



Министерство науки и высшего образования
Российской Федерации



Российская академия наук



Институт проблем сверхпластичности
металлов Российской Академии Наук



Уфимский университет
науки и технологий



Уфимский государственный нефтяной
технический университет



ИПСМ РАН:
От фундаментальных исследований
к прикладным технологиям!



Международная конференция **Физика и технология перспективных материалов**

**Сборник трудов конференции
(г. Уфа, 6 – 10 октября 2025 г.)**

**МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
РОССИЙСКАЯ АКАДЕМИЯ НАУК
ИНСТИТУТ ПРОБЛЕМ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ РАН
УФИМСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ НАУКИ И ТЕХНОЛОГИЙ
УФИМСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ НЕФТЯНОЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ**

**ФИЗИКА И ТЕХНОЛОГИЯ
ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ – 2025**

(PHYSICS AND TECHNOLOGY OF ADVANCED MATERIALS – 2025)

***Сборник трудов
Международной конференции
(г. Уфа, 6 – 10 октября 2025 г.)***

**Уфа
РИЦ УУНТ
2025**

УДК 620.1/.2+539.3/.5+621.7
ББК 30.3+30.121+30.68
Ф50

Физика и технология перспективных материалов–2025:

Ф50 сборник трудов Международной конференции (г. Уфа, 6-10 октября 2025 г. / отв. ред. А.А. Назаров. — Уфа: РИЦ УУНТ, 2025. – 429 с.

ISBN

В сборнике представлены последние достижения в области физики и технологии обработки перспективных материалов. Представленные доклады посвящены широкому кругу проблем современного материаловедения: получение новых материалов различной природы и различного назначения, изучение электронной, атомной структуры, микроструктуры, физических, физико-химических и механических свойств материалов, исследование структурных, фазовых превращений в материалах в процессах обработки, а также их применение, повышение ресурса деталей и конструкций, используемых в промышленности и т.д.

Сборник предназначен для интересующихся проблемами современного материаловедения.

Physics and Technology of Advanced Materials-2025:

abstracts of the International Conference (Ufa, 6-10 October, 2025). – Ufa, Ufa University of Science and Technology, 2025. - 429 p.

The book presents the latest achievements in the field of physics and technology of processing of advanced materials. The presented reports are devoted to a wide range of problems of the modern materials science, such as development of new materials of various origins and for various purposes, research on the electronic, atomic structure, microstructure, physical, physicochemical and mechanical properties of materials, study of structural, phase transformations in materials in treatment processes, as well as their application, increase of the resource of parts and structures used in industry, etc.

The collection can be of interest for everyone interested in the problems of modern materials science.

УДК 620.1/.2+539.3/.5+621.7
ББК 30.3+30.121+30.68

ISBN

© УУНТ, 2025

© ИПСМ РАН, 2025

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЧИСТОГО ЦИНКА ПОСЛЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ РКУП ОБРАБОТКИ

Абдрахманова Э.Д., Хафизова Э.Д., Аксенов Д.А., Асфандияров Р.Н., Поленок М.В.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа
elmira.abdr2019@mail.ru

Цинк все чаще рассматривается в качестве материала для временных имплантатов, благодаря своей биосовместимости и умеренной скорости растворения. Однако образцы из чистого цинка демонстрируют предел прочности 55 МПа, предел текучести 45 МПа и относительное удлинение 4%, что недостаточно для обеспечения поддержки травмированной кости [1]. Известно, что акустическое воздействие позволяет контролировать микроструктуру металла, тем самым позволяя достичь необходимых свойств материала [2]. При обработке магниевого сплава методом РКУП, совмещенного с ультразвуком, было установлено, что ультразвуковая обработка способствует повышению однородности микроструктуры, увеличению пластичности, однако не оказывает существенного влияния на прочность материала [3]. Ожидается, что такая обработка поможет устранить хрупкость чистого цинка.

РКУП проводилось при 150°C со скоростью 1,3 мм/с и углом пересечения каналов 90°. Были получены образцы чистого Zn после РКУП и после РКУП, совмещенного с ультразвуком. Деформация методом РКУП, совмещенная с ультразвуковыми колебаниями, проводилась на специальной установке. Амплитуды ультразвуковых колебаний составляли 5 и 10 мкм при частоте колебаний 20,25–20,40 кГц. Для механических испытаний были изготовлены цилиндрические образцы по ГОСТ 1497–84. Испытания проводились на электромеханической измерительной системе Instron 5982 при комнатной температуре.

Целью настоящей работы является изучение микроструктуры и механических свойств образцов чистого Zn после РКУП и РКУП, совмещенное с ультразвуком.

Применение ультразвуковой обработки при РКУП позволило повысить предел прочности до 101 МПа и относительное удлинение до 23%, а также наблюдалась микроструктурная трансформация. Таким образом, удалось устранить исходную хрупкость цинка и повысить прочность в 2 раза. Однако требуется оптимизация режимов обработки для достижения прочностных характеристик, соответствующих клиническим требованиям, что является задачей для дальнейших исследований материала.

Литература

1. Kafri, Alon & Ovadia, Shira & Goldman, Jeremy & Drelich, Jaroslaw & Aghion, Eli. (2018). The Suitability of Zn–1.3%Fe Alloy as a Biodegradable Implant Material. *Metals*. 8. 153. 10.3390/met8030153.
2. Марукович Е. И., Харьков В. А., Попелушко А. П., Сазоненко И. О. О перспективах применения акустических воздействий в металлургических процессах // *Литьё и металлургия*. 2009. №1 (50).
3. R.N. Asfandiyarov, D.A. Aksenov, M.A. Shishkunova, A.G. Raab, Y.R. Sementeeva. Influence of ECAP combined with ultrasound on the structure and properties of the alloy of the Mg-Zn-Zr system. *Lett. Mater.*, 2024, 14(3), 183-189

МАГНИТОСЕГНЕТОУПРУГИЕ ВОЛНЫ В СЕГНЕТОАНТИФЕРРОМАГНЕТИКАХ С ОРТОРОМБИЧЕСКОЙ СИММЕТРИЕЙ

А.У. Абдуллин

Уфимский университет науки и технологий, Уфа
auabdullin@mail.ru

В нашей работе [1] были получены условия обменного усиления магнитоэлектрического взаимодействия в мультиферроиках-сегнетоантиферромагнетиках (САФ) с орторомбической симметрией (пространственная группа D_{2h}). Здесь мы хотим продолжить изучение подобных кристаллов, включив в рассмотрение упругую подсистему кристалла, и получить условия усиления уже магнитоупругой связи. Наконец, диагонализацией полного гамильтониана будет получено дисперсионное уравнение, определяющее спектр связанных магнитоупругих волн, и его частные решения.

Энергии магнитной и сегнетоэлектрической подсистем выберем как в работе [1] с учетом тензоров однородного обменного $\delta_{qr}^{\alpha\beta}$, релятивистского взаимодействия $\beta_{qr}^{\alpha\beta}$ и неоднородного обменного взаимодействия $\alpha_{pqrs}^{\alpha\beta}$, а также тензора обратной диэлектрической восприимчивости κ_{pq} , где $p, q, r, s = x, y, z$, а индексы подрешеток $\alpha, \beta = 1, 2$. Энергию упругой подсистемы представим в виде

$$H_y = \frac{1}{2} \int_{(V)} d\vec{r} \left\{ \rho \dot{\vec{u}}^2 + \Lambda_{pqrs} u_{pq} u_{rs} \right\},$$

где $\vec{u}$ – вектор упругих смещений, u_{pq} – тензор деформаций.

Для описания взаимодействия подсистем введем энергии магнитоупругого H_{MY} , магнитоэлектрического $H_{M\Xi}$ и электроупругого $H_{\Xi Y}$ взаимодействий

$$H_{MY} = \int_{(V)} d\vec{r} \lambda_{pqrs}^{\alpha\beta} M_p^\alpha M_q^\beta u_{rs}, \quad H_{M\Xi} = \int_{(V)} d\vec{r} a_{pqr}^{\alpha\beta} P_p M_q^\alpha M_r^\beta$$

$$H_{\Xi Y} = \int_{(V)} d\vec{r} v_{pqrs}^{\alpha\beta} (\nabla_q P_p) u_{mn},$$

где $\nabla_q P_p = \partial P_p / \partial r_q$, $\vec{M}^\alpha$ – намагниченности подрешеток, $\lambda_{pqrs}^{\alpha\beta}$ – тензор магнитострикции, $\vec{p}$ – отклонение вектора поляризации от равновесного значения, $a_{pqr}^{\alpha\beta}$ – тензор релятивистского магнитоэлектрического взаимодействия, $v_{pqrs}^{\alpha\beta}$ – тензор, отвечающий за связь неоднородности поляризации и деформации.

Перейдем к представлению приближенного вторичного квантования. С этой целью выразим магнитные моменты подрешеток через операторы Гольштейна-Примакова a_α^+, a_α , вектор $\vec{u}$ – через операторы рождения и уничтожения фононов b_{kf}^+, b_{kf} , а $\vec{p}$ – через операторы рождения и уничтожения сегнетонов $d_{k\delta}^+, d_{k\delta}$ (см., напр. [2]). Диагонализуя гамильтониан магнитной подсистемы каноническим преобразованием Боголюбова с введением операторов рождения и уничтожения магнонов $c_{k\gamma}^+, c_{k\gamma}$ (см. [1]), исходный полный гамильтониан системы представим в виде

$$H = \sum_{k\gamma} \varepsilon_{k\gamma} c_{k\gamma}^+ c_{k\gamma} + \sum_{kf} \omega_f b_{kf}^+ b_{kf} + \sum_{k\delta} \Omega_{k\delta} d_{k\delta}^+ d_{k\delta} +$$

$$+ \sum_{k\gamma f} \left(\Gamma_{k\gamma f}^{MY} c_{k\gamma} (b_{-kf} - b_{kf}^+) + \text{э.с.} \right) + \sum_{k\gamma \delta} \left(\Gamma_{k\gamma \delta}^{M\Xi} c_{k\gamma} (d_{-k\delta} - d_{k\delta}^+) + \text{э.с.} \right) +$$

$$+ \sum_{k\gamma \delta} \left(\Gamma_{k\gamma \delta}^{\Xi Y} d_{k\delta} (b_{-kf} - b_{kf}^+) + \text{э.с.} \right), \quad (1)$$

где ε_γ , $\gamma = 1, 2$ и ω_f , $f = v_1, v_2, l$ – энергии соответствующих ветвей спиновых и упругих волн, Ω_δ – энергия сегнетонов.

Коэффициент магнитоупругой связи определяется выражением

$$\Gamma_{\vec{k}\vec{f}}^{MY} = i \sqrt{\frac{2}{\rho\omega_f}} \sum_{\alpha\beta} \lambda_{pqrs}^{\alpha\beta} (C_{pq}^{\alpha\beta} u_{\beta\gamma} + C_{pq}^{\alpha\beta*} v_{\beta\gamma}) \vec{e}_{\vec{k}r}^f k_s, \quad (2)$$

где $u_{\beta\gamma}$, $v_{\beta\gamma}$ – коэффициенты упомянутого u, v -преобразования (см. [1]), $\vec{e}_k^f$ – единичный вектор поляризации фононов. В выражениях

$$C_{pq}^{\alpha\beta} = \sqrt{\mu M_0^3} e_{3q}^\alpha e_{\perp r}^\beta$$

коэффициенты преобразований операторов M_q^α к собственному представлению здесь выбраны в виде

$$e_{3q}^\alpha = \frac{M_0^\alpha}{M_0}, \quad e_{\perp r}^\beta = \frac{1}{\sqrt{2}} (e_{1r}^\alpha + i e_{2r}^\alpha), \quad \vec{e}_1^\alpha \perp_s (\vec{M}_0^\alpha, \vec{H}_0), \quad \vec{e}_2^\alpha = [\vec{e}_3^\alpha, \vec{e}_1^\alpha]$$

Диагонализуя гамильтониан (1) каноническим преобразованием

$$c_{\vec{k}\gamma} = U_{\gamma g} \alpha_{\vec{k}g} + V_{\gamma g}^* \alpha_{-\vec{k}g}^+, \quad b_{\vec{k}f} = U_{fg} \alpha_{\vec{k}g} + V_{fg}^* \alpha_{-\vec{k}g}^+, \quad g = \gamma, f, \quad (3)$$

получим следующее дисперсионное уравнение, определяющее спектр связанных магнитосегнетоупругих волн $E = E_{\vec{k}g}$:

$$\begin{aligned} & \prod_{\vec{f}\vec{g}} (E^2 - \varepsilon_\gamma^2) (E^2 - \omega_f^2) (E^2 - \Omega_\delta^2) - 4 \sum_{\vec{f}} |\Gamma_{\vec{f}}^{MY}|^2 \varepsilon_\gamma \omega_f \prod_{\delta, \alpha \neq \gamma, \sigma \neq f} (E^2 - \Omega_\delta^2) (E^2 - \varepsilon_\alpha^2) (E^2 - \omega_\sigma^2) - \\ & - 4 \sum_{\vec{g}} |\Gamma_{\vec{g}}^{M\sigma}|^2 \varepsilon_\gamma \Omega_\delta \prod_{f, \alpha \neq \gamma, \sigma \neq \delta} (E^2 - \omega_f^2) (E^2 - \Omega_\sigma^2) (E^2 - \varepsilon_\alpha^2) - \\ & - 4 \sum_{\vec{f}} |\Gamma_{\vec{f}}^{\sigma Y}|^2 \Omega_\delta \omega_f \prod_{\gamma, \alpha \neq \delta, \sigma \neq f} (E^2 - \varepsilon_\gamma^2) (E^2 - \omega_\alpha^2) (E^2 - \Omega_\sigma^2) = 0 \end{aligned} \quad (4)$$

В области резонансного взаимодействия спиновой и упругой волн можно получить приближенные значения для коэффициентов преобразования (3), которые мы не приводим ввиду их громоздкости. При этом спектр связанных магнитоупругих волн

$$E_{1,2} = \frac{1}{2} \left[(\varepsilon_\gamma + \omega_f) \pm \sqrt{(\varepsilon_\gamma - \omega_f)^2 + 4 |\Gamma_{\vec{f}}^{MY}|^2} \right].$$

Направим внешнее магнитное поле $\vec{H}_0$ вдоль оси z_0 для антиферромагнетика типа «легкая XOY-плоскость» с условиями

$$0 \leq H_0 \leq 2\delta M_0 \quad (\delta_{xx} \approx \delta_{yy} \approx \delta_{zz} = \delta),$$

$$e_{3z}^\alpha = \cos \theta \approx H_0 / H_\delta, \quad e_{3x}^\alpha = 0, \quad e_{3y}^\alpha = (\delta_{1\alpha} - \delta_{2\alpha}) \sin \theta$$

Оценим параметр магнитоупругого взаимодействия (2). Для $\vec{k} \parallel \vec{z}_0$ ненулевые коэффициенты связи с поперечными фононными ветвями имеют вид

$$\Gamma_{1\nu_1}^{MY} = 2ik\gamma_{\nu_1} (\lambda_{xzxz}^{11} + \lambda_{xzxz}^{12}) \cos \theta (u_{11} + v_{11}),$$

$$\Gamma_{1\nu_2}^{MY} = -2k\gamma_{\nu_2} (\lambda_{yzyz}^{11} \cos 2\theta + \lambda_{yzyz}^{12}) (u_{11} - v_{11}), \quad \gamma_f \equiv \sqrt{\frac{\mu M_0^3}{\rho\omega_f}}$$

а параметр взаимодействия с продольной фононной ветвью

$$\Gamma_{21}^{MY} = k\gamma_1 (\lambda_{yyzz}^{11} - \lambda_{zzzz}^{11} - \lambda_{yyzz}^{12} - \lambda_{zzzz}^{12}) \sin 2\theta (u_{22} - v_{22}).$$

Так как $(u_{11} - v_{11}) \approx (\mu M_0 \delta / \varepsilon_1)^{1/2}$, где ε_1 – ветвь спиновых волн акустического типа, то коэффициент связи низлежащей ветви спиновых волн со второй поперечной упругой волной $\Gamma_{1\nu_2}^{MY}$ обменно усиливается в $\sqrt{\delta} \approx 30$ раз [3]. Аналогично убеждаемся, что для направления $\vec{k} \parallel \vec{x}_0$ обменного усиления магнитострикции не происходит, а при $\vec{k} \parallel \vec{y}_0$ возникает обменно усиленное взаимодействие первой ветви спиновых волн с первой поперечной упругой волной. В последнем случае приближенные решения дисперсионного уравнения (4) вблизи области магнитоакустического резонанса можно представить в виде $E_1 \approx \omega_{\nu_1} (1 + \zeta_{MY})$, $E_2 \approx \varepsilon_1 (1 - \zeta_{MY})$, где безразмерный параметр связи определяется как

$$\zeta_{MY} \equiv \frac{|\Gamma_{1\nu_1}^{MY}|}{\sqrt{\varepsilon_1 \omega_{\nu_1}}} \approx \frac{k\mu\lambda M_0^2}{\varepsilon_1 \omega_{\nu_1}} \sqrt{\frac{\delta}{\rho}},$$

и λ – порядок компонент тензора магнитострикции. Получается, что отличие связанной магнитоупругой волны от соответствующего собственного колебания пропорционально безразмерному параметру связи. Подставляя характерные для перовскитов значения параметров $\rho = 10^2 / \text{см}^3$, $M_0 = 10^3 \text{ Гс}$, $\lambda \approx 10$, $\delta = 10^3$ [3,4] при характерных $\varepsilon_1 \approx \omega_1 \approx 10^{12} \text{ с}^{-1}$, $k \approx 10^7 \text{ см}^{-1}$ получаем оценку $\zeta_{MY} \approx 10^{-2}$. Продолжая идеологию работы [1], убеждаемся, что относительные поправки к энергиям сегнетоэлектрической и спиновой волн определяются безразмерным параметром магнитоэлектрической связи

$$\zeta_{MЭ} \equiv \frac{|\Gamma_{11}^{MY}|}{\sqrt{\varepsilon_1 \Omega_1}} \approx \frac{a \mu M_0^2}{\varepsilon_1 \Omega_1} \sqrt{\frac{\delta \lambda}{\pi}}$$

Подстановка в этом случае дает при тех же условиях $\zeta_{MЭ} \approx 10^{-1}$. Как видно, в САФ с орторомбической симметрией магнитоэлектрическая связь оказывается на порядок больше, чем магнитоупругая.

В заключение отметим, что в типичном металлооксидном соединении с перовскитоподобной структурой La_2CuO_4 энергии спиновых волн могут достигать значений до 0,3эВ [5]. Наличие таких мод вместе с эффектом обменного усиления приводит к значительным поправкам к энергиям сегнетоэлектрических, спиновых и упругих волн. Таким образом, воздействие на магнитную подсистему внешним магнитным полем может изменить электрические свойства металлооксидных соединений со структурой перовскита, например, повлиять на их проводимость. С другой стороны, подобное воздействие может изменять и упругие свойства таких соединений, например, повлиять на их прочностные свойства.

В дальнейшем было интересно распространить результаты на случай 4-подрешеточных сегнетоантиферромагнетиков [6] и рассмотреть влияние шумов на спектр связанных волн [7].

Литература

1. Абдуллин А.У. Магнитоэлектрическое взаимодействие в перовскитовых структурах. // Прикладная физика и математика. 2020. № 5. С.9–11.
2. Боголюбов Н.Н. (мл.), Садовников Б.И. Некоторые вопросы статистической механики. М.: Высшая школа. 1975. 352 с.
3. Савченко М.А., Хабахпашев М.А. Связанные сегнетомагнитоупругие волны в сегнетоантиферромагнетиках. // Физика твердого тела. 1976. Т.18. № 9. С.2699-2703.
4. Хабахпашев М.А. Энергетическая щель в спектре спиновых волн в сегнетомагнетиках. // Физика твердого тела. 1978. Т.20. №1. С.238-240.
5. Hayden S.M. et al. High-energy spin waves in La_2CuO_4 . // Phys.Rev. Lett. 1991. V.67. P.3622–3625.
6. Абдуллин А.У., Савченко М.А., Харрасов М.Х. Магнитоупругое взаимодействие в перовскитовых структурах в орторомбической фазе. // Доклады РАН. 1995. Т.342. №6. С.753-757.
7. Харрасов М.Х., Абдуллин А.У. О гауссовской аппроксимации решений уравнения Фоккера-Планка. // Доклады РАН. 1994. Т.335. №1. С.32-34.

ДИНАМИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ СПЛАВОВ И КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ

**Д.Н. Абдуллина¹, И.В. Хомская¹, С.В. Разоренов², Е.В. Шорохов³, А.С. Савиных²,
Г.В. Гаркушин²**

¹*Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург*

²*Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии
РАН, Черноголовка*

³*Российский Федеральный Ядерный Центр –Всероссийский научно-исследовательский
институт имени академика Е.И. Забабахина, Снежинск
abdullina@imp.uran.ru*

Изучено влияние дисперсности и дефектности кристаллической структуры меди, легированной микродобавками хрома, циркония, графена и углеродными нанотрубками на сопротивление высокоскоростному деформированию и разрушению. Субмикроструктурная (СМК) структура (0,5–1,0 мкм) в материалах была получена методом динамического канально-углового прессования (ДКУП). Отличительной особенностью метода ДКУП, представляющего собой динамический вариант квазистатического способа РКУП, является комбинированное воздействие высокоскоростной (10^4 – 10^5 с⁻¹) деформации сдвига, ударно-волновой деформации сжатия и температуры [1].

Ударно-волновые эксперименты проводили в специальной взрывной камере [2], при этом давление составляло 4,7–7,3 ГПа, скорость деформации в разгрузочной части волны сжатия перед откольным разрушением – $(0,9$ – $3,2) \cdot 10^5$ с⁻¹. В процессе нагружения осуществляли непрерывную регистрацию профилей скорости свободной поверхности при помощи лазерного Доплеровского измерителя скорости VISAR, имеющего временное разрешение ~ 1 нс [2]. На основании анализа полученных волновых профилей были рассчитаны динамические свойства: динамический предел упругости, динамический предел текучести и откольная прочность сплавов после различных обработок.

Показано, что динамический предел упругости и динамический предел текучести СМК сплавов увеличился 1,9–2,8 раза, а откольная прочность в 1,4 раза, по сравнению с КК состоянием. Последующие отжиги при 400–450°C приводят к дополнительному увеличению динамических свойств в 1,2–1,9 раз.

Определено, что ДКУП композитов на основе меди с микродобавками графена (Cu-0,02 % Gn) и углеродными нанотрубками приводит к увеличению динамического предела упругости, динамического предела текучести в 4,0–5,6 раза и откольной прочности в 1,2–1,8 раза. Повышенный уровень механических свойств сплавов и композитов по сравнению с медью [3], связан с упрочнением, обусловленным выделением наночастиц вторых фаз (Cu₅Zr и Cr), в сплавах в процессе ДКУП и последующего отжига, и введением армирующих микродобавок графена и углеродных нанотрубок. Полученные данные о динамических свойствах и характере откольного разрушения СМК сплавов и композитов на основе меди позволяют прогнозировать их поведение в экстремальных условиях эксплуатации.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН (тема «Структура» № 122021000033-2) и по программе «Комплексное исследование физико-химических свойств и процессов в веществе в условиях высокоэнергетических воздействий», ФИЦ ПХФ и МХ РАН, № темы FFSG-2024-0001, регистрационный № 124020600049-8.

Литература

1. Способ динамической обработки материалов: пат. 2283717 Рос. Федерация: МПК 51 В 21 J 5/04, В 21 С 23/18, С 21 D 7/02 /Шорохов Е.В., Жгилев И.Н., Валиев Р.З.; опубл. 27.04.06, Бюл. № 26. 64 с.
2. С.В. Разоренов, Г.В. Гаркушин // ЖТФ. 2015. Т. 85, №.7. С. 77–82.
3. И.В. Хомская, С.В. Разоренов, Г.В. Гаркушин, Е.В. Шорохов, Д.Н. Абдуллина // Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121, №4. С.435–442.

РАСЧЕТ ЭНЕРГИИ СВЯЗИ МОЛЕКУЛЫ ВОДЫ АДСОРБИРОВАННОЙ НА ПОВЕРХНОСТИ ОКСИДА ЦИНКА

Н. А. Авдеев, А. Д. Кононенко

Петрозаводский государственный университет, Петрозаводск

Адсорбированная вода оказывает значительное влияние на электрофизические свойства оксида цинка (ZnO). В частности, адсорбированная вода может изменять проводимость, диэлектрическую проницаемость, а также поверхностные свойства ZnO, что важно для различных приложений, таких как сенсоры и фотокатализаторы [1,2]. Энергия адсорбции воды на поверхности ZnO является сложной величиной, зависящей от многих факторов. Понимание этих факторов необходимо для оптимизации процессов, в которых используется ZnO, например, в катализе, сенсорике и других областях.

Для проведения исследований составлена модельная структура $Zn_{25}O_{25}$ с молекулой воды расположенной над ее поверхностью.

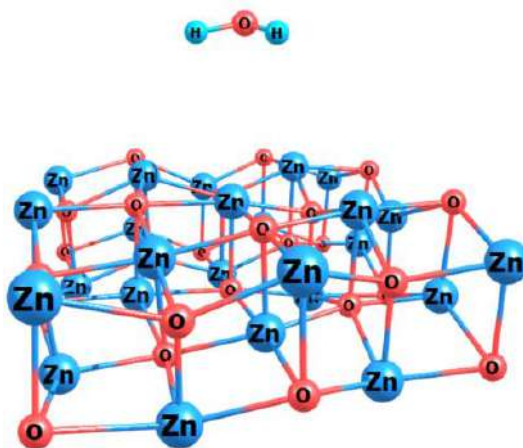


Рис. 1. Модель структуры $Zn_{25}O_{25}$ с адсорбированной на поверхности водой.

Оптимизации проводилась методом Polak – Ribiere, энергетические параметры рассчитаны методом Хартри – Фока, с использованием метода DFT [3]. Величина заряда модельной структуры принимается равной нулю.

Таблица 1. Энергетические уровни структуры $Zn_{25}O_{25}$ с адсорбированной молекулой воды.

Корреляция DFT	-	0,25	0,26	0,27
E_g	3,2409	3,2409	3,3307	3,4178
E_{H_2O}	0,2640	0,2640	0,2640	0,2612

В таблице 1 приведены результаты расчетов ширины запрещенной зоны и положение примесного уровня у дна зоны проводимости, от коэффициента корреляции электронов, который устанавливается в DFT методе. Дальнейшие расчеты энергии связи проводились при коэффициенте корреляции 0,27. В этом случае ширина запрещенной зоны соответствует значению $E_g = 3,4178$ эВ, которое близко экспериментальному (3,44 эВ). Адсорбированная молекула воды создает энергетический уровень $E_{H_2O} = 0,2612$ эВ у дна зоны проводимости.

Зависимость энергии системы $\text{Zn}_{25}\text{O}_{25}$ с адсорбированной молекулой воды от длины связи представлена на рис. 2. Расстояние между молекулой воды и поверхностью окисла определялось через среднее значение координат атомов по оси z . (т.е. рассчитано среднее значение координаты z для атомов воды и атомов, составляющих верхний слой структуры). Затем была рассчитана разница между полученными средними значениями координаты z .

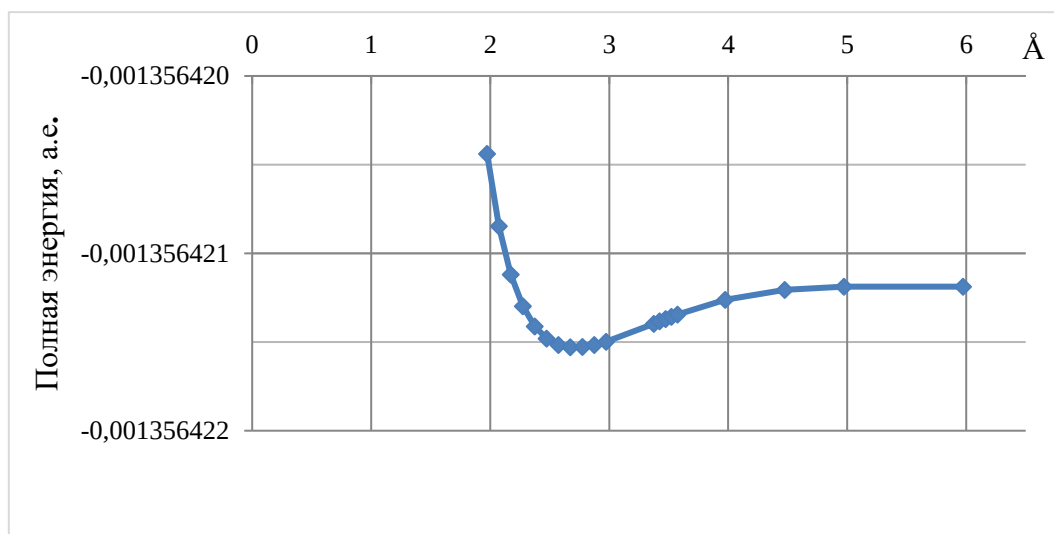


Рис. 2. Зависимость полной энергии от расстояния между молекулой воды и поверхностью структуры $\text{Zn}_{25}\text{O}_{25}$.

Из приведенной зависимости по разнице энергии отсчитанной от минимального значения полной энергии и энергии, к которой стремится система, при увеличении расстояния можно определить энергию связи молекулы воды с поверхностью окисла цинка, которая равна $E_{\text{св}} = 0,319$ эВ.

Вода может адсорбироваться на поверхности ZnO за счет слабых межмолекулярных сил, таких как ван-дер-ваальсовы силы и водородные связи. Энергия связи в этом случае, как правило, не превышает 40-60 кДж/моль [4], если принять среднее значение этой энергии 30 кДж/моль и учесть соотношение 1 эВ/молекула = 96,5 кДж/моль, то получаем энергию 0,31эв, что находится в отличном совпадении с рассчитанной величиной.

Литература

1. Гусев Е.Ю., Михно А.С., Гамалеев В.А., Юрченко С.А. Исследования влияния относительной влажности воздуха на электрическое сопротивление нанокристаллических пленок ZnO , полученных методом реактивного магнетронного распыления // Инженерный вестник Дона, №4, 2014 г.
2. <https://airlife.ru/articles/vozvrashchenie-fotokataliza>
3. Тихонов, Иван Викторович. Основы квантово-химических расчетов : учебно-методическое пособие / И. В. Тихонов, А. В. Сирик, А. М. Гробов ; Яросл. гос. ун-т им. П. Г. Демидова. — Ярославль: ЯрГУ, 2017. — 56 с.
4. Макашев Ю. А., Кирилов В. В. Аномальные свойства воды и возможность их использования для получения энергии// ВЕСТНИК МАХ № 2, 2013 С. 32

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ НАГАРТОВАННОГО КРУПНО- И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С

Е.В. Автократова, О.Ш. Ситдииков, Р.Р. Загитов, О.Э. Латыпова, И.Ш. Валеев, А.Х. Валеева, М.В. Маркушев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
avtokratova@imsp.ru

Известно, что отжиг нагартованного материала приводит к совершенствованию его структуры, вплоть до полной рекристаллизации. При этом тип и параметры формирующейся структуры определяются как режимами термической обработки, так и исходным структурно-фазовым состоянием материала. Для криодеформированных чистых ГЦК металлов показано, что пост-деформационная однократная электроимпульсная обработка (ЭИО) импульсами тока высокой плотности позволяет получать как однородную ультрамелкозернистую (УМЗ), так и наноразмерную дислокационно-ячеистую структуру [1].

Представляло интерес изучить влияние однократной ЭИО на структуру и твердость нагартованного термически неупрочняемого сплава 1570С (Al-5,0Mg-0,18Mn-0,20Sc-0,08Zr-0,01Fe-0,01Si), комплексно легированного переходными металлами. Исследовали два структурных состояния: гомогенизированный крупнозернистый слиток с размером зерна (d) 25 мкм и УМЗ поковку с $d=2$ мкм. Сплав подвергали прокатке при комнатной и криогенной (-196°C) температуре до обжатия 80%. ЭИО проводили импульсами тока длительностью ~ 100 мкс и с интегральной плотностью K_j в интервале $0,2-1,6 \times 10^4 \text{ A}^2 \cdot \text{с}/\text{мм}^4$.

Установлено, что сплав в обоих структурных состояниях значительно упрочнялся как при комнатной, так и криогенной температуре прокатки. Наименьшее упрочнение (со 105 до 140 HV) наблюдалось для слитка, деформированного при комнатной температуре, а наибольшее (до 160 HV) – для криогенно деформированной поковки. Последующая ЭИО, активировавшая статический возврат, приводила к разупрочнению сплава во всех состояниях до 120 ± 5 HV с близкой интенсивностью. Импульсы тока с более высокой энергией инициировали рекристаллизацию нагартованной структуры, что вызывало более интенсивное снижение твердости. Наименьшая интенсивность разупрочнения наблюдалась для слитка после прокатки при комнатной температуре с наименьшей твердостью (и наименьшей дефектностью структуры). Монотонное снижение его твердости с ростом энергии импульса отмечали до $K_j = 1,3 \times 10^4 \text{ A}^2 \cdot \text{с}/\text{мм}^4$ (значение энергии импульса, значительно превышающее таковое для других состояний).

Обсуждаются причины выявленных тенденций изменения структуры и прочности сплава при прокатке и ЭИО, включая морфологию субструктуры. Сделан вывод о том, что предварительное измельчение зерен, а также снижение температуры прокатки ускоряют разупрочнение сильнодеформированного сплава при последующей ЭИО.

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00702 <https://rscf.ru/project/23-19-00702/> (криогенная прокатка) и Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания ИПСМ РАН (комнатная прокатка). Работы проведены на базе Центра коллективного пользования ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».

Литература

1. M. Markushev, E. Avtorkatova, R. Ilyuasov, I. Valeev, A. Valeeva, S. Krimskiy, O. Sitdikov // Russian Metallurgy (Metally). 2023. V. 2023. No. 11. P. 1690-1695.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ФИБРОБЕТОНА С ПРИМЕНЕНИЕМ МИКРОКРЕМНЕЗЕМА И БАЗАЛЬТОВОГО ВОЛОКНА

Айдаралиев Ж.К.¹, Бекболот кызы Б.², Рашид кызы Б.¹, Жолдошова Ч.К.¹

¹*Кыргызский государственный технический университет им. И. Раззакова, Бишкек, Кыргызстан;*

²*Кыргызпатент, Отдел экспертизы объектов промышленной собственности, Бишкек, Кыргызстан.*

*Автор, ответственный за переписку: E-mail: janlem@mail.ru

Абстракт. В данной работе для улучшения качества портландцемента предложено добавление микрокремнезёма, полученного в результате переработки отходов рисового производства. Введение микрокремнезёма способствует повышению прочности портландцемента, улучшает его реакционную способность и обеспечивает однородность водно-цементной смеси.

Дополнительно армирование такой цементной смеси базальтовым волокном значительно повышает прочность фибробетона как на сжатие, так и на изгиб, увеличивая его долговечность и устойчивость к механическим нагрузкам.

Ключевые слова: нанотехнология, микрокремнезем, нано модификатор, базальтовые волокна, базальтофибробетон.

NANOTECHNOLOGY OF CONCRETE BASED ON MICROSILICA AND BASALT FIBER

Zh. K. Aydaraliev^{a*}, B. Bekbolot kyzy^a, Rashid kyzy B.^a, Zholdoshova Ch.K.

^a*Kyrgyz State Technical University named after I. Razzakov, Bishkek, Kyrgyzstan*

^b*Kyrgyz patent, Department of Industrial Property Examination, Bishkek, Kyrgyzstan*

* Corresponding author: janlem@mail.ru

Abstract.

This study proposes the addition of microsilica, obtained from the processing of rice production waste, to improve the quality of Portland cement. The introduction of microsilica enhances the strength of Portland cement, improves its reactivity, and ensures the uniformity of the water-cement mixture.

Additionally, reinforcing such a cement mixture with basalt fiber significantly increases the strength of fiber-reinforced concrete in both compression and bending, enhancing its durability and resistance to mechanical loads.

Keywords: Nanotechnology; Microsilica; Nano modifier; Basalt fibers; Basalt fiber-reinforced concrete.

Нанотехнология в бетоне с микроармированием основана на использовании наночастиц и микроразмерных армирующих волокон (фибр) для улучшения его эксплуатационных характеристик. Введение таких добавок, как нанокремнезём, наночастицы оксида титана, графеновые нанотрубки и микрофибры, позволяет значительно повысить прочность, трещиностойкость, морозостойкость и долговечность бетона.

Известно, что удельная поверхность обычного портландцемента составляет около 2500 см²/г. При гидратации частицы такого цемента вступают в химическую реакцию с водой лишь на четверть своего объёма, тогда как остальная часть остаётся инертной и выполняет функцию заполнителя в затвердевшей цементной смеси. Это ограничивает эффективность использования цемента и влияет на его прочностные характеристики.

Для устранения этого недостатка предложено дополнительно измельчать частицы портландцемента до максимально возможных мелких размеров непосредственно перед использованием. Однако до недавнего времени этот метод практически не применялся, поскольку затраты на дополнительное измельчение были сопоставимы с достигнутым эффектом. Основная причина низкой эффективности заключалась в использовании гравитационных мельниц, которые принципиально не подходят для получения мелкодисперсных, а тем более наноразмерных порошков [1].

Использование портландцемента, измельчённого до наночастиц, можно считать одним из первых способов получения нанобетона. Однако этот метод пока находится на стадии развития. В то же время второй способ – введение в цементные смеси так называемых наномодификаторов – уже активно применяется в строительной индустрии [2].

Одним из наиболее широко используемых наномодификаторов является микрокремнезём (МК) – побочный продукт при производстве ферросилиция и металлического кремния. Его добавление в цементные составы значительно улучшает прочностные характеристики бетона, повышает его плотность и долговечность.

В процессе производства риса образуется значительное количество отходов, основную часть которых составляет рисовая шелуха. При её переработке можно получить микрокремнезём и нанокремнезём, которые используются в качестве добавок к портландцементу для улучшения его свойств [3].

В настоящее время используются различные типы волокон, такие как стальные, углеродные, полипропиленовые и виниловые, для усиления бетона. Пригодность волокон для конкретного применения определяется их физическими характеристиками, включая плотность, модуль упругости, прочность на растяжение, удлинение при разрыве и способность сцепляться с цементной матрицей [4, 5].

Среди неметаллических волокон наиболее доступными с экономической точки зрения являются стеклянные и базальтовые волокна [6, 7]. Базальтовое волокно отличается высокими физико-механическими характеристиками, химической стойкостью, термостойкостью, светостойкостью и атмосферостойкостью. Кроме того, его производство технологично, стоимость относительно невысока, и оно является экологически безопасным.

Опыт исследований в области фибробетона используется для создания цементных композиций, армированных базальтовым волокном. Эти композиционные материалы обладают высокими физико-механическими свойствами и повышенной устойчивостью к коррозии, что делает их перспективными для применения в агрессивных средах [7, 8].

Обширные запасы базальтовых пород в Кыргызской Республике и уникальные свойства базальтовых волокон позволяют заключить, что базальтофибробетонные материалы, включая гидротехнические изделия, имеют значительный потенциал для использования [9].

Использование нанотехнологий в бетоне на основе кремнезёма и микроволокна направлено на повышение его прочностных и эксплуатационных характеристик. Добавление нанокремнезёма способствует уплотнению цементного камня, улучшает адгезию между частицами и увеличивает прочность на сжатие. Микроволокна, в свою очередь, обеспечивают равномерное распределение внутренних напряжений, повышают трещиностойкость и устойчивость к динамическим нагрузкам.

Такая технология делает бетон более долговечным, устойчивым к агрессивным средам и снижает риск образования микротрещин на ранних стадиях твердения.

Литература

1. Урханова А., Буянтуев С.Л., Лхасаранов С.А., Кузнецова А.Ю. Использование фуллеренсодержащей добавки для улучшения свойств цемента и бетона. //Научно-технический и производственный журнал «Строительные материалы», январь/февраль. 2016. – С. 32-37.
2. Урханова Л.А., Лхасаранов С.А., Розина В.Е., Буянтуев С.Л., Бардаханов С.П. Базальтофибробетон с улучшенными физико-механическими и эксплуатационными

- свойствами с применением нанодисперсных модификаторов. //Вестник ИрГТУ №11 (94) 2014. – С. 175-179.
3. Айдаралиев Ж.К., Рысбаева И.А., Бекболот кызы Б., Чимчикова М.К., Рашид кызы Б. Получение поликристаллического кремния хлорированием из рисовой шелухи и очистки хлорсодержащих газов адсорбционным методом // Нанотехнологии в строительстве. 2023. Т. 15, № 6. С. 592–601. <https://doi.org/10.15828/2075-8545-2023-15-6-592-601>. – EDN: SAVFFB
4. Новикова, О.А. Модификация поверхности армирующих волокон в композиционных материалах [Текст]: / О.А.Новикова, В.П. Сергеев. – Киев.: Наука думка,1989.- 220 с.
5. Армирование неорганических веществ минеральными волокнами /[А.А. Пащенко, В.П. Сербин, А.П. Пасловская и др.]. - М.: Стройиздат, 1988.- 201 с.
6. Бабаев. В. Б., Строкова В. В., Нелюбова В. В. Базальтовое волокно как компонент для микроармирования цементных композитов. //Вестник БГТУ им. В.Г. Шухова. 2012, №4. – С. 58-61.
7. Ормонбеков, Т.О. Технология базальтовых волокон и изделия на их основе [Текст] / Т.О. Ормонбеков. - Бишкек.: Технология ,1997.- 122 с
6. Харун М., Коротеев Д.Д., Дхар П., Ждеро С., Елроба Ш.М. Физико-механические свойства базальто-волоконистого высокопрочного бетона. // Строительная механика инженерных конструкций и сооружений 2018. 14 (5). – С. 396-403.
7. Окольников Г.Э., Йочич М., Курлин М. Перспективы применения полидисперсно-армированных фибробетонов. // Системные технологии. – 2021. – № 38. – С. 86-88.
8. Павлова И.П., Беломесова К.Ю. Стойкость базальтового фиброволокна в щелочной среде гидратирующих цементных систем. //Вестник полоцкого государственного университета. Серия F. 2022. № 8. – С. 81-88
9. Абдыкалыков А., Айдаралиев Ж.К., Абдыкалык кызы Ж., Кудуев А.Ж., Рашид кызы Б. Пригодность базальтового сырья Кыргызской Республики для производства супертонких и непрерывных волокон // Нанотехнологии в строительстве. 2023. Т. 15, № 6. С. 574–582. <https://doi.org/10.15828/2075-8545-2023-15-6-574-582>. – EDN: SNRTSV.

УЧЕТ ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОСНОВАНИЯ В СЛУЧАЕ КОНТАКТНОЙ ЗАДАЧИ О КРУЧЕНИИ ПОЛУПРОСТРАНСТВА КРУГЛЫМ ШТАМПОМ

С.М. Айзикович, И.А. Панфилов, П.А. Лапина

Донской государственный технический университет, Ростов-на-Дону
saizikovich@gmail.com

В работе анализируется влияние пластических свойств основания для контактной задачи о кручении полупространства круглым штампом. Задача впервые была сформулирована и решена для упругого полупространства в динамической постановке Рейснером и Сагочи [1]. В работе Снеддона [2] задача для упругого полупространства, используя технику интегральных преобразований, сведена к решению интегрального уравнения. Уже в 70-х годах прошлого века Грилицким В.Д. [3] было построено решение для изотропной двухслойной среды и ортотропного упругого слоя в виде ряда по отрицательным степеням параметра, являющегося отношением толщины первого слоя к радиусу штампа, эффективное для относительно малого радиуса штампа по сравнению с толщиной слоя.

Кассир [4] построил решение задачи о кручении неоднородного изотропного полупространства, модуль сдвига которого изменяется по степенному закону в зависимости от глубины. Решение задачи для изотропного полупространства с неоднородным покрытием в случае произвольного закона изменения модуля сдвига по глубине покрытия получено Айзиковичем С.М. [5].

Задача активно изучается по настоящее время. Вонг использовал кусочно-линейную аппроксимацию трансформанты ядра для сведения задачи к решению интегрального уравнения [6].

В настоящей работе в рамках модельной контактной задачи о кручении круговым штампом полупространства рассматривается билинейная модель пластичности для анализа влияния нелинейности свойств основания на распределение контактных давлений под штампом.

Работа выполнена при поддержке фонда РФФ 22-19-00732-П.

Литература

1. E. Reissner, H.F. Sagoci. Forced torsional oscillations of an elastic half-space // J. Appl. Phys. 1944. Vol. 15. P. 652-654.
2. I.N. Sneddon. The Reissner–Sagoci problem // Proc. Glasgow Math. Assoc. 1966. Vol.7. P. 136–144.
3. Д.В. Грилицкий. Кручение двухслойной упругой среды // Прикладная механика. 1961. Т.7. Вып.1. С. 89–94.
4. M.K. Kassir. The Reissner-Sagoci problem for a non-homogeneous solid // Int. J. Eng. Sci. 1970. Vol.8. P. 875-885.
5. С.М. Айзикович. Кручение круглым штампом неоднородного полупространства // Расчет оболочек и пластин. Ростов-на-Дону: РИСИ. 1978. С. 156–169.
6. T.-J. Liu, Y.-Sh. Wang. Reissner–Sagoci problem for functionally graded materials with arbitrary spatial variation of material properties // Mechanics Research Communications. 2009. Vol. 36. P. 322–329.

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ КРИОГЕННОЙ И ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ДЛИТЕЛЬНОГО СТАРЕНИЯ ПРИ 700 °С

С.А. Аккузин¹, Н.А. Полехина¹, А.В. Ким², И.Ю. Литовченко¹, В.М. Чернов³

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

³*АО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва*

s.akkuzin@ispms.ru

Аустенитные нержавеющие стали находят широкое применение в различных отраслях промышленности [1]. Основными преимуществами таких сталей являются высокая коррозионная стойкость, отличная пластичность и хорошая свариваемость [1, 2]. Одним из недостатков аустенитных сталей является их относительно низкая прочность в закаленном состоянии. Для повышения прочностных характеристик широко применяют холодную или криогенную деформацию с последующими отжигами [2–4]. У сталей со средними значениями ЭДУ при холодной деформации развивается механическое двойникование, а в процессе последующего отжига происходит частичный возврат и рекристаллизация. Такие структурные изменения могут способствовать улучшению механических свойств материала [1–3].

В современной энергетике для аустенитных сталей распространенной финальной обработкой перед началом эксплуатации является холодная прокатка со степенью деформации $\varepsilon = 10 - 20 \%$. Максимальные рабочие температуры для таких сталей в процессе эксплуатации могут достигать 650 – 700 °С [5]. Возможности применения более интенсивных деформационных обработок для модификации микроструктуры и повышения механических свойств таких сталей остаются недостаточно изученными.

В данной работе представлены результаты исследования особенностей микроструктуры и механических свойств аустенитной стали после криогенной и холодной прокатки с последующим длительным старением при 700 °С. Объектом изучения являлась хромоникелевая аустенитная нержавеющая сталь 07X16H19M2Г2БТР, элементный состав которой приведен в [5]. Исходное состояние материала было получено путем отжига при 1100 °С в течение 1 часа с последующей закалкой в воду. Криогенную прокатку выполняли за 1 проход после охлаждения образца до температуры, близкой к температуре кипения жидкого азота (-196 °С), со степенью деформации $\varepsilon = 30 \%$. Далее проводили холодную прокатку при комнатной температуре за 3 прохода с общей степенью деформации $\varepsilon = 40 \%$. После указанного режима деформации осуществляли старение при 700 °С в течение 500 часов.

Исследование зеренной структуры стали осуществляли с помощью методов оптической металлографии (ОМ) на Olympus GX-71 и растровой электронной микроскопии (РЭМ) на Argeo 2 S при ускоряющем напряжении 20 кВ. Изучение особенностей дефектной микроструктуры стали проводили с помощью метода просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на JEOL JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Образцы для структурных исследований готовили с помощью электролитической полировки используя раствор из ортофосфорной кислоты и хромового ангидрида в соотношении 9:1. Для ОМ и РЭМ исследований после электрополировки дополнительно использовали электрохимическое травление в растворе азотной кислоты и дистиллированной воды в пропорции 1:1. Механические испытания на растяжение проводились на установке МИМ 2-50 при температурах 20 и 700 °С с использованием образцов в форме двойных лопаток с рабочей длиной 13 мм и сечением $2 \times 1 \text{ мм}^2$.

Анализ зеренной структуры с использованием ОМ и РЭМ (Рис. 1 а) изображений показал, что после криогенной и холодной прокатки зерна вытягиваются в направлении прокатки и сплющиваются в плоскости прокатки. Средний размер зерен в этом состоянии по данным ОМ и РЭМ составил $\approx 17,2$ и ≈ 19 мкм соответственно, что близко к среднему размеру

зерен в исходном состоянии [5]. Таким образом, в процессе деформации не происходит образования новых границ зерен – изменяется лишь форма существующих границ под действием пластической деформации. Следует отметить, что в отдельных областях структуры наблюдались крупные зерна размером более 30 мкм.

На изображениях, полученных методом РЭМ, были обнаружены частицы карбидов типа MC (M – Ti, Nb, V, Mo), преимущественно субмикрокристаллического размера (Рис. 1 а). Более подробное описание таких карбидов представлено в [5].

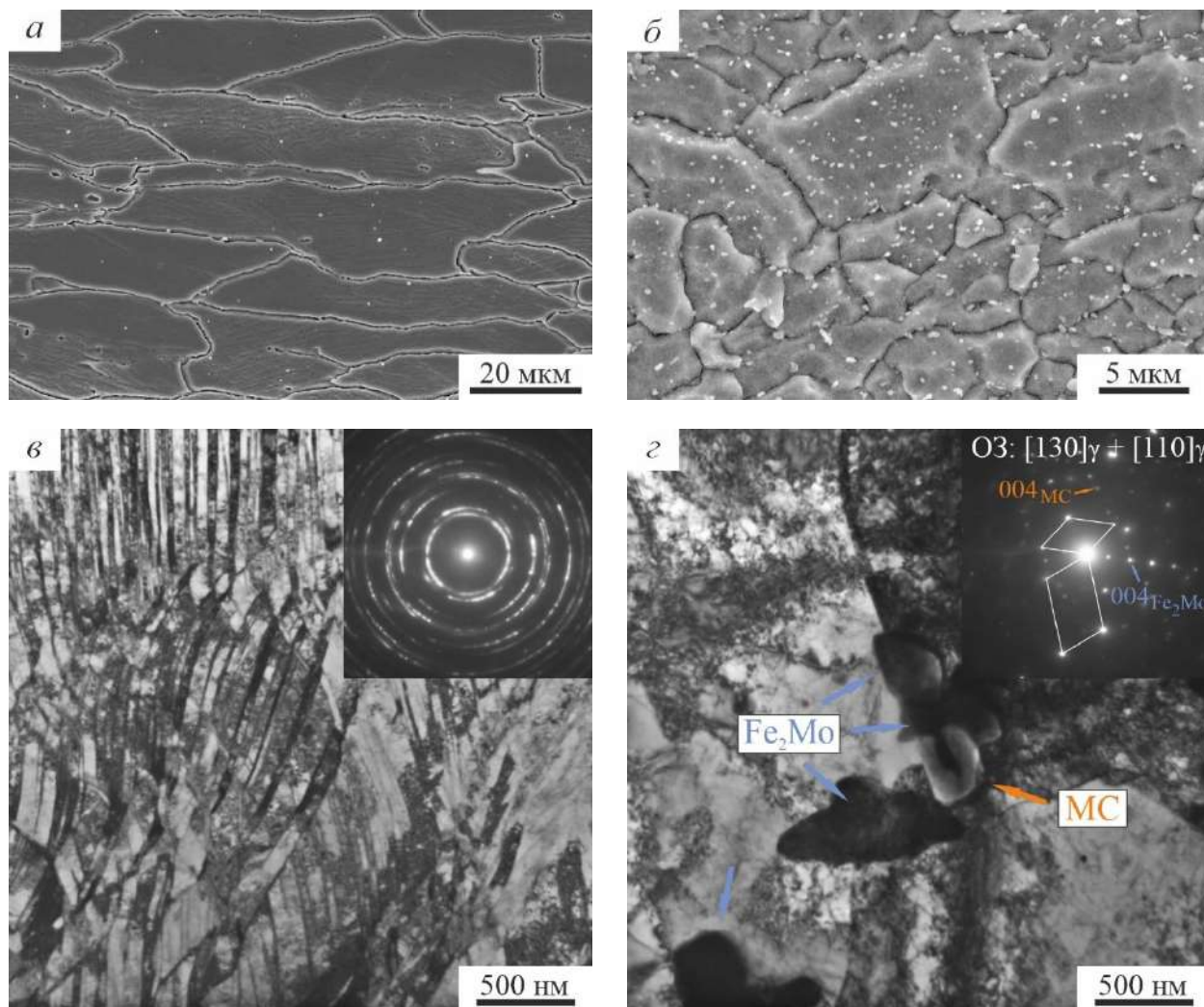


Рис. 1. Микроструктура аустенитной стали после криогенной и холодной прокатки (а, в) и последующего отжига при 700 °С в течение 500 часов (б, г)

Согласно данным ПЭМ, внутри вытянутых аустенитных зерен формируются многочисленные механические двойники микронного и субмикронного размеров. Многие из этих двойниковых пластин имеют изогнутую форму, в отличие от «классической» плоскопараллельной ориентации (Рис. 1 в). Подобное поведение двойников характерно для высокодеформированных состояний сталей и может быть связано с наличием грубодисперсных карбидов типа MC, которые служат препятствиями для их распространения. На дифракционных картинах такая структура проявляется в виде практически кольцевых рефлексов аустенита (Рис. 1 в). Кроме того, внутри микродвойников часто наблюдаются вторичные нанодвойники.

Старение при 700 °С в течение 500 часов приводит к существенным структурным изменениям. Согласно данным РЭМ исследований (Рис. 1 б), средний размер зерен аустенита уменьшается до 4,2 мкм. По границам зерен и внутри них обнаружено множество субмикронных частиц. Анализ ПЭМ изображений показал, что эти частицы представляют

собой интерметаллидную фазу Лавеса типа Fe_2Mo с ГПУ решеткой. Такие частицы могут располагаться как индивидуально, так и в виде скоплений, преимущественно на границах зерен и субграницах, а также на гранях карбидных частиц типа МС (Рис. 1 з). Вероятно, обеднение твердого раствора по Мо способствовало снижению температуры начала рекристаллизации. В результате процессы рекристаллизации начались при температуре старения, что привело к уменьшению среднего размера зерен. Следует отметить практически полное отсутствие микро- и нанодвойников деформации и значительное снижение плотности дефектов после старения.

Представленные особенности микроструктуры оказывают существенное влияние на механические свойства стали. Криогенная и последующая холодная прокатка обеспечивает высокие прочностные характеристики при 20 °С: предел текучести составляет 1001 МПа, предел прочности – 1058 МПа. При этом пластичность снижается до 8,3 % относительно исходного состояния. При повышенной температуре испытаний на растяжение (700 °С) прочностные свойства остаются достаточно высокими: предел текучести – 518 МПа, предел прочности – 572 МПа. Высокая температура растяжения способствует увеличению пластичности до 22,7 %.

Последующее старение при 700 °С в течение 500 часов (после криогенной и холодной деформации) приводит к резкому снижению прочностных свойств как при комнатной, так и при высокой температуре: предел текучести составляет 394 МПа и 250 МПа, предел прочности – 684 МПа и 337 МПа, соответственно. При этом пластичность остается высокой и практически одинаковой при обеих температурах испытаний – 39,3 %.

Таким образом, пластическая деформация способствует формированию вытянутых аустенитных зерен в плоскости прокатки. Внутри таких зерен обнаружена высокая плотность микро- и нанодвойников деформации, а также отдельные частицы карбидов типа МС. Последующее старение в течение 500 часов при температуре 700 °С приводит к практически полному исчезновению двойниковой структуры, выделению субмикроструктурных частиц интерметаллидной фазы Лавеса (Fe_2Mo) по границам и внутри зерен, а также активизации процессов возврата и рекристаллизации. Указанные изменения микроструктуры после пластической деформации и старения обеспечивают сохранение высоких прочностных свойств стали по сравнению с исходным состоянием: предел текучести выше на 193 МПа и 160 МПа, предел прочности на 144 МПа и 52 МПа при температурах испытаний 20 и 700 °С, соответственно. Наличие прочных и хрупких частиц фазы Лавеса не оказывает существенного негативного влияния на пластические свойства стали, что, вероятно, связано с их малыми размерами и равномерным распределением в объеме материала.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2021-0008.

Литература

1. A. Järvenpää, M. Jaskari, A. Kisko, P. Karjalainen // Metals. 2020. Vol. 10. Art. 281.
2. F.K. Yan, G.Z. Liu, N.R. Tao, K. Lu // Acta Materialia. 2012. Vol. 60. P. 1059–1071.
3. J. Zhao, Z. Jiang // Progress in Materials Science. 2018. Vol. 94. P. 174–242.
4. T.S. Wang, J.G. Peng, Y.W. Gao, F.C. Zhang, T.F. Jing // Materials Science & Engineering A. 2005. Vol. 407. P. 84–88.
5. S. Akkuzin, I. Litovchenko, N. Polekhina, K. Almaeva, A. Kim, E. Moskvichev, V. Chernov // Metals. 2022. Vol. 12. Art. 63.

ИЗУЧЕНИЕ ЗОННОЙ СТРУКТУРЫ КВАНТОВЫХ ТОЧЕК PbS С ЛИГАНДАМИ Cl И FA

Акманова Г.Р.¹, Биккулова Н.Н.², Ермилов Н.В.², Сафаргалиев Д.И.²

¹*Уфимский университет науки и технологий, Уфа*

²*Стерлитамакский филиал Уфимского университета науки и технологий,
Стерлитамак
grakmanova@mail.ru*

Сульфид свинца PbS является полупроводниковым материалом, который используется в качестве ИК-детекторов, работающих в спектральном диапазоне от 1 до 5 мкм [1, 2]. За последние несколько десятилетий было синтезировано множество новых наноструктур и разработано технологий для улучшения характеристик системы ИК-детектирования. [3,4]. Поликристаллические тонкие пленки PbSe используются также для диодных лазеров, термоэлектрических охладителей и ИК-солнечных элементов [5].

Термоэлектрические материалы позволяют преобразовывать тепло в электричество и являются перспективным инструментом для решения энергетических и экологических проблем. Однако эффективность преобразования обнаруженных в настоящее время термоэлектрических материалов составляет всего около 5–20%, что ограничивает экономическую целесообразность для массового использования [6].

Из-за сложности синтеза и определения характеристик детальная экспериментальная оценка функциональных свойств материалов как правило требует много времени и затрат. Поэтому трудно найти высокоэффективные функциональные материалы путем экспериментального отбора из большого количества соединений.

Высокопроизводительные вычисления представляют собой способ обработки огромных объемов данных на очень высоких скоростях с использованием нескольких компьютеров и устройств хранения, объединенных в единую систему. Это перспективный инструмент для скрининга высокопроизводительных функциональных материалов.

Геометрия лигандированных квантовых точек оптимизируется с помощью программного обеспечения Atomistix ToolKit (АТК). В данном программном обеспечении глобальная структурная оптимизация реализуется с помощью генетического алгоритма. Он работает путем генерации начального набора случайных конфигураций и последующего их развития с помощью генетических операторов.

Электронная структура и оптические свойства были рассчитаны с использованием метода теории функционала плотности – линейной комбинации атомных орбиталей (DFT-LCAO), встроенного в программное обеспечение АТК.

Было проведено сравнение электронных и оптические свойств массивов квантовых точек PbS без лиганда и с лигандами Cl (хлор) и FA (формаидиний). Структуры квантовых точек изображены на рис.1.

К одной квантовой точке в каждом случае добавлялись десять лигандов. Квантовые точки были расположены на квадратной решётке с элементарной ячейкой (1×1) и периодическими границами. Расстояние между квантовыми точками составляло 1,7 нм, что является максимальным расстоянием, при котором наблюдался эффект взаимодействия между квантовыми точками в зонной структуре.

Зонная структура, плотность состояний и коэффициент оптического поглощения рассчитывались с помощью пакета DFT, встроенного в программное обеспечение АТК.

На рисунках 2–4 показана зонная структура массивов квантовых точек с различными лигандами. В середине запрещённой зоны находится явно выраженный уровень Ферми, указывающий на полупроводниковые свойства исследуемых структур.

Для наглядности сравнения на рис. 2 представлены результаты моделирования зонной структуры квантовых точек PbS без лиганда. Ширина запрещённой зоны составила 1,647 эВ.

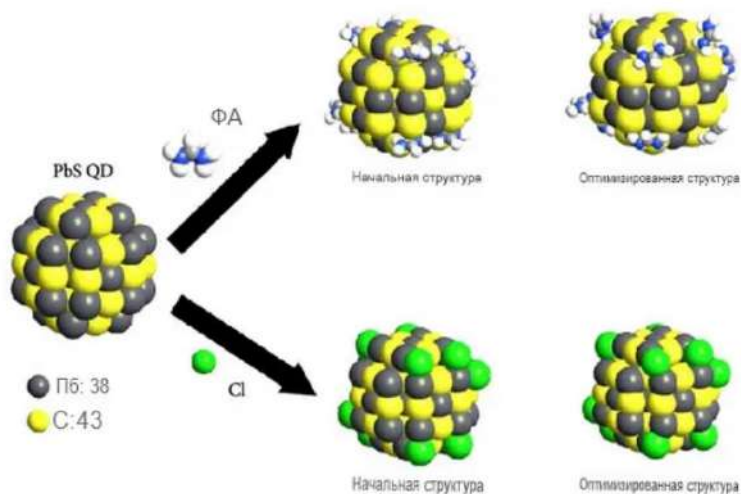


Рис.1. Структуры квантовых точек

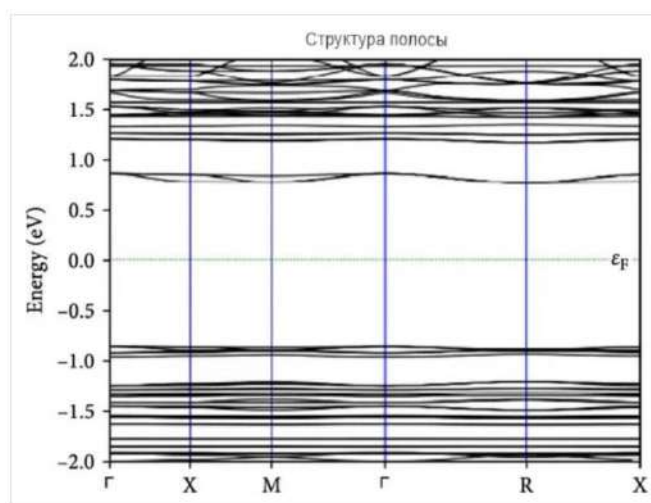


Рис.2. Рассчитанная зонная структура для квантовых точек PbS без лиганда

На рис. 3 представлены результаты моделирования зонной структуры квантовых точек PbS с лигандом Cl. Ширина запрещённой зоны составила 1,477 эВ.

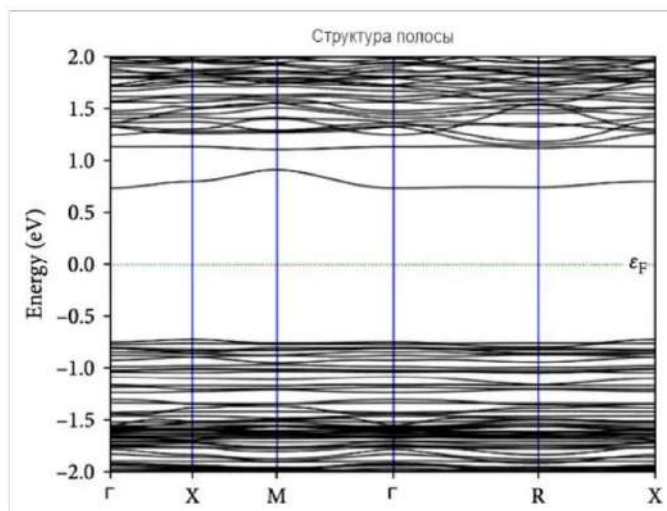


Рис.3. Рассчитанная зонная структура для квантовых точек PbS с лигандом Cl

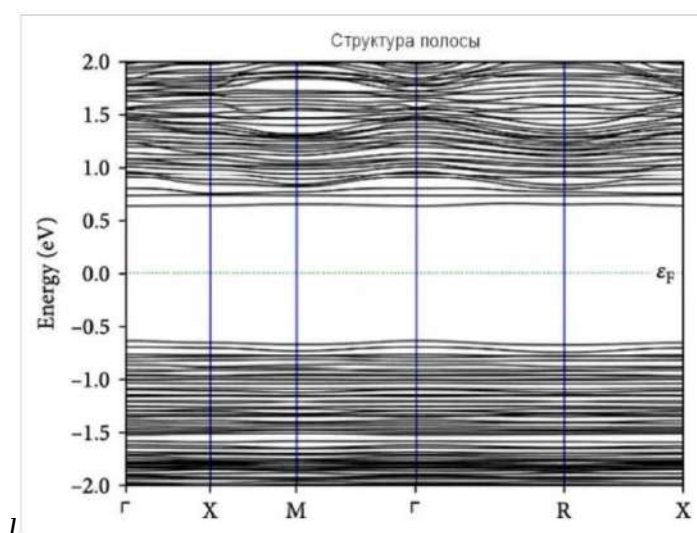


Рис.4. Рассчитанная зонная структура для квантовых точек PbS с лигандом FA

На рисунках 2–4 также показаны промежуточные полосы, расположенные в диапазоне энергий от 0,5 до 1,0 эВ. Данные полосы характерны как для массива квантовых точек PbS, так и для массива квантовых точек с лигандами Cl. Однако для структуры полос массива квантовых точек с лигандами FA, как показано на рисунке 4, было обнаружено отсутствие признаков формирования промежуточной полосы. Вместо этого сформировался континуум полос с нижней границей полосы при энергии $\sim 0,6$ эВ.

С помощью моделирования зонной структуры методом DFT удалось убедиться, что массив квантовых точек PbS с лигандом Cl у которых ширина запрещённой зоны составляет 1,48 эВ, а промежуточная зона находится в диапазоне от 0,5 до 1,0 эВ, больше похож по электронной структуре на квантовые точки PbS без лиганда.

В отличие от квантовых точек PbS с лигандом Cl, квантовые точки PbS с лигандом FA имеют энергетическую щель 1,28 эВ, что примерно на 0,37 эВ меньше, чем энергетическая щель 1,65 эВ для массива квантовых точек PbS без лиганда.

Проанализированы электронные свойства квантовых точек PbS с лигандами Cl и FA. Для структуры полос массива квантовых точек с лигандами FA было обнаружено отсутствие признаков формирования промежуточной полосы. Вместо этого сформировался континуум полос с нижней границей полосы при энергии около $\sim 0,6$ эВ. Чтобы лучше понять данное явление, предлагается исследовать плотность состояний и профиль оптического поглощения квантовых точек PbS с лигандами Cl и FA, так как в перспективе это может помочь выявить новый тип повышения подвижности для дальнейшего усовершенствования термоэлектрических устройств.

Литература

1. B. Weng, J. Qiu, L. Zhao, Z. Yuan, C. Chang, Z. Shi // Quantum Sens. Nanophoton. 2013. V.XI. 899311
2. A. Rogalski // Opto-Electron. Rev. 2012. V.20. P. 279–308.
3. Y.X. Ren, T.J. Dai, W.B. Luo, X.Z. Liu // Vacuum. 2018. V.149. P.190–194.
4. J.S. Grayer, S. Ganguly, S.S. Yoo // Proceedings of SPIE. 2019. V. 11082. P. 81.
5. T.N. Asokan, K.S. Urmila, B. Pradeep // J. Mater. Sci.: Mater. Electron. 2016. V.27. P. 5646–5653.
6. C. Gayner, K.K. Kar // Prog. Mater. Sci. 2016. V.83. P.330–382.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКА ПРИ РКУП НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СПЛАВА Mg-1,2Zn-0,6Zr

**Аксенов Д.А.^{1*}, Асфандияров Р.Н.^{1,2}, Шишкунова М.А.^{1,2}, Рааб А.Г.^{1,3},
Сементеева Ю.Р.², Фаррахов Р.Г.², Аубакирова В.Р.²**

¹Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа

²Уфимский университет науки и технологий, Уфа

³Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа

*aksyonovda@mail.ru

Магний имеет высокую удельную прочность, модуль Юнга близкий к модулю Юнга человеческой кости, а также биосовместим и нетоксичен. Все эти свойства позволяют рассматривать магний и его сплавы в качестве одних из основных претендентов для использования в качестве материалов для биодеградируемых имплантатов. Однако магниевые сплавы имеют низкую коррозионную стойкость, что не позволяет на данный момент широко их использовать в медицинском направлении.

Как правило причиной развития коррозии может быть образование гальванических пар. В структуре к этому могут приводить разные факторы, например, частицы вторых фаз, неоднородность распределения плотности дислокаций, существенная неоднородность по размеру зерна, а также различные текстурные компоненты.

В данной работе реализован подход, связанный с воздействием ультразвуковой волны на объем материала в процессе деформационной обработки. Объемный ультразвук позволяет в процессе деформации способствовать формированию более однородной по размеру зерна структуры. Также он активно влияет на дислокационную структуру, что позволяет снизить неоднородность внутренних напряжений, в ряде случаев понизить энергию границ, за счет их перестройки. Деформационная обработка проводилась при 300 °С, скоростью 1,3 мм/с и амплитудой ультразвука 5 мкм (частота $\approx 20,5$ кГц) Применение описанного подхода к сплаву системы Mg-Zn-Zr (аналог ZK60) позволило получить однородное мелкозернистое, размером около 5 мкм, состояние. Наблюдалось повышенное (на 60%) значение плотности дислокаций относительно состояния после РКУП без ультразвука.

Иммерсионные коррозионные испытания свидетельствуют о том, РКУП с УЗ приводит к снижению скорости коррозии до 3,5 мм/год. Это значение в 2,3 раза меньше, чем для исходного образца, скорость коррозии которого составляет 8 мм/год.

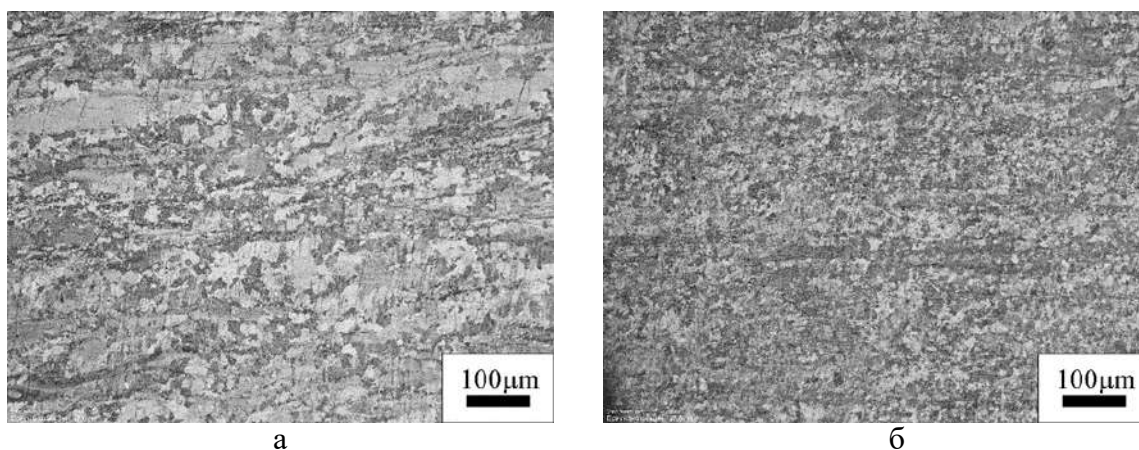


Рис. 1. Структура сплава Mg-8,6Zn-1,2Zr после РКУП без ультразвука (а) и РКУП с ультразвуком (б)

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-79-10325-П.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СПЛАВОВ $Ti(Fe_{1-x}Al_x)_3$, ПОЛУЧЕННЫХ ДУГОВЫМ ПЕРЕПЛАВОМ И ПРЯМОЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ

Н.С. Александрова ^{1,2}

¹Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

²Центр Коллективного пользования «Сибирский Кольцевой Источник Фотонов», Кольцово
aleksandrovanatalie99@gmail.com

Сплавы на основе триалюминид титана привлекают внимание благодаря сочетанию низкой плотности, высокой удельной прочности, высокого модуля упругости, термостойкости и превосходной окислостойкости [1]. Отмеченные характеристики делают данные сплавы перспективными для разработки легких жаропрочных и жаростойких деталей и узлов для аэрокосмической и авиационной отраслей промышленности [2]. Однако отсутствие пластичности и крайне низкая трещиностойкость ограничивают их применение.

Одним из методов решения данной проблемы является легирование триалюминид титана переходным металлом с целью модификации его низкосимметричной кристаллической $D0_{22}$ структуры в $L1_2$ [3]. Отмечается, что правильно подобранный элементный состав сплава и тип легирующего элемента может повысить трещиностойкость сплава с $\sim 2 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ до $\sim 11 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ [4, 5]. Тем не менее, структурные особенности сплавов, в частности вторичные фазы [6] и размер зерна [7], могут нивелировать повышение пластических свойств, обусловленное стабилизацией $L1_2$ структуры. Таким образом, контроль структурных особенностей является важной задачей при формировании сплавов $Ti(Fe_{1-x}Al_x)_3$.

Образцы для исследования были получены по двум технологиям: дуговой переплав и прямая лазерная наплавка. Дуговой переплав осуществлялся в печи Böhler ArcMelter AM из металлов чистотой более 99,6 мас. % в защитной атмосфере аргона. Прямая лазерная наплавка производилась с использованием 3D-принтера Insstek MX-1000. В качестве исходных материалов для печати выступали порошки Ti (99,8 вес. %), Al (99,5 вес. %) и P21 (93 вес. %). Мощность лазерного излучения составляла 400 Вт при скорости печати 850 мм/мин. Данные о составах полученных материалов представлены в таблице 1.

Таблица 1. Составы исследуемых сплавов и технологии их формирования

№	Состав	Технология получения
1	$Ti_{26}Fe_9Al_{65}$	Дуговой переплав
2	$Ti_{25}Fe_9Al_{66}$	Прямая лазерная наплавка
3	$Ti_{25}Fe_{16}Al_{59}$	Прямая лазерная наплавка

Проведенный рентгенофазовый анализ показал, что во всех сплавах стабилизировалась кубическая $L1_2$ модификация триалюминид титана независимо от технологии получения материалов. Однако в их структуре выделились вторичные фазы (Рис. 1). Сплавы 1 и 2 содержат в своем составе близкое количество вторичной фазы $TiFeAl_2$, в то время как повышенное содержание легирующего элемента (сплав 3) привело к выделению значительной доли вторичных фаз двух типов – $TiFeAl_2$ и Fe_4Al_{13} . Также следует отметить, что материалы, сформированные по технологии прямой лазерной наплавки, обладают более дисперсной структурой по сравнению с материалом, полученным дуговым переплавом. Данный факт связан с высокими скоростями охлаждения (10^{3-4} К/с [8]) при аддитивном производстве.

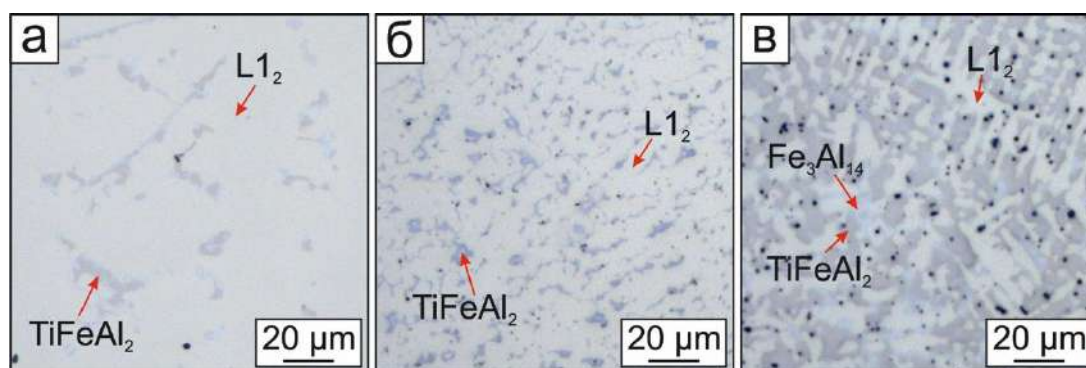


Рис. 1. Структура сплавов $Ti(Fe_{1-x}Al_x)_3$: а – сплав состава $Ti_{26}Fe_9Al_{65}$, полученный дуговым переплавом; б, в – сплавы составов $Ti_{25}Fe_9Al_{66}$ и $Ti_{25}Fe_{16}Al_{59}$, соответственно, полученные методом аддитивного производства.

Для достижения однофазного состояния материал, полученный дуговым переплавом, отжигали в течение двух часов при 1200 °С. Структурные исследования выявили, что термическая обработка позволила практически полностью растворить вторичную фазу $TiFeAl_2$. Данный сплав был использован в качестве материала сравнения для оценки влияния структурных факторов на трещиностойкость.

Результаты исследования механических свойств представлены в таблице 2. Видно, что сплав 1 в состоянии после отжига характеризуется максимальной трещиностойкостью среди исследуемых материалов. Это указывает на негативное влияние вторичных фаз на пластические свойства. Данный факт подтверждается низкой трещиностойкостью сплава 3, содержащего наибольшее количество вторичных фаз. Однако, несмотря на присутствие выделений фазы $TiFeAl_2$, трещиностойкость полученного прямой печатью $Ti_{25}Fe_9Al_{66}$ (сплав 2) оказалась близкой к уровню отожженного сплава. Данный факт связан с формированием мелкокристаллической структуры. Также следует отметить, что твердость материалов обратно пропорциональна трещиностойкости.

Таблица 2. Результаты механических испытаний

Материал	Трещиностойкость, МПа·м ^{1/2}	Твердость, HV ₃₀
Сплав 1 до отжига	5,8	247
Сплав 1 после отжига	7,8	170
Сплав 2	7,1	267
Сплав 3	3,1	513

Таким образом, на основании полученных результатов можно заключить, что выделение значительного количества вторичных фаз приводит к сильному падению трещиностойкости. Для достижения лучших пластических свойств необходимо стремиться к мелкокристаллической однофазной или почти однофазной $L1_2$ структуре с равномерным распределением вторичных фаз.

Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания FSUN-2024-0005 «Структурные преобразования в тонких поверхностных слоях металлических сплавов при экстремальном тепловом и деформационном воздействиях».

Исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов», НГТУ.

Литература

1. K. E. Knipling, D. C. Dunand, D. N. Seidman, Criteria for developing castable, creep-resistant aluminum-based alloys – A review // *International Journal of Materials Research*. 2022. T. 97. № 3. С. 246-265.
2. Y. Watanabe, H. Eryu, K. Matsuura, Evaluation of three-dimensional orientation of Al_3Ti platelet in Al-based functionally graded materials fabricated by a centrifugal casting technique // *Acta Materialia*. 2001. Vol. 49. № 5. P. 775-783.
3. N. S. Stoloff, V. K. Sikka, Physical metallurgy and processing of intermetallic compounds, Springer Science & Business Media, Berlin/Heidelberg, Germany, 2012.
4. A. Kakitsuji, H. Miyamoto, H. Mabuchi, H. Tsuda, K. Morii, Microstructure and Mechanical Properties of $L1_2-(Al, Cr)_3Ti/Ti_2AlC$ Composites Prepared by Combustion Synthesis // *Materials Transactions*. 2002. Vol. 43. № 3. P. 447-450.
5. D. V. Lazurenko, V. V. Lozanov, A. Stark, F. Pyczak, A. A. Ruktuev, K. I. Emurlaev, L. Song, I. A. Bataev, I. V. Ivanov, T. S. Ogneva, A. A. Bataev, In situ synchrotron X-ray diffraction study of reaction routes in Ti- Al_3Ti -based composites: The effect of transition metals on $L1_2$ structure stabilization // *Journal of Alloys and Compounds*. 2021. Vol. 875. Art. 160004.
6. G. Diao, A. He, M. Wu, Y. Tang, W. G. Chen, Q. Y. Li, D. Li, Lightweight Al_3Ti -based medium-entropy alloys with well-balanced strength and ductility // *Scripta Materialia*. 2024. Vol. 242. Art. 115928.
7. R. A. Varin, D. Wexler, A. Calka, L. Zbroniec, Formation of nanocrystalline cubic ($L1_2$) titanium trialuminide by controlled ball milling // *Intermetallics*. 1998. Vol. 6. P. 547-557.
8. T. DebRoy, H. L. Wei, J. S. Zuback, T. Mukherjee, J. W. Elmer, J. O. Milewski, A. M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang, Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties // *Progress in materials science*. 2018. Vol. 92. P. 112-224.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ТЕМПЕРАТУРНОЙ МИГРАЦИИ ЭКЗОАТОМА ЖЕЛЕЗА НА ПОВЕРХНОСТИ ФУЛЛЕРЕНА C_{60} МЕТОДАМИ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

Д.В. Алябьев, И.Д. Ядгаров

Институт ионно-плазменных и лазерных технологий АН Руз, Ташкент, Узбекистан
wside2008@mail.ru

В работе исследован динамический процесс миграции экзотома железа по поверхности свободного фуллерена C_{60} , методами молекулярной динамики (LAMMPS). Получено, что миграция экзотома железа происходит при температурах выше 1000К.

Модельный эксперимент строился следующим образом. Сначала, над стабильной конфигурацией фуллерена случайным образом был размещен атом железа. Затем, была проведена процедура минимизации (энергии), что позволило установить наиболее стабильные конфигурации фуллерена с экзотомом железа. В рамках использованного потенциала [1], что атом железа может локализовываться как по центру граней фуллерена (малая часть), между ребрами (с отклонением от центра, на ребрах), между атомами углерода, причем большей частью локализация происходит на ребрах или между ними (рис. 1).

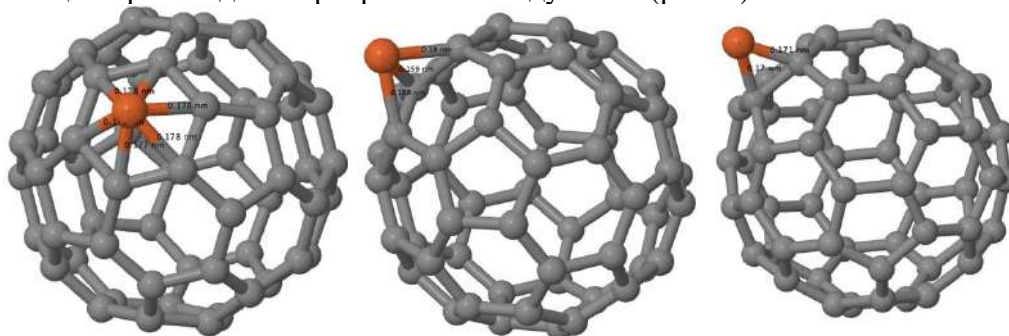


Рис. 1. Локализация экзотома железа на поверхности фуллерена после процедуры минимизации (энергии)

Затем, фуллерен был нагрет в термостате NVT, продолжительность процесса 2000пс, шаг времени 0.001пс (температуры — 800-1500К с шагом 100К). Для прослеживания миграции экзотома железа, были выведены временные ряды энергии связи экзотома железа с фуллереном (с шагом 0.1пс). Миграция экзотома будет заметна по временной динамике энергии связи. На рис. 2 показан пример миграции экзотома, в различные моменты времени.

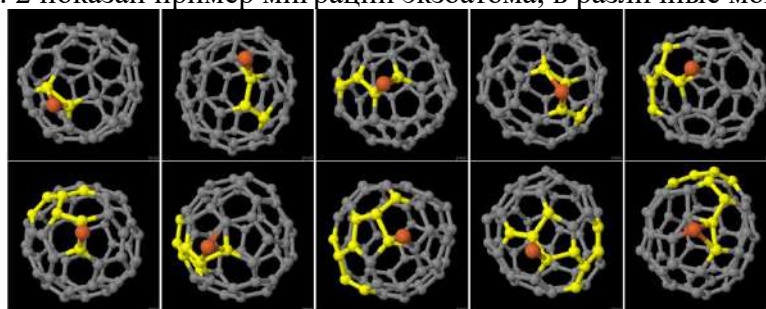


Рис. 2. Миграция атома железа на поверхности фуллерена, время процесса -2000пс

Результаты моделирования показывают, что при температурах, ниже 1000К миграция атома железа не наблюдается. При температурах 1100К и выше, наблюдаются перескоки экзотома железа между локальными минимумами. При температуре 1100К, наблюдаются в основном перескоки экзотома, с возвратом в исходное положение.

Пример временного ряда для температуры 1300К приведен на графике, рис. 2.

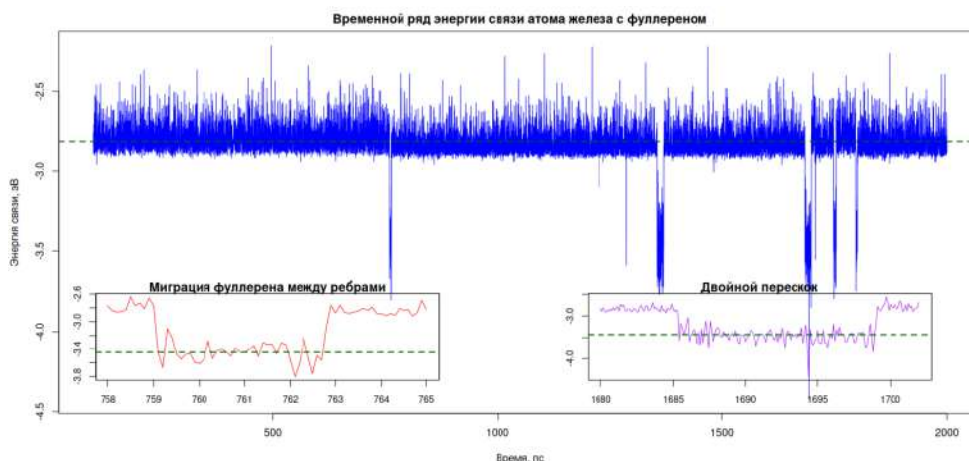


Рис. 2. Временной ряд энергии связи экзоатома

Как видно из графика, по амплитуде можно выделить пики глубиной в 0.6 эВ. Также, на графике можно заметить относительно «узкие» пики. Пики с большей амплитудой могут соответствовать миграции экзоатома с ребра на ребро по траектории ближе к центру грани фуллерена, что качественно объяснимо усилением вклада сил притяжения при движении экзоатома ближе к центру грани. Относительно узкие пики соответствуют случаю, когда экзоатом не перескочил с ребра на ребро.

Характерные времена процесса миграции экзоатома между локальными минимумами, как можно увидеть из графика, составляют 3-15 пс. Рассмотрение динамики процесса позволяет предположить, что миграция экзоатома в основном обусловлена температурными деформациями фуллерена.

1. J. Phys.: Condens. Matter, 25, 445401 (2013)

ОСОБЕННОСТИ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ AlN ПО ДАННЫМ ПРОСВЕЧИВАЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ

А.В. Мясоедов ¹, Т.С. Аргунова ¹, М.Ю. Гуткин ^{2,3}, Д.А. Петров ²

¹Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург

²Институт проблем машиноведения РАН, С.-Петербург

³Университет ИТМО, С.-Петербург

argunova@mail.ioffe.ru

Среди материалов для технологических платформ, ориентированных на производство высокочастотных транзисторов, усилителей мощности, фильтров, волноводов и других устройств на основе нитрида галлия (GaN), кристаллический нитрид алюминия (AlN) обладает исключительными преимуществами. Надежды на открытие новых областей применения нитрид-галлиевой электроники связаны с коммерциализацией монокристаллов AlN диаметром больше 2 дюймов, с почти бездефектной реальной структурой. Изучение процессов распространения и взаимодействия дислокаций в таких кристаллах является важной проблемой. В настоящей работе исследованы ростовые дислокации в кристалле AlN, выращенном методом сублимации на подложке SiC диаметром 64 мм. Модифицированный ростовой процесс обеспечил частичное подавление трехмерных зародышей и преобладание послойного механизма роста [1].

Согласно ранее опубликованным данным, основными дефектами в AlN считаются дислокации несоответствия, локализованные вблизи интерфейса, и проникающие дислокации с векторами Бюргерса $\mathbf{b}_a$, $\mathbf{b}_{(a+c)}$ и $\mathbf{b}_c$, параллельные соответствующим кристаллографическим направлениям. Усилия специалистов по росту кристаллов, нацеленные на снижение плотности проникающих дислокаций, как правило, сводятся к созданию темплейтов на интерфейсе AlN–SiC. Однако для получения кристаллов промышленного размера лучше всего подходят плоские подложки SiC. Изученные нами образцы были приготовлены из монокристалла толщиной 2.5 мм на плоской подложке, поверхность которой смачивалась тонкой пленкой жидкого кремния в процессе роста AlN.

Настоящее исследование выполнено методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопах Osiris (FEI Technologies Inc., Hillsboro, Oregon) и Philips EM–420 (Philips, Amsterdam, Netherlands) с использованием образцов с базисной и поперечной призматической ориентациями. Установлены характерные типы дефектов, не сводимые к распространенным представлениям, и обнаружены неизвестные ранее аспекты их поведения в процессе роста. В частности, стенки дислокаций, представлявшие собой участки ограниченной длины на пути скользящих дислокаций, полупетли и структурные изменения, вызванные сменой плоскости скольжения. Эти и другие особенности нами наблюдались впервые.

Рисунок 1 демонстрирует отмеченные выше дефекты структуры: проникающие дислокации (a), стенки наклонных дислокаций и полупетли, скользящие по призматической системе (b, c). Часть дислокаций, линии которых перпендикулярны поверхности кристалла, входит в стенки дислокаций, образующих малоугловые границы наклона (d). Углы наклона составляют 0.01–0.04 градуса.

На основе сделанных наблюдений разработана модель взаимодействия дислокации, скользящей в базисной плоскости, со стенкой краевых дислокаций, залегающих в призматической плоскости скольжения. Установленные закономерности базисного скольжения, приводящие к понижению энергии дефектной структуры, можно рассматривать как возможный механизм снижения плотности дислокаций в растущих кристаллах AlN.

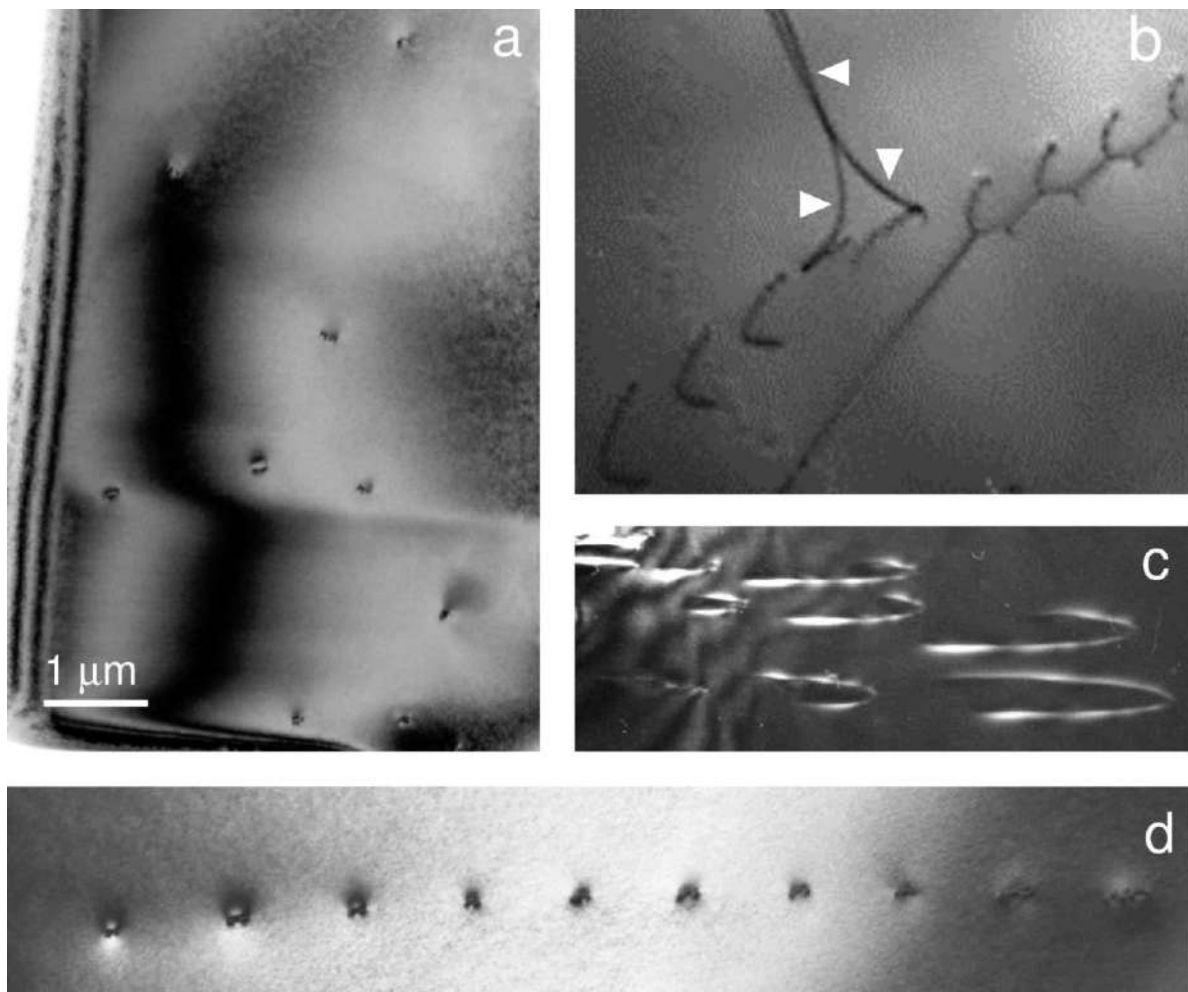


Рис. 1. (a) Проникающие дислокации, выходящие на поверхность образца, который вырезан из кристалла AlN на расстоянии 60 мкм от интерфейса. (b, c) Стенки дислокаций, наклонных по отношению к базисной плоскости, и полупетли от концентраторов напряжений. Эти дислокации скользят по призматической системе. Стрелки указывают на дислокации, скользящие в базисной плоскости. (d) Малоугловая граница наклона. Расстояние между дислокациями в границе составляет 400 нм.

Литература

1. A.N. Anisimov, I.D. Breev, K.V. Likhachev, O.P. Kazarova, S.S. Nagalyuk, P.G. Baranov, B.Ya. Ber, D.Yu. Kazantsev, M.P. Scheglov, E.N. Mokhov // Semiconductors. 2022. Т. 56, № 5, С. 281-287.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ АЗОТИРОВАННЫХ СЛОЕВ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОМ СПЛАВЕ $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$

**С.В. Астафуров, Л.В. Данилова, А.В. Лучин, Е.А. Загибалова, Г.Г. Майер,
М.А. Лысунец, Е.В. Мельников, Е.Г. Астафурова**

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
svastafurov@gmail.com

С использованием методов рентгеноструктурного анализа (РСА) и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) изучены особенности формирования поверхностных упрочнённых слоев в сплаве $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$ (сплав Кантора), сформированных методом ионно-плазменного азотирования в дуговом разряде (температуры обработки – 400, 450, 500, 550, 600°C, продолжительность азотирования – 1 час). Перед азотированием образцы сплава Кантора подвергали термической и механической обработке, благодаря которой в них было сформировано однофазное аустенитное состояние с размером зерна 220 мкм.

Методом СЭМ показано, что температура обработки существенно влияет на ширину и микроструктуру поверхностного азотированного слоя и морфологию азотированной поверхности образцов. После азотирования толщина модифицированного слоя составляет от 10 до 30 мкм: 10, 17, 22, 24, 27 мкм соответственно для температур 400, 450, 500, 550, 600°C. На поверхности образцов, обработанных при $T = 400^\circ\text{C}$, произошло «растравливание» границ зерен, а электронно-микроскопический контраст указывает на формирование локальных участков с зернограницными вторичными фазами. С увеличением температуры обработки растравливание границ происходит интенсивнее, приграничные области фазового распада становятся шире (распространяются в тело зерен) и полностью смачивают границы аустенитных зерен. При достижении температур 550 и 600°C, фазовый распад происходит не только у границ, но и в теле зерен. Анализ морфологии поверхности «поперечных шлифов» для азотированных по разным режимам образцов показал, что в интервале температур 400–500°C происходит формирование плотных, однородных поверхностных слоев, которые склонны разрушаться хрупко сколом в процессе приготовления поверхностей для исследования. Температуры 550 и 600°C обеспечивают формирование гомогенных гетерофазных слоев: полированная поверхность «рыхлая» с дисперсными фазами.

Методом РСА показано, что азотирование в выбранном интервале температур приводит к формированию гетерофазного состояния в поверхностных слоях образцов даже при низких температурах обработки (400 – 500°C). Независимо от температуры азотирования, после обработки исходная структура сплава Кантора (крупнокристаллическая с параметром решетки $a_\gamma = 3,613\text{\AA}$) насыщается азотом и претерпевает распад с образованием нитрида хрома CrN ($a_{\text{CrN}} = 4,159\text{--}4,174\text{\AA}$) и аустенитной фазы ($a_\gamma = 3,595\text{--}3,612\text{\AA}$). При азотировании сплава Кантора протекают конкурирующие процессы твердорастворного упрочнения аустенитной фазы азотом (сопровождается увеличением параметра кристаллической решетки аустенитной фазы до $3,798\text{\AA}$) и распада твердого раствора с образованием обеднённой хромом и азотом γ -фазы и нитрида хрома. После обработки при температурах 400 и 450°C рентгеновские линии γ -фазы сильно уширены, что подтверждает данные СЭМ о формировании преимущественно твердого раствора азота в ГЦК фазе. Объемное содержание нитридов и полнота фазового превращения увеличиваются с ростом температуры обработки, поэтому после азотирования при температуре 600°C на рентгенограммах наблюдали только линии, соответствующие нитридам CrN и γ -фазе с малым параметром решетки ($a_\gamma = 3,595\text{\AA}$).

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-19-00199, <https://rscf.ru/project/25-19-00199/>. Результаты получены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» Института физики прочности и материаловедения СО РАН.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ БОРОМ И КРЕМНИЕМ НА РАЗВИТИЕ ТЕРМОУПРУГОГО ГЦК-ГПУ-ГЦК МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ $\text{Co}_{35}\text{Ni}_5\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}$

Е.Г. Астафурова, Д. Астапов, С.В. Астафуров, Е.В. Мельников

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
elena.g.astafurova@ispms.ru

С использованием методов просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии (ПЭМ и СЭМ, соответственно), рентгеноструктурного анализа (РСА), измерения электросопротивления $\rho(T)$ и одноосного статического растяжения было изучено влияние легирования бором и кремнием (как элементов, приводящих к снижению величины энергии дефекта упаковки сплава) на микроструктуру, фазовый состав, интервалы развития термоупругого γ - ε - γ мартенситного превращения (МП) в неэквивалентном сплаве $\text{Co}_{35}\text{Ni}_5\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}$. Сплавы $\text{Co}_{31.4}\text{Ni}_{4.7}\text{Cr}_{24.4}\text{Fe}_{18.7}\text{Mn}_{20.8}$ (5Ni), $\text{Co}_{30.9}\text{Ni}_{4.4}\text{Cr}_{24.0}\text{Fe}_{17.5}\text{Mn}_{22.7}\text{B}_{0.5}$ (5Ni-B) и $\text{Co}_{34.1}\text{Ni}_{4.3}\text{Cr}_{24.3}\text{Fe}_{15.7}\text{Mn}_{20.8}\text{Si}_{0.8}$ (5Ni-Si) были получены методом дуговой плавки в атмосфере аргона, перед испытаниями образцы были гомогенизированы при температуре 1473 К (48 ч) и закалены в воду комнатной температуры. Все сплавы обладали разориентированной крупнокристаллической структурой.

Электронно-микроскопический и РСА анализ показал, что при комнатной температуре (300К) гомогенизированные сплавы обладают преимущественно аустенитной структурой (с ГЦК кристаллической решеткой), но для всех составов отмечали образование небольшой доли ГПУ-мартенсита охлаждения. Легирование бором сопровождалось изменением морфологии мартенситных пластин: в сплаве 5Ni-B мартенситные ламели более дисперсные, чем в двух других сплавах. На СЭМ- и ПЭМ-изображениях видны протяженные пластины ГПУ фазы и дефекты упаковки, но также присутствуют зерна, в которых мартенсит охлаждения не образовался. На зависимостях $\rho(T)$ наблюдаются замкнутые петли гистерезиса, но характерные температуры начала МП при охлаждении оценить сложно, явного перегиба на зависимостях при охлаждении нет: $M_s \approx 243, 261$ и 136 К соответственно для сплавов 5Ni, 5Ni-B и 5Ni-Si. Анализ механических свойств материалов и исследования микроструктуры свидетельствуют о том, что ГЦК-ГПУ мартенситный переход происходит вблизи комнатной температуры. Величины M_s , определенные по зависимостям условного напряжения течения от температуры $\sigma_{0.2}(T)$, не зависят от состава сплава и составляют 283К. Зависимости $\sigma_{0.2}(T)$ имеют типичный вид для сплавов с термоупругими МП: выше температуры M_s происходит увеличение напряжений до достижения температуры M_d равенства напряжений для возникновения мартенсита под нагрузкой и пластического течения в аустенитной фазе, ниже температуры M_s и выше M_d зависимости имеют нормальный вид и описывают температурные зависимости напряжений течения соответственно для мартенситной и аустенитной фаз. Температуры M_d близки для трех исследуемых материалов (303К для сплавов 5Ni и 5Ni-Si и 313К для сплава 5Ni-B). Температуры обратного МП определяются по зависимостям $\rho(T)$ однозначно, A_f составляют 440, 400 и 385К для сплавов 5Ni, 5Ni-B и 5Ni-Si, соответственно. Таким образом, легирование бором и кремнием уменьшает температурный интервал развития превращения $\Delta T = M_s - A_f$: 160, 120 и 100 К соответственно для сплавов 5Ni, 5Ni-B и 5Ni-Si. При этом легирование бором способствует увеличению температурного интервала развития мартенситного превращения под нагрузкой $\Delta T = M_d - M_s$ на 10К. Величины эффекта памяти формы, определенные по величине обратимой деформации в сплавах после растяжения при 77К и нагрева до 673К, слабо зависят от состава материала и составляют $\approx 1\%$.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-19-00197, <https://rscf.ru/project/25-19-00197/>. Результаты получены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» Института физики прочности и материаловедения СО РАН.

КОМПОЗИТ ИЗ НЕПРЕРЫВНОГО УГЛЕРОДНОГО ВОЛОКНА И НИКЕЛЕВОЙ МАТРИЦЫ: МИКРОСТРУКТУРА, ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Б.И. Атанов

Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка
but305@mail.ru

В современных газотурбинных двигателях (ГТД), особенно для наиболее термонагруженных элементов, таких как лопатки турбины и камеры сгорания, повсеместно применяются жаропрочные никелевые суперсплавы [1-3]. Наиболее распространенные промышленные сплавы, такие как Inconel 718 и ЖС-32, а также перспективный сплав ВЖМ200, демонстрируют высокую прочность при комнатной температуре на уровне 1100-1200 МПа.

Однако, при температуре эксплуатации выше 900-1100°C происходит резкое падение прочности до 150-310 МПа. Такие механические свойства не удовлетворяют требованиям, предъявляемым к материалам перспективных двигателей шестого поколения, работающих при температуре до 1400°C и выше [1-3]. Более того, как показывают многочисленные исследования [4-5], потенциал дальнейшего улучшения свойств традиционных суперсплавов путем легирования тугоплавкими элементами или элементами, стабилизирующими γ' -фазы практически исчерпан. Дальнейшее увеличение содержания легирующих элементов не дает существенного прироста жаропрочности или стойкости к ползучести, а часто ведет к ухудшению технологичности и удельных прочности и жесткости. В связи с этим, научный поиск смещается в сторону принципиально новых решений.

Одним из наиболее перспективных направлений является разработка композитов с металлической матрицей, в частности, угленикеля – композита на основе никелевой матрицы, армированной непрерывным углеродным волокном (УВ).

Были проведены предварительные серии экспериментов по получению образцов композита из непрерывного углеродного волокна и никелевой матрицы, а также были проведены испытания на трехточечный изгиб образцов композита, полученного при различных температурах. Проанализированы особенности кривых сила-прогиб и напряжение-деформация, установлена высокая прочность образцов композита. Методами сканирующей электронной микроскопии исследованы микроструктура и поверхности разрушения образцов композита. Построены графики зависимости от температуры модуля упругости, предела прочности, деформации при разрушении и работы разрушения.

Список источников:

1. Тренингов И. А., Заводов А. В., Петрушин Н. В. Исследование кристаллической структуры и микроструктуры жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ, синтезированного методом селективного лазерного сплавления, после высокотемпературных механических испытаний // Авиационные материалы и технологии. 2019. №1 (54).
2. Мин, П. Г. Разработка нового жаропрочного никелевого сплава ВЖМ200 и технологии его производства для литья методом направленной кристаллизации рабочих лопаток перспективных двигателей / П. Г. Мин, В. Е. Вадеев, В. В. Крамер // Авиационные материалы и технологии. – 2021. – № 3(64). – С. 11-18. – DOI 10.18577/2713-0193-2021-0-3-11-18. – EDN DTFUHK.
3. Конструкционные материалы. Полный курс. Учебное пособие / М. Эшби, Д. Джонс — Перевод 3-го английского издания - Долгопрудный: Издательский Дом «Интеллект», 2010. — 672 с. ISBN 978-5-91059-060-0
4. Логунов А. В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин / Рыбинск: ООО «Издательский дом «Газотурбинные технологии», 2017. – 854 с. ISBN 978-5-600-01955-3
5. X. Jincheng, Zh. Liang, D. Xiaoyan, Y. Hui, High temperature simulation of short carbon fiber reinforced nickel base composite, Materials and Design 27 (2006) 1152–1156.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ГРАФИНОВ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ

Ахунова А.Х., Баимова Ю.А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
akhunova.a.a@gmail.com

Двумерные (2D) материалы представляют большой интерес для исследователей благодаря своим выдающимся физическим и химическим свойствам. Среди них графины являются малоизученным классом наноструктур с sp - и sp^2 -гибридизированными атомами углерода, которые демонстрируют высокую прочность и привлекательные электронные свойства [1]. В зависимости от расположения и количества ацетиленовых связей графины делятся на семейство графеноподобных наноматериалов, обозначаемых соответствующими греческими буквами. При проектировании наноустройств на основе графеноподобных материалов важным вопросом является изучение их механических свойств, таких как модуль Юнга, значения напряжений и деформаций при разрушении, а также степень анизотропии структур.

В данной работе методом молекулярной динамики исследовалось деформационное поведение β_1 -, β_3 -, γ_1 - и γ_2 - графинов при одноосном растяжении при 0 К. Условиями задачи допускалось образование складок при растяжении.

На рисунке 1 представлены часть ячеек моделирования рассмотренных графинов. Размер ячеек в направлениях кресло (x) и зигзаг (y) составлял 250 Å. Методика проведения моделирования изложена в работах [2-4]. Все расчеты выполнены с использованием программного пакета LAMMPS с межатомным потенциалом AIREBO.

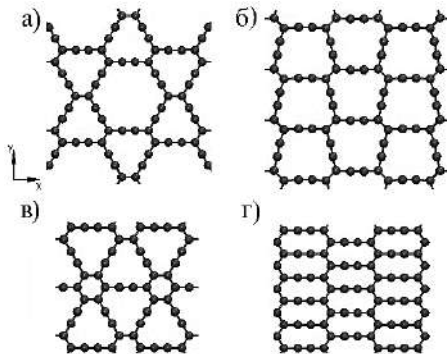


Рис. 1. Фрагменты ячеек моделирования для (а) β_1 -, (б) β_3 -, (в) γ_1 - и (г) γ_2 - графинов

На рис.2 (а, б) приведены кривые «напряжение-деформация» при одноосном растяжении при 0 К в направлениях кресло и зигзаг для всех рассмотренных графинов, соответственно.

Для таких двумерных структур существует два механизма, способствующих деформации при растяжении — это удлинение связей с их поворотом, и смятие структуры. При растяжении как в направлении кресло, так и в направлении зигзаг упругая деформация происходит за счет незначительного изменения длины связей и валентных углов. На этом этапе графины остаются плоскими. Затем происходит структурная перестройка от плоской к морщинистой структуре с одновременным, но медленным изменением длины связей и углов. Далее процесс деформации для направлений кресло и зигзаг различается. Когда дальнейшее удлинение связей оказывается ограничено, происходит разглаживание морщин с резким увеличением связей. При этом при растяжении в направлении кресло происходит полное разглаживание структуры. При растяжении же в направлении зигзаг амплитуда складок лишь уменьшается, но графины полностью не разглаживаются.

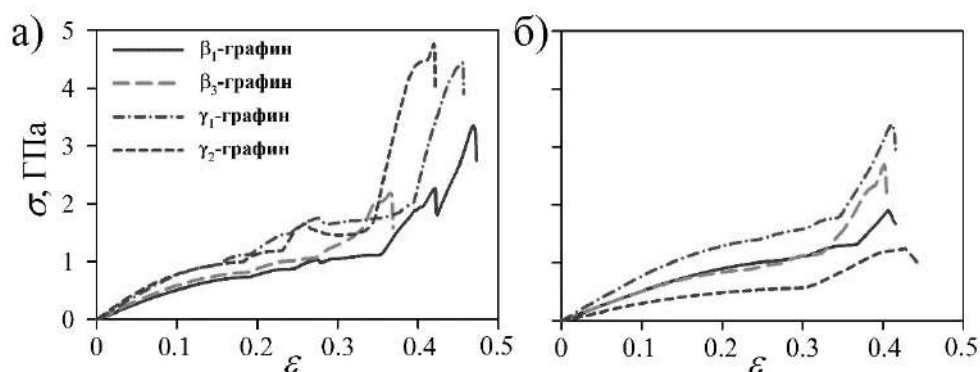


Рис. 2. Кривые «напряжение-деформация» для четырех графинов (β_1 -, β_3 -, γ_1 - и γ_2 -) при растяжении в направлениях кресло(A) и зигзаг (B)

Отметим, что при растяжении в направлении кресло связи располагаются как строго параллельно направлению растяжения, так и под углом к нему для всех рассмотренных структур. На первых этапах деформация идет в основном за счет удлинения связей, и лишь потом за счет поворота связей, изначально располóженных под углом к направлению приложения нагрузки. Ацетиленовые связи прочнее ковалентных, их количество в рассмотренных структурах различно, что непосредственно влияет на механические характеристики. При этом в β_1 -графине первыми рвутся ацетиленовые связи, изначально расположенные параллельно направлению растяжения, в β_3 -графине первой рвется ковалентная связь, расположенная изначально под углом к направлению растяжения, в γ_1 - и γ_2 графинах первыми разрываются ковалентные связи, параллельные направлению нагрузки.

При растяжении по направлению зигзаг все связи расположены либо под углом к направлению растяжения, либо перпендикулярно ему для всех рассмотренных структур. С начального момента времени деформация идет одновременно как за счет удлинения, так и за счет поворота связей. Связи, изначально расположенные перпендикулярно направлению растяжения, остаются в таком положении до последней стадии деформации. Все валентные углы, в отличие от направления кресло, изменяются монотонным образом, что также оказывает влияние на деформацию разрушения. Разрушение во всех структурах начинается с разрыва ковалентных связей, изначально расположенных под углом к направлению растяжения.

Известно, что прочностные характеристики структуры сильно зависят от ее плотности. Плотность рассмотренных структур составляет 0,46 и 0,49 мг/м² для β_1 - и β_3 - графинов; 0,59 и 0,66 мг/м² для γ_1 - и γ_2 - графинов. Несмотря на высокую плотность γ_2 -графина, значение его механических свойств в направлении зигзаг в 3,5 раза меньше, чем в направлении кресло. Из этого следует, что на модуль упругости E и величину напряжений может влиять не только плотность структуры, но также количество ацетиленовых связей и их ориентация вдоль приложенной нагрузки. Наибольшей анизотропией среди всех рассмотренных структур по прочностным характеристикам обладает γ_2 - графин. Его предел прочности при растяжении σ_{uts} составляет 4.73 и 1.24 ГПа, а модуль упругости E равен 9.5 и 2.75 ГПа, для направлений кресло и зигзаг, соответственно. Это неудивительно, так как данная структура является наиболее асимметричной из всех рассмотренных структур. Однако пластичность ϵ_F для обоих направлений практически одинакова и составляет 0,42 и 0,43 для направлений кресло и зигзаг, соответственно. При растяжении по направлению зигзаг деформация разрушения ϵ_F составляет 0,41 для β_1 -графина, 0,40 для β_3 -графина, 0,41 для γ_1 -графина и 0,43 для γ_2 -графина, что является достаточно близкими значениями. Эта ситуация обратна случаю растяжения по направлению кресло, при котором все графины разрушаются при существенно различных степенях деформации: 0,47 для β_1 -графина, 0,36 для β_3 -графина, 0,45 для γ_1 -графина и 0,42 для γ_2 -графина.

Таким образом можно сделать следующие выводы:

С использованием методов молекулярной динамики проведено исследование деформационного поведения и механизмов деформации графинов при одноосном растяжении. При деформации допускалось смятие 2D-структуры. Были рассмотрены β_1 -, β_3 -, γ_1 - и γ_2 -графины.

Установлено, что для таких двумерных структур существует два механизма деформации - удлинение и поворот связей, а также складкообразование. Для всех рассмотренных структур можно выделить одинаковые стадии деформации: (1) упругая деформация (до $\epsilon = 0,04$); (2) структурная трансформация из плоской в морщинистую структуру с одновременным изменением ковалентных связей и углов; (3) этап полного разглаживания структуры (уменьшения амплитуды складок) с резким удлинением ковалентных связей для направления кресло (зигзаг); и (4) докритический режим, когда структура испытывает большие напряжения с последующим разрушением.

Установлено, что при большей плотности структуры ковалентные связи разрушаются легче, так как изменение валентных углов ограничено и предел прочности при растяжении ниже.

Исследование выполнено при финансовой поддержке госзадания ИПСМ РАН.

Литература

1. Y.-Y. Zhang., Q.-X. Pei, Y.-W. Mai, Y.-T. Gu. Temperature and strain-rate dependent fracture strength of graphynes // Journal of Physics D: Applied Physics. 2014. Vol. 47. No. 42. P. 425301.
2. A.Kh. Akhunova, L.Kh. Galiakhmetova, J. A. Baimova. New 2D structures: graphynes under tension // Mechanics of Solids. 2024. Vol. 59. No. 1. P. 401–409.
3. A.Kh. Akhunova, Y.A. Baimova. Effect of the Dislocation Dipoles with Different Arms on the Graphene Deformation Behavior: Molecular Dynamics // Technical Physics. 2024. Vol. 69. P. 1878–1885.
4. A.Kh. Akhunova, R. T. Murzaev, J. A. Baimova. Graphene with dislocation dipoles: wrinkling and defect nucleation during tension // Computational Materials Science. 2024. V. 244, 113230.

ВЛИЯНИЕ ЗАМЕНЫ МОЛИБДЕНА НА ВАНАДИЙ НА ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Co-Ni-Cr-(Mo,V)-B

Базлов А.И.^{1,2}, Убийвовк Е.В.¹, Занаева Э.Н.^{1,2}, Пархоменко М.С.^{1,2}

¹*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*

²*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*

bazlov@misis.ru

Высокоэнтропийные аморфные сплавы являются новым перспективным материалом для создания износостойких и коррозионностойких покрытий. Применение высокоэнтропийного подхода позволило во многом изменить прочностные и коррозионные свойства хорошо известных быстрозакаленных аморфных сплавов систем Fe-B и Fe-B-Si, нашедших массовое применение в радиотехнической сфере. Частичная замена железа на такие элементы как кобальт, никель, хром, молибден привела к значительному росту стеклообразующей способности, что позволяет значительно снизить содержание металлоидов в составе сплавов, что совместно с высоким содержанием хрома в составе сплавов, что позволяет повысить коррозионную стойкость сплавов при сохранении высоких прочностных свойств. При этом изменение состава сплавов оказывает значительное влияние на процессы термической кристаллизации сплавов. Введение пятого металла в систему Fe-Co-Ni-Cr-B, приводит к формированию многостадийного процесса кристаллизации при нагреве, что обусловлено, не только кристаллизацией аморфной фазы, но и фазовыми превращениями в кристаллизующихся фазах.

Работа посвящена исследованию фазовых превращений наблюдаемых при кристаллизации сплавов $(\text{Fe}_{0,25}\text{Co}_{0,25}\text{Ni}_{0,25}\text{Cr}_{0,125}(\text{Mo,V})_{0,125})_{100-x}\text{B}_x$, где $x=11-25$. Слитки сплавов с номинальными составами выплавлялись в вакуумной дуговой печи с медным водоохлаждаемым тиглем и нерасходуемым вольфрамовым электродом в атмосфере аргона марки 5.5 (99,9995%). Быстрозакаленные ленты получали из выплавленных слитков методом литья на вращающийся медный диск с линейной скоростью поверхности 40 м/с. Толщина полученных лент составляет ~20 мкм, ширина ~1 мм. Фазовый состав сплавов в закаленном состоянии и после термической кристаллизации проводился методом рентгеновской дифрактометрии. Структуру сплавов исследовали методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с использованием микроскопов Zeiss Libra 200 и JEOL 2100. Характеристические температуры сплавов определяли с использованием дифференциального термического анализа при постоянной скорости нагрева равной 40 К/мин на калориметре Setaram Labsys. Нагрев проводили в атмосфере аргона марки 5.5 и тиглях из Al_2O_3 .

Установлено, что в сплавах с молибденом, наблюдается схожая с традиционными аморфными сплавами системы Fe-B картина кристаллизации, когда в процессе первичной кристаллизации в аморфной матрице формируются первичные ГЦК и ОЦК кристаллы многокомпонентного твердого раствора, а затем при дальнейшем нагреве происходит превращение остаточной аморфной матрицы по эвтектическому механизму кристаллизации с формированием ГЦК кристаллов твердого раствора и боридов.

Частичная и полная замена молибдена на ванадий приводит к изменению процесса кристаллизации нехарактерному для аморфных сплавов, когда в процессе термической кристаллизации происходит превращение схожее с полиморфным, когда аморфная фаза полностью превращается в однофазный ГЦК твердый раствор. Такое поведение приводит к формированию метастабильного пересыщенного бором ГЦК твердого раствора, который при дальнейшем нагреве распадается с формированием боридов. Формирование такого метастабильного состояния интересно не только с фундаментальной, но и с практической точки зрения, так как открывает возможность использование принципов старения для дополнительного управления структурой материала и его свойствами.

Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-10055-П.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВА $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50}$ ПОСЛЕ ЕСТЕСТВЕННОГО СТАРЕНИЯ

Е.С. Белослудцева^{1, 2}

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

²Ньютонс, Москва

ebelosludceva@mail.ru

В бинарном эквиатомном сплаве $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50}$ после закалки формируется структура, представленная одной фазой – мартенситом с кристаллической решеткой $L1_0$ ($a = 0,374$ нм, $c = 3,52$ нм) [1]. Мартенсит имеет пакетное пластинчатое попарно двойниковое строение. В работах [2, 3] показано, что в результате длительного хранения при комнатной температуре происходит структурное расслоение, которое характеризуется образованием областей размером в несколько десятков микрометров, характеризующихся зеренной субструктурой. Методом РСФА также идентифицирована одна фаза с кристаллической решеткой $L1_0$ с параметрами, близкими параметрам в состоянии после закалки. Причиной изменений вероятнее всего служит диффузионное перераспределение никеля и марганца.

Методом ПЭМ удалось зафиксировать оба фазовых состояния в исследуемом сплаве: пластинчатое мартенситное (рис. 1, а) и безпластинчатое (рис. 1, в) и соответствующие микроэлектроннограммы (рис. 1, б, г). Параллельность границ мартенситных пластин нарушена. (рис. 1, а). Внутренняя структура мартенситных пластин менее упорядочена. На рис. 1, в представлено ПЭМ-изображение микроструктуры сплава $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50}$ в области после распада. Структура характеризуется контрастом, подобным твидовому. Также присутствуют отдельные следы границ мартенситных пластин, ориентированные по отношению друг к другу под углом $\sim 70^\circ$. Рефлексы на электронограммах от этих областей не четкие, сопровождаются дополнительными рефлексами.

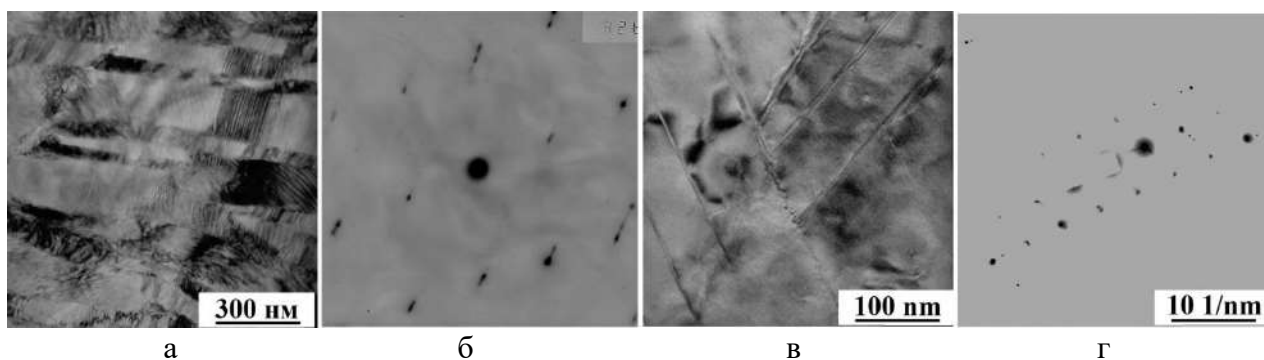


Рис. 1. ПЭМ – изображения (а, в) сплава $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50}$ и соответствующие микроэлектроннограммы (б, г) после естественного старения: а, б – от мартенситной матрицы, в, г – от областей после распада

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (Шифр «Структура» Г.р. № 122021000033-2). Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

Литература

1. Е.С. Белослудцева. Микроструктура, термоупругие мартенситные превращения и свойства В2 сплавов на основе Ni-Mn: дис. канд. физ. мат. наук: 01.04.07. Екатеринбург. ИФМ УрО РАН. 2017. 167 с..
2. Е.С. Белослудцева, Д.Е. Винокуров//Materials. Technologies. Design. 2024. № 6(2). С. 16-25.
3. Е.С. Белослудцева, Д.Е. Винокуров//Materials. Technologies. Design. 2024. № 6(4). С. 51-58.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОСЛОЙНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ ТЕКСТУРЫ НА АНИЗОТРОПИЮ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Cu-Li

С.Я. Бецофен¹, А.А. Ашмарин², Д.А. Прокопенко¹, Е.И. Максименко¹

¹Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)

²Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

s.betsofen@gmail.com

По сравнению с традиционными алюминиевыми сплавами, сплавы Al-Li демонстрируют превосходные характеристики, такие как низкая плотность, высокая удельная прочность, высокий модуль упругости и отличная коррозионная стойкость [1]. Однако одним из существенных их недостатков является сильная анизотропия свойств, которая превосходит по этому параметру другие алюминиевые сплавы. Методы управления анизотропией сплавов Al-Li включают корректировку состава, термическую обработку и оптимизацию процессов деформации. В сплавах системы Al-Cu-Li в основном формируется текстура $\{110\}<112>$ типа латуни [2, 3] с расположением направления $<111>$ в поперечном прокатке направлении. Для такой текстуры минимальные значения пределов текучести и прочности и максимальные значения относительного удлинения получены в 45° -ном направлении. В настоящей работе исследовали влияние неоднородности текстуры по сечению листов сплавов системы Al-Cu-Li на анизотропию их механических свойств.

Исследовали листы из сплавов В-1480 (Al-3,76Cu-0,37Mg-0,31Ag) и В-1481 (Al-3,48Cu-0,24Mg-0,33Ag) толщиной 1,4 мм, полученных тепловой прокаткой в ОАО «КУМЗ». Их последующая термомеханическая обработка включала закалку с охлаждением в воде, правку и искусственное старение. Механические свойства ($\sigma_{0,2}$, σ_B , δ) определяли в трех направлениях: долевом (НП), поперечном (ПН) и под углом 45° к НП. Рентгеноструктурные исследования проводили с помощью дифрактометра ДРОН-4,0 в $\text{CuK}\alpha$ -излучении. Текстуру определяли с помощью обратных полюсных фигур (ОПФ) для α -твердого раствора. При этом использовали сборные образцы с плоскостью съемки, нормальной направлениям НП, ПН и 45° .

На рис.1 приведено сопоставление прочностных свойств сплавов В-1480 и В-1481 в зависимости от направления в плоскости листа.

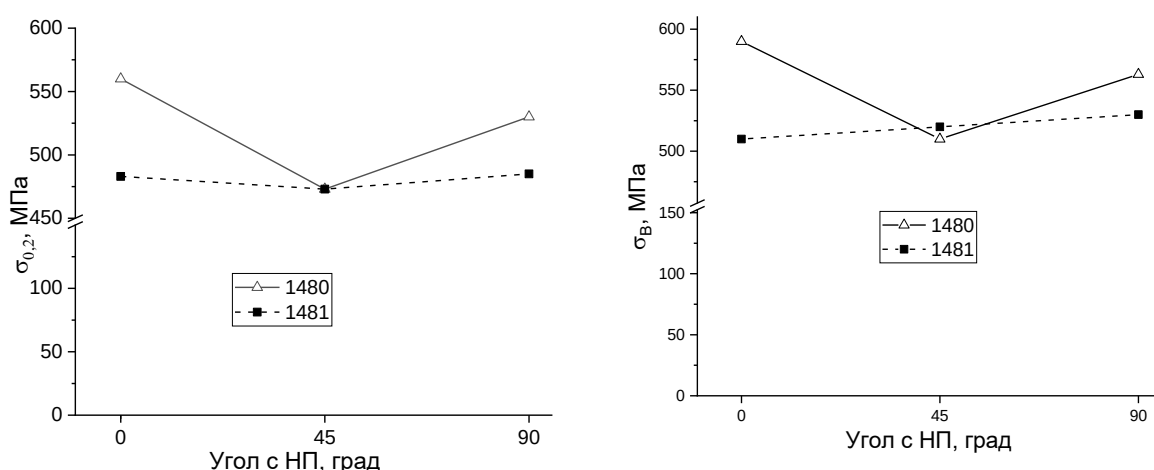


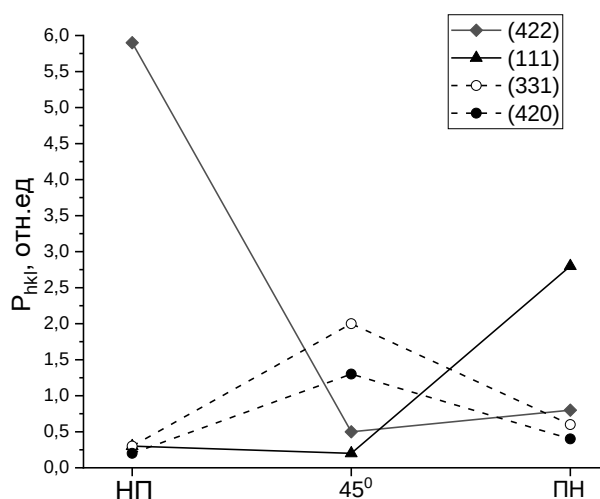
Рис.1. Величины пределов текучести (а) и прочности (б) сплавов В-1480 и В-1481 в долевом, 45-градусном и поперечном направлениях

Значения пределов текучести и прочности долевом и поперечном направлениях для сплава В-1480 существенно выше, чем в сплаве В-1481, однако минимальные значения как пределов текучести, так и пределов прочности совпадают, соответственно 470 и 510 МПа.

Важно также отметить, что испытания в 45° -ном направлении не используются на практике, поэтому для сплава В-1480 показатели прочности будут существенно завышены.

На рис.2 приведены полюсные плотности рефлексов (hkl) на ОПФ для НП, 45° и ПН 1,4 мм листов сплавов В-1480 и В-1481, которые получены на сборных образцах и характеризуют усредненные по всему сечению листов величины полюсных плотностей. Видно, что в сплаве В-1480 доминирует текстура типа «латуни» (ТВг){110}<112>. Соответственно в НП расположено направление <112>, в ПН направление <111>, а в 45° -направлении набор из нескольких ориентировок (рис.2б). Такая текстура является причиной выраженной анизотропии прочностных свойств (рис.1) в листах этого сплава. Расчеты показали, что минимальные свойства в 45° -направлении обусловлены для прочностных характеристик минимальными значениями в этом направлении факторов Тейлора. Послойный анализ текстуры листов сплава показал, что текстура «латуни» {110}<112>. присутствует только в среднем слое, однако она очень сильная и дает выраженную анизотропию свойств (рис.1) несмотря на то, что в поверхностных слоях текстура многокомпонентная и не дает вклада в анизотропию.

(а)



(б)

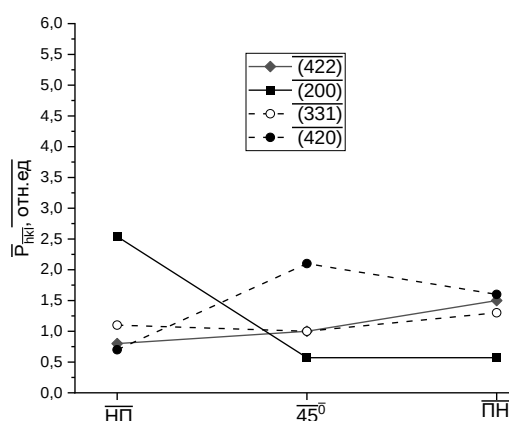


Рис.2 Полюсные плотности рефлексов (hkl) на ОПФ для НП, 45° и ПН 1,4 мм листов сплавов В-1480 (а) и В-1481 (б)

Текстура листов сплава В-1481 в трех направлениях мало отличается, что обуславливает отсутствие в листах анизотропии механических свойств (рис.1), однако послойный анализ текстуры показал, что в поверхностных слоях присутствует кубическая текстура рекристаллизации, о наличии которой также свидетельствует наличие крупных зерен в микроструктуре. В среднем слое также как в листах сплава В-1480 превалирует текстура «латуни» {110}<112>, однако ее интенсивность намного ниже, чем в сплаве В-1480. Отсутствие анизотропии механических свойств в листах сплава В-1481 объясняется удачным сочетанием текстуры поверхностных и срединных слоев. Текстура «латуни» в среднем слое дает пониженные прочностные свойства в 45° направлении, в то время как кубическая текстура в поверхностных слоях дает в этом направлении повышенную прочность, поскольку в 45° направлении в случае кубической текстуры расположено направление <110>, для которого фактор Тейлора в 1,5 раза выше, чем в направлениях <100>, совпадающих с НП и ПН при кубической текстуре.

Выводы

1. Исследование фазового состава, кристаллографической текстуры и анизотропии механических свойств при растяжении 1,4 мм листов из сплавов В-1480 и В-1481 показало, что в листах сплава В-1480 формируется интенсивная текстура типа «латуни» $\{110\}<112>$.
2. Сплав характеризуется выраженной анизотропией механических свойств, при этом максимальные показатели пределов текучести и прочности соответствует направлению прокатки и составляют 560 и 590 МПа соответственно, а минимальные показатели соответствуют 45°-ному направлению и составляют 470 и 510 МПа.
3. В сплаве В-1481 формируется слабо выраженная текстура и соответственно практически отсутствует анизотропия пределов текучести и прочности, которые составляют в направлении прокатки 480 и 510 МПа соответственно, а в 45°-ном направлении 470 и 520 МПа.
4. Прочностные показатели в НП и ПН сплава В-1480 значительно выше, чем для сплава В-1481, однако минимальные показатели для обоих сплавов одинаковые за счет низких прочностных свойств текстурированного сплава В-1480 в 45°-ном направлении.
5. В листах сплава В-1481 формируется частично рекристаллизованная структура, характеризующаяся текстурным градиентом по сечению листа, в результате чего усредненная по сечению ориентировка кристаллитов близка к бестекстурному состоянию, что обуславливает изотропию прочностных свойств листов сплава.

Список литературы

1. Li JF, Ning H, Liu DY. Alloying and micro-alloying in Al-Cu-Li series alloys. Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 2021;31:258–279.
2. Nanhui Peng, Lihua Zhan, Yongqian Xuhunhui Liu, Bolin Ma, Kai Chen, Haobo Ren. Anisotropy in creep-aging behavior of Al-Li alloy under different stress levels: experimental and constitutive modeling // Journal of Materials Research and Technology 2022; V. 20. P. 3456-3470.
3. Contrepois Q., Maurice C., Driver J.H. Hot rolling textures of Al–Cu–Li and Al–Zn–Mg–Cu aeronautical alloys: Experiments and simulations to high strains // Mater. Sci. Eng. 2010. V. A527. P. 7305–7312.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 23-49-00098) и Государственного фонда естественных наук Китая (NSFC) (грант № 52261135538).

КВАНТОВЫЕ ТОЧКИ PBS С ЛИГАНДАМИ Cl И FA

Биккулова Н.Н.¹, Ермилов Н.В.¹, Акманова Г.Р.², Курбангулов А.Р.¹

¹ *Стерлитамакский филиал Уфимского университета науки и технологий,
Стерлитамак*

² *Уфимский университет науки и технологий, Уфа*
bickulova@mail.ru

Селенид свинца PbSe и сульфид свинца PbS являются полупроводниковыми материалами, используемыми в качестве ИК-детекторов [1], работающих в спектральном диапазоне от 1 до 5 мкм и в ИК-солнечных элементах.

Высокопроизводительные вычисления, представляющие собой способ обработки больших объемов данных с использованием мощных компьютеров и устройств хранения, объединенных в единую систему – альтернативный метод для исследования возможностей термоэлектрических соединений [2].

Используя данный метод, удалось проанализировать электронные свойства квантовых точек PbS с лигандами Cl и FA. Для структуры полос массива квантовых точек с лигандами FA было обнаружено отсутствие признаков формирования промежуточной полосы. Вместо этого сформировался континуум полос с нижней границей полосы при энергии около ~0,6 эВ [3].

Чтобы лучше понять описанное выше явление, были исследованы плотность состояний и профиль оптического поглощения квантовых точек PbS с лигандами Cl и FA.

Плотность состояний и коэффициент оптического поглощения были рассчитаны с использованием метода теории функционала плотности и линейной комбинации атомных орбиталей (DFT-LCAO), встроенного в программное обеспечение Quantum ATK [4].

Метод DFT, заключается в том, что энергия электронной системы однозначно определяется электронной плотностью, при этом не происходит поиска волновой функции. Определяется электронная плотность системы, которая зависит от трех пространственных координат и находится функционал, который связывает электронную плотность с энергией системы [5].

Метод LCAO заключается в том, что валентные электроны кристалла образуются из атомных орбиталей. Из них составляется линейная комбинация. Движение валентных электронов описывается уравнением Шредингера, которое приводится к системе линейных уравнений для коэффициентов.

Геометрия квантовых точек как с лигандом FA, так и с лигандом Cl оптимизирована с помощью метода DFT-LCAO на основе рандомизированной начальной структуры.

На рис. 1-6 показаны рассчитанные значения плотности состояния и оптического поглощения, спроецированные на орбиту, для FA-лигандированных и Cl-лигандированных квантовых точек.

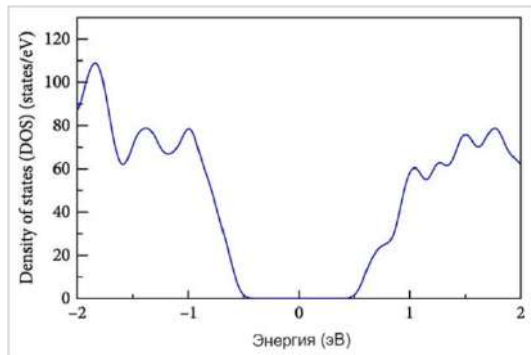


Рис. 1. Оптическое поглощение квантовых точек PbS с лигандами FA

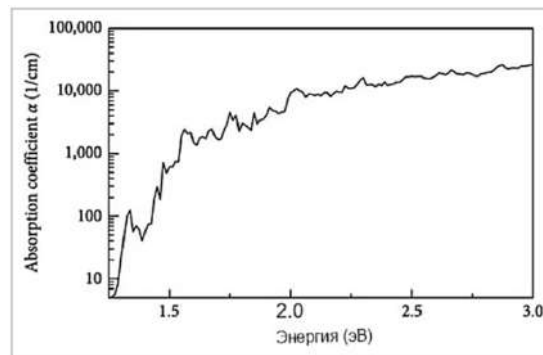


Рис. 2. Плотность состояний квантовых точек PbS с лигандами FA

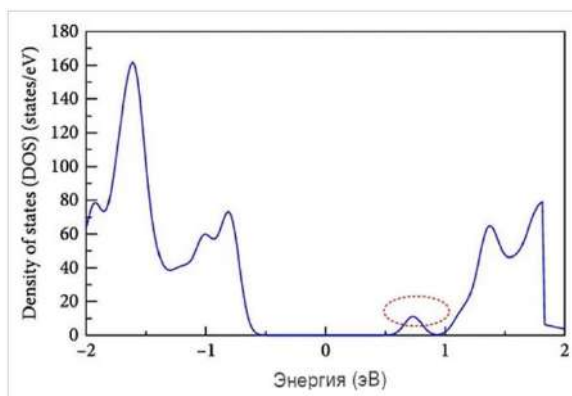


Рис. 3. Оптическое поглощение квантовых точек PbS с Cl-лигандами

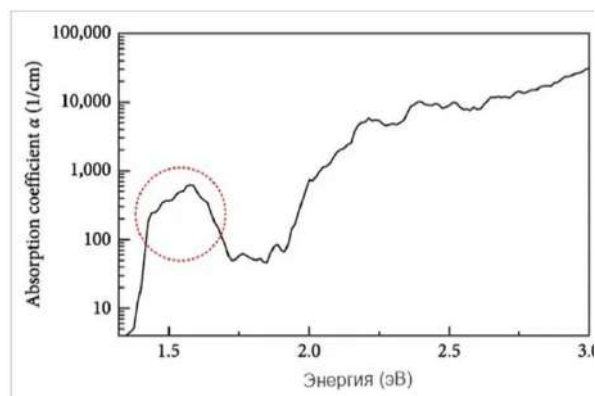


Рис. 4. Плотность состояний квантовых точек PbS с Cl-лигандами. Вклад промежуточной полосы выделен красным пунктирным кругом

В полученных данных моделирования плотности состояний наблюдается отдельный пик в зоне проводимости вблизи уровня Ферми для квантовых точек с лигандами Cl (выделен красным пунктиром на рис.3). Данный пик отсутствует в плотности состояний квантовых точек с лигандами FA (рис.1), и плотность состояний квантовых точек с лигандами FA в зоне проводимости в целом выше. Разница в плотности состояний может оказывать влияние на оптические свойства квантовых точек, что подтверждается данными об оптическом поглощении (рис.2 и рис.4). Коэффициент оптического поглощения квантовых точек с лигандом Cl также имеет изолированный пик около 1,5 эВ (выделен красным пунктиром на рис.4), но этот пик не наблюдается в данных для квантовых точек с лигандом FA. Оптический коэффициент квантовых точек с лигандом FA имеет более высокое значение около 1,75 эВ, чем у квантовых точек с лигандом Cl. Разницу можно объяснить, сравнив орбитальные проекции плотности состояний (рис.5 и рис.6). Спектр 2p-орбиталей квантовых точек с лигандом FA имеет один дополнительный пик в диапазоне энергий 0,6–2,0 эВ в зоне проводимости, в то время как для лиганда Cl такой пик отсутствует.

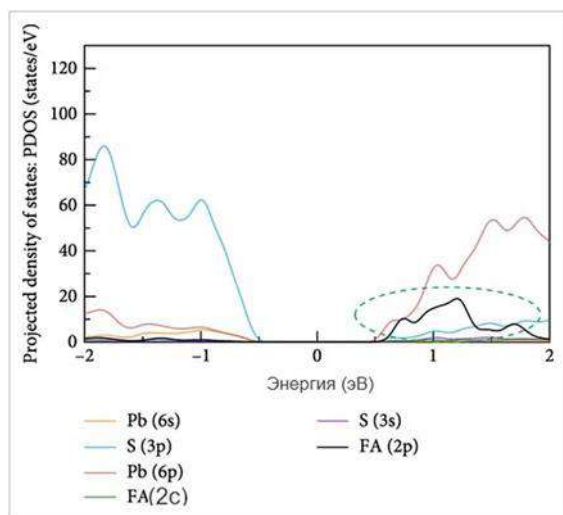


Рис.5. Орбитально-спроецированная плотность состояний для квантовых точек PbS с лигандами FA. Эффект гибридизации p-орбитальной плотности состояний (чёрная сплошная линия) в зоне проводимости выделен зелёным пунктиром

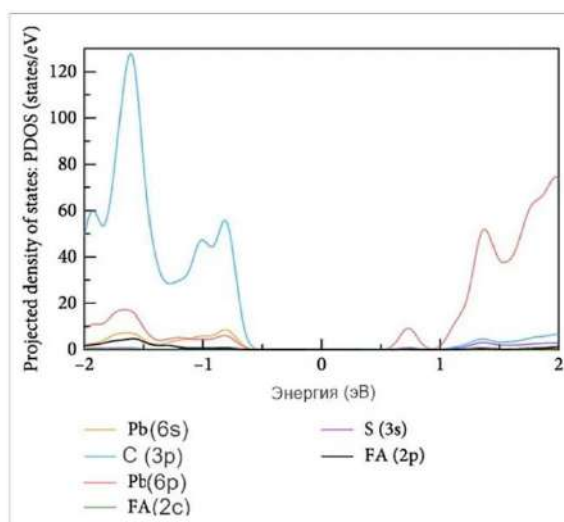


Рис.6. Орбитально-спроецированная плотность состояний квантовых точек с Cl-лигандами. Плотность состояний p-орбиталей (чёрная сплошная линия) не показывает эффекта гибридизации в зоне проводимости

Гибридизация с 2р-орбиталью может быть причиной отсутствия промежуточной зоны для квантовых точек с лигандом FA.

В данном исследовании были проанализированы результаты расчетов плотности состояний и профиля оптического поглощения квантовых точек PbS с лигандами Cl и FA после того, как ранее для структуры полос массива квантовых точек с лигандами FA было обнаружено отсутствие признаков формирования промежуточной полосы.

Разница в плотности состояний может оказывать влияние на оптические свойства квантовых точек, что подтверждается данными об оптическом поглощении. Гибридизация с 2р-орбиталью может быть причиной отсутствия промежуточной зоны для квантовых точек с лигандом FA. Квантовые точки PbS с лигандом FA показали более высокие коэффициенты оптического поглощения из-за устранения промежуточных уровней или полосы, что в свою очередь может указывать на возможное различие в транспортных свойствах PbS с лигандами Cl и FA.

Для проверки, выдвинутой выше гипотезы, предлагается провести моделирование и сравнение подвижности массивов квантовых точек PbS с лигандами Cl и FA для широкого диапазона температур. Данная работа в перспективе может помочь выявить новый тип повышения подвижности, возникающий из-за перекрытия орбит, что может предоставить важную информацию для дальнейшего усовершенствования термоэлектрических устройств.

Литература

1. C. Gayner, K.K. Kar // Prog. Mater. Sci. 2016. V.83. P.330–382.
2. Н.В. Ермилов, Н.Н. Биккулова, А.Р. Курбангулов, Г.Р. Акманова, И.М. Мунасыпов // Инженерная физика. 2025. № 2. С. 3-9.
3. P. Hohenberg, W.Kohn // Phys. Rev. 1964. V.136. 3B. B864–B871.
4. J. C. Reinstra-Kiracofe, G. S. Tschumper, G. F. Schaefer, S. Nandi, G.B. Ellison // Chem. Rev. 2002. V.102. P.231-282.
5. A. Pimachev, Y. Dahnovsky //J. of Phys. Chem. C. 2015. V.119. №29. P.16941–16946.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОДОВ НА ОСНОВЕ СУЛЬФИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ МЕТОДОМ МОТТА-ШОТТКИ

И.Ю. Богущ, Плуготаренко Н.К., Моисеева Т.А., Мясоедова Т.Н.

Институт нанотехнологий электроники и приборостроения ЮФУ, Таганрог
inlys@sfedu.ru

Сульфиды переходных металлов, такие как MoS_2 , CoS , FeS и NiS , всё чаще рассматриваются в качестве перспективных материалов для применения в накопителях энергии, в том числе в суперконденсаторах. Это связано с их высокой удельной ёмкостью, хорошей стабильностью и способностью к быстрому обмену зарядом, что делает их привлекательными для использования в современных электрохимических системах [1]. При исследовании полупроводниковых свойств таких материалов важным параметром является потенциал плоской зоны (V_{fb}), который характеризует контактный потенциал между электродом и электролитом. Для его оценки широко применяется метод Мотта — Шоттки, основанный на анализе зависимости обратной квадратичной ёмкости от приложенного напряжения $1/C^2(V)$. Этот метод позволяет не только определить V_{fb} , но и выявить тип проводимости материала (n- или p-тип), а также оценить влияние поверхностных состояний и динамики переноса заряда.

В работе образцы сульфидов молибдена, кобальта, железа и никеля получали методом гидротермального синтеза из растворов на основе солей соответствующих металлов и тиомочевины. На начальном этапе соль металла смешивали с раствором тиомочевины и выдерживали при постоянной перемешивании в течение 30 мин. Полученную смесь помещали в автоклав и выдерживали при температуре 180 °С. В завершении образцы промывали и высушивали.

Для изготовления электродов порошки сульфидов металлов смешивали с PVDF и кистью наносили на поверхность никелевой пены (NiF) и углеродной бумаги (TGP). Готовые электроды исследовали в 1М растворе KOH методом Мотта — Шоттки в трехэлектродной ячейке в диапазоне потенциалов -500 В до 500 В. В качестве электрода сравнения использовали хлорсеребряный электрод, в качестве противоиэлектрода – графит.

Результаты анализа электрофизических характеристик сульфидов переходных металлов, полученные с помощью этого метода, показали, что значения V_{fb} существенно зависят как от химического состава материала, так и от типа подложки (Таблица 1).

Таблица 1. Значения потенциала плоской зоны V_{fb} для различных образцов

Материал	Подложка	Частота, кГц	V_{fb} , В
MoS_x	NiF	50	0,098
		38 / 30	0,24
Co_xS_y	NiF	все частоты	0,22
Co_xS_y	TGP	все частоты	0,49
Fe_xS_y	NiF	50	0,2
		38 / 30	0,16
NiS	NiF	все частоты	0,038
NiS	TGP	50	0,46
		38	0,44
		30	0,42

Большинство исследованных образцов имели p-тип проводимости, что подтверждается отрицательным наклоном зависимости $1/C^2(V)$. Например, для образца MoS_x (NiF) значение

V_{fb} составляет 0,098 В при частоте 50 кГц, но увеличивается до 0,24 В при снижении частоты до 38 и 30 кГц. Образцы Co_xS_y (NiF) демонстрирует стабильное значение $V_{fb} = 0,22$ В независимо от частоты, что может свидетельствовать о более однородной структуре и стабильных электрохимических свойствах данного материала [2].

Для образца Fe_xS_y (NiF) наблюдается снижение V_{fb} с ростом частоты: с 0,2 В при 50 кГц до 0,16 В при 38 и 30 кГц, что может быть связано с динамикой переноса заряда и влиянием поверхностных состояний. В то же время образец NiS (TGP) демонстрирует постепенное снижение V_{fb} с 0,46 до 0,42 В при уменьшении частоты.

При этом зависимость потенциала плоской зоны от рабочей частоты измерений проявляется не во всех образцах одинаково. Для Co_xS_y (NiF), Co_xS_y (TGP) и NiS(NiF) эта зависимость практически отсутствует, что говорит о стабильности и структурной однородности данных материалов. В то же время для NiS(TGP) и Fe_xS_y (NiF) наблюдается слабая, но воспроизводимая тенденция изменения V_{fb} в зависимости от частоты, что может быть связано с активацией поверхностных состояний или релаксационными процессами при различных условиях поляризации [3].

Таким образом, проведённые исследования позволяют сделать вывод о том, что поведение потенциала плоской зоны в сульфидах переходных металлов зависит от множества факторов, включая состав материала, тип подложки и рабочую частоту измерений. Полученные результаты могут быть использованы при разработки суперконденсаторов, а также энергосберегающих решений на их основе для использования в носимой электроники и устройствах Интернета Вещей.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-23-00514 (<https://rscf.ru/project/25-23-00514/>) в Южном федеральном университете.

Литература

1. Zhang, L. L., Zhao, X. S // Chemical Society Reviews. 2009. № 38(9). pp. 2520–2531.
2. Gelderman, K. L. Lee, and S. W. Donne // J. Chemical Education. 2007. № 84 (4). pp. 685.
3. Lee, S.F.; Jimenez-Relinque, E.; Martinez, I.; Castellote, M. // Catalysts 2023. №13. pp.1000.

ЭФФЕКТ ДОБАВОК СМЕСЕЙ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКОВ SiO_2 И WC В ЭЛЕКТРОЛИТ ПРИ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОМ ОКСИДИРОВАНИИ АЛЮМИНИЕВОГО И МАГНИЕВОГО ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ

Е.Д. Боргардт, А.О. Полунина, А.В. Полунин, М.М. Криштал

Тольяттинский государственный университет, Тольятти

В современных условиях эксплуатации значительную роль в работе деталей агрегатов играют их поверхностные свойства. Фактически около 85–90% всех неисправностей, ведущих к потере работоспособности агрегатов, связано с изнашиванием рабочих поверхностей деталей, что налагает требования к модифицированию свойств их поверхностей. В частности, для алюминиевых сплавов требуется применение ряда дорогостоящих и низкопроизводительных методов модифицирования поверхности [1,2]. А применение магниевых сплавов ограничивается не только низкими поверхностными механическими свойствами, но и неудовлетворительной коррозионной стойкостью [3]. Плазменно-электролитическое оксидирование является постоянно развивающимся, высокопроизводительным и экологичным методом улучшения свойств поверхности металлов вентильной группы, к которым относятся алюминий, магний и их сплавы. Электрические разряды, возникающие на детали при обработке в электролите, окисляют поверхность, создавая растущий наружу и внутрь поверхности превосходящий по свойствам обрабатываемого материала пористый оксидный слой [4]. Тем не менее, достигаемых свойств образуемых ПЭО поверхностей недостаточно, метод все время совершенствуется, в частности, путем введения в электролит частиц микронного и наноразмерного диапазонов для придания формирующимся оксидным слоям улучшенных или качественно новых свойств [5]. Диоксид кремния SiO_2 является хорошо себя зарекомендовавшей для ПЭО добавкой [6], повышающей антикоррозионные и механические свойства оксидных слоев. Добавка карбида вольфрама WC [7] привела к комплексному увеличению производительности процесса и механических характеристик ПЭО слоев. Тем не менее, использование однокомпонентных нанодобавок не может полностью обеспечить необходимых для ПЭО слоев всех потребительских характеристик, что накладывает необходимость поиска дальнейших способов улучшения свойств слоев. Одним из таких способов может быть применение смеси (композиции) хорошо зарекомендовавших себя ранее наноразмерных добавок, улучшающих те или иные свойства, для достижения комплексного улучшения слоя и, потенциально, для достижения синергетического эффекта.

В данной работе были синтезированы методом ПЭО и исследованы оксидные слои с двухкомпонентной нанодобавкой на поверхности алюминий-кремниевого сплава АК12оч и магний-алюминиевого сплава МЛ5пч. Цель работы – выявить эффект от введения в электролит смесей дисперсных частиц SiO_2 и WC в различных долевых соотношениях и суммарных концентрациях на производительность обработки и служебные характеристики формируемых ПЭО оксидных слоев.

Оксидирование вели на двух сплавах: силумине АК12оч, состав - Al: $88,32 \pm 1,36\%$, Si: $11,50 \pm 1,50\%$, примеси: до 2,7%, а также магний-алюминиевом сплаве МЛ5пч, состав - Mg: $90,86 \pm 1,29\%$, Al: $8,25 \pm 0,75\%$, Zn: $0,50 \pm 0,30\%$, Mn: $0,33 \pm 0,18\%$ примеси: до 0,13%. АК12оч перед оксидированием был обработан по режиму Т6(8) для оптимизации структуры сплава для последующего ПЭО. МЛ5пч был обработан по режиму Т61. [8]. Оксидирование вели на образцах размером 60x20x6 мм, шлифованных до 5000 grit. ПЭО АК12оч вели в течение 120 минут при следующих параметрах: плотность тока $I \text{ (RMS)} = 27 \pm 1 \text{ А/дм}^2$; соотношение катод/анод $K/A = 1/0$; частота формовочных импульсов $F = 200 \text{ Гц}$; коэффициент заполнения $D = 65\%$; соотношение длительностей катодного и анодного формовочных импульсов и паузы между катодным и анодным импульсом – 55%/45% и по 50% соответственно. ПЭО МЛ5пч вели в течение 12 минут при параметрах: $I \text{ (RMS)} = 27 \pm 1 \text{ А/дм}^2$; $K/A = 0,5$; $F = 250 \text{ Гц}$, $D =$

35%. Состав электролита для ПЭО силумина: водный раствор гидроксида калия KOH (0,8 г/л), пирогосфата натрия десятиводного $\text{Na}_4\text{P}_2\text{O}_7 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$ (2,5 г/л) и алюмината натрия NaAlO_2 (2,5 г/л). Состав электролита для ПЭО магниевого сплава: водный раствор щелочи NaOH (1 г/л), натрий фосфорнокислый двузамещенный двенадцативодный $\text{Na}_2\text{HPO}_4 \cdot 12\text{H}_2\text{O}$ (10 г/л), фторид натрия NaF (10 г/л) и алюминат натрия NaAlO_2 (15 г/л). Температура обоих электролитов в процессе поддерживалась постоянной около 12 °С. В электролиты были добавлены частицы SiO_2 (APS 100 нм, ООО «Бардаханов» (Новосибирск)) и WC (APS 55 нм, ООО «Плазмотерм» (Plasmotherm, Москва)). Использовали различные долевые сочетания WC/ SiO_2 (0/100, 20/80, 40/60, 60/40, 80/20 и 100/0 масс. %) веществ НЧ в смеси. Рассматривались три суммарные концентрации добавок в электролит: 1, 2 и 3 г/л. В работе изучали структуру, элементный (химический) и фазовый состав полученных оксидных слоев, а также измеряли их толщину, микротвердость, адгезионные характеристики, износостойкость и антикоррозионные свойства.

Совместное введение частиц диоксида кремния (20%) и карбида вольфрама (80%) в случае силумина АК12оч привело к незначительному визуальному уменьшению количества дефектов поперечной структуры, а в случае МЛ5пч – их увеличению, например, для концентрации 3 г/л (рис. 1).

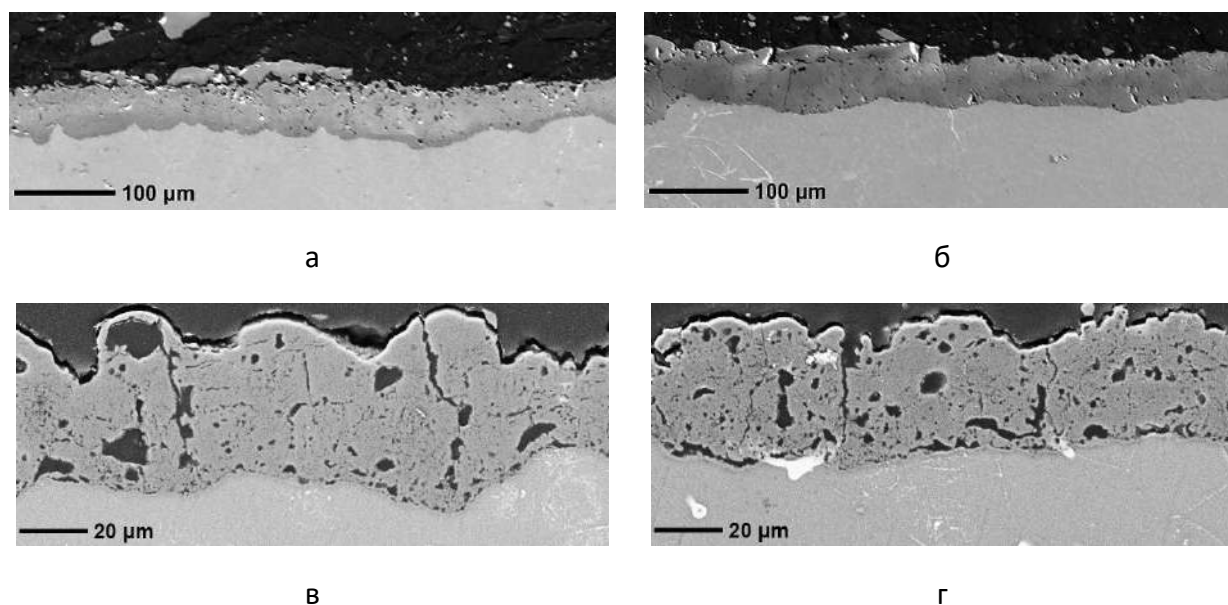


Рис. 1. Поперечные структуры ПЭО слоев на сплавах АК12оч и МЛ5пч в базовом варианте (а и в соответственно) и с добавлением SiO_2 (20%) и WC (80%) в суммарной концентрации 3 г/л (б и г соответственно)

Результаты фазового анализа образцов слоев как на алюминиевом, так и на магниевоом сплавах выявили вещество карбида кремния WC в исходном виде, что говорит об отсутствии химического взаимодействия этой добавки с другими веществами в процессе ПЭО. Компонент SiO_2 добавки является рентгеноаморфным и проявляется на рентгенограмме в виде аморфного гало, поэтому кремнийсодержащее кристаллическое соединение было найдено только для группы образцов на АК12оч – муллит $\text{Al}_6\text{Si}_2\text{O}_{13}$. Для обеих подложек совместное введение порошков SiO_2 и WC привело к значительному для АК12оч (до ~45–55% для 3 г/л, с 60 мкм до 120 мкм для WC/ SiO_2 20/80) и умеренному для МЛ5пч (до ~5–10% для 3 г/л, с 35 мкм до 45 мкм для WC/ SiO_2 20/80) приросту производительности процесса ПЭО. Отметим, что максимальный прирост происходит за счет кремниевой составляющей смеси порошков и во всех случаях является максимальным для 100% SiO_2 . Применительно к АК12оч, прирост микротвердости произошел практически во всех вариантах сочетаний добавок, и при этом для этого эффекта наблюдается синергия: для всей серии максимальные значения достигаются для

сочетания 80/20 WC/SiO₂ и для ряда случаев превосходят показатели для 100% WC или SiO₂. Максимальный прирост для АК12оч наблюдается для 1 г/л с 740 ± 160 до 972 ± 250 МПа (прирост твердости ~24%). Для МЛ5пч прирост микротвердости практически не произошел, кроме того, для отдельных сочетаний (40/60 WC/SiO₂) микротвердость снизилась с ~550 до ~350 МПа. Величины приведенного массового износа (мг/(Н·м)) на сплаве АК12оч для сочетания 80/20 WC/SiO₂ были снижены в 5 раз относительно базового образца. Приведенная критическая нагрузка разрушения (Н/мкм) при скретч-тестировании слоев на образцах МЛ5пч увеличилась для всех вариантов сочетаний WC/SiO₂. Максимальный прирост нагрузки разрушения наблюдается для сочетания 40/60 WC/SiO₂ при суммарной концентрации 3 г/л. Введение смеси WC/SiO₂ во всех сочетаниях и суммарных концентрациях негативно сказалось на коррозионной стойкости оксидных слоев на поверхности АК12оч: плотность тока коррозии i_{corr} выросла до нескольких порядков в сравнении с базовым вариантом сплава с $\sim 16 \cdot 10^{-10}$ А/см² вплоть до $\sim 5 \cdot 10^{-7}$ А/см². Поляризационное сопротивление R_p снизилось с $27 \cdot 10^6$ Ом·см² до $15 \cdot 10^4$ Ом·см². Для оксидных слоев на магниевом сплаве МЛ5пч влияние на токи коррозии практически во всех случаях оказалось положительным: наилучшие показатели для смеси порошков были достигнуты для соотношения WC/SiO₂ 60/40 при 3 г/л: с $\sim 2,8 \cdot 10^{-7}$ А/см² до $\sim 6,67 \cdot 10^{-8}$ А/см². Поляризационное сопротивление практически во всех вариантах соотношения порошков осталось неизменным в сравнении с показателем базового образца $\sim 26 \cdot 10^4$ Ом·см², кроме отдельных сочетаний: WC/SiO₂ 80/20 для 1 и 2 г/л суммарной концентрации R_p падает до $\sim 6 \cdot 10^4$ Ом·см².

Можно резюмировать, что предложенный подход одновременного двухкомпонентного «допирования» оксидного слоя наночастицами в отдельных случаях дает значительный положительный эффект по механическим свойствам для силумина АК12оч и умеренное улучшение как механических, так и антикоррозионных свойств слоев на магниевом сплаве МЛ5пч.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 25-19-00498, <https://rscf.ru/project/25-19-00498/>).

1. Kuruveri U.B. et al. Surface Modification of 6xxx Series Aluminum Alloys // Coatings 2022, Vol. 12, Page 180. Multidisciplinary Digital Publishing Institute, 2022. Vol. 12, № 2. P. 180.
2. Dong H. Surface engineering of light alloys: Aluminium, magnesium and titanium alloys. 1st ed. / ed. Dong H. Woodhead Publishing Limited, 2010. 662 p.
3. Li B.; et al. Recent Progress in Functionalized Coatings for Corrosion Protection of Magnesium Alloys—A Review // Mater. 2022, Vol. 15, Page 3912. Multidisciplinary Digital Publishing Institute, 2022. Vol. 15, № 11. P. 3912.
4. Simchen F. et al. Introduction to plasma electrolytic oxidation-an overview of the process and applications // Coatings. MDPI AG, 2020. Vol. 10, № 7.
5. Krishtal M.M. et al. Ceramic metal oxide coatings formation by hybrid plasma electrolytic treatment: Interaction scenarios of ceramic NPs with oxide layers // Ceram. Int. Elsevier, 2024. Vol. 50, № 11. P. 20777–20789.
6. Krishtal M.M., Katsman A. V., Polunin A. V. Effects of silica nanoparticles addition on formation of oxide layers on Al[сbnd]Si alloy by plasma electrolytic oxidation: The origin of stishovite under ambient conditions // Surf. Coatings Technol. Elsevier, 2022. Vol. 441. P. 128556.
7. Polunin A.V. et al. The effect of tungsten carbide nanoparticles added to electrolyte on the composition and properties of oxide layers formed by plasma electrolytic oxidation on pre-eutectic silumin // Journal of Physics: Conference Series. 2019. Vol. 1396, № 1.
8. Krishtal M.M. Effect of structure of aluminum-silicon alloys on the process of formation and characteristics of oxide layer in microarc oxidizing // Met. Sci. Heat Treat. 2004. Vol. 46, № 9–10. P. 377–384.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ УДАРНО-СЖАТОГО ГАЗА В СВАРОЧНОМ ЗАЗОРЕ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ 12Х18Н10Т-АМг6

О.Д. Боярченко, А.Ю. Малахов, Н.Н. Ниёзбеков, И.В. Денисов, Г.Р. Сайкова

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова
РАН, Черноголовка
olgaboyarchenko@gmail.com*

Известно, что в процессе сварки взрывом в зазоре между пластинами перед точкой контакта образуется область ударно-сжатого газа (УСГ), нагретого до температур в несколько тысяч градусов. Эта область ограничена, с одной стороны, фронтом ударной волны в воздухе, а с другой – наклонной поверхностью μεταемой пластины [1]. Высокие температуры в зоне УСГ приводят к нагреву поверхностей пластин еще до их контакта. Согласно некоторым оценкам, это может вызывать оплавление поверхностных слоев на глубину до нескольких десятков микрон. Кроме того, в область ударно-сжатого газа попадают частицы металла с поверхности свариваемых материалов. Их присутствие дополнительно повышает температуру газа и увеличивает скорость ударной волны [2].

Целью работы было определение температуры УСГ с помощью оптического метода и термолловушек. Термолловушки представляют собой цилиндрические элементы, изготовленные из цинка и меди, которые улавливают мелкодисперсные частицы с поверхностных слоёв свариваемых пластин и испытывают термическое воздействие от потока УСГ (Рисунок 1).

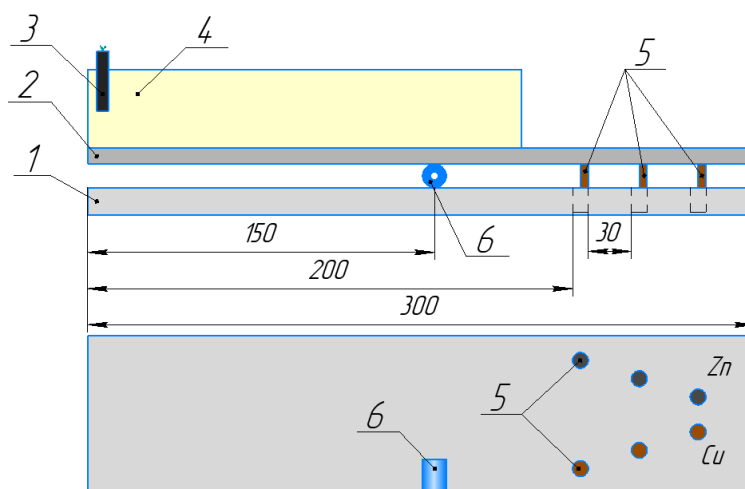


Рис. 1. Схема измерения яркостной температуры и установки термолловушек в зазоре :
1-основная пластина, 2-метаемая пластина, 3-детонатор, 4-взрывчатое вещество,
5-термолловушки; 6-оптический датчик для измерения яркостной температуры

В эксперименте по сварке взрывом использовалась пластина из коррозионностойкой стали 12Х18Н10Т размером 3×200×300 мм в качестве метаемого слоя и алюминиево-магниевый сплав АМг6 в качестве основного. В качестве взрывчатого вещества использовалась смесь микропористой аммиачной селитры с дизельным топливом (АСДТ) в соотношении 96:4. Скорость детонации АСДТ составила 2300 м/с. Зазор между пластинами составлял 4 мм.

На Рисунке 2 представлена осциллограмма измерения температуры УСГ в сварочном зазоре. Результаты измерения температуры показали, что температура УСГ составляла 3500 ± 300 К, что превышает температуру плавления свариваемых материалов и материала термолушек в несколько раз.

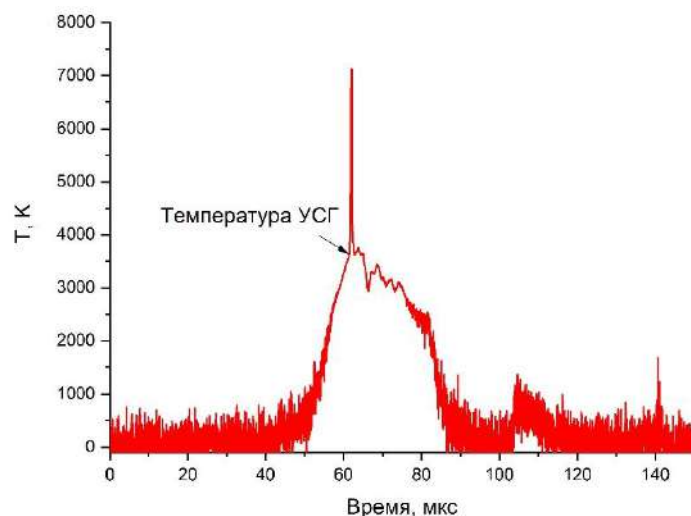


Рис. 2. Осциллограмма температуры УСГ

На Рисунке 3 представлены СЭМ-изображения поверхностей термолушек из Cu и Zn, в Таблицах 1 и 2 – результаты их ЭДС-анализа после сварки взрывом. Результаты ЭДС-анализа показали наличие элементов Cr, Fe, Al и Ni на поверхности цинка (Рисунок 3а, Таблица 1), что свидетельствует о переносе материала в процессе сварки. Максимальный диаметр обнаруженных частиц на цинковой поверхности составил около 15 мкм. Данный факт, наряду с наблюдаемым оплавлением поверхности термолушки из цинка, указывает на интенсивное взаимодействие УСГ с материалом, приводящее к очистке поверхности за счёт удаления тонкого слоя. Аналогичные частицы были зафиксированы и на медной поверхности (Рисунок 3б, Таблица 2), однако, из-за более высокой температуры плавления меди, её поверхность претерпела незначительные изменения при контакте с УСГ.

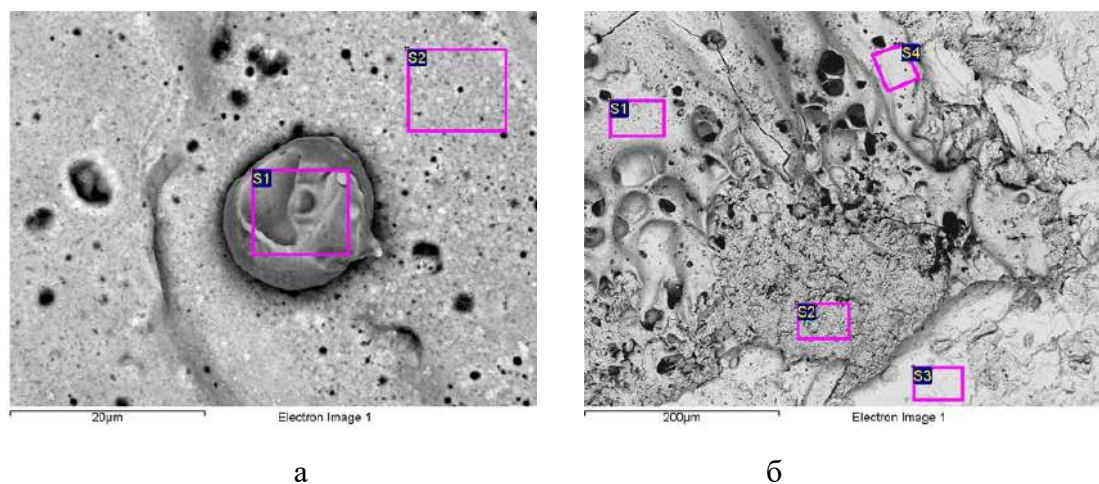


Рис. 3. СЭМ изображения поверхности термолушек: поверхность Zn (а), поверхность Cu (б)

Таблица 1. Результаты ЭДС анализа (вес.%) поверхности термолушки из Zn

№	Al	Cr	Fe	Ni	Zn
S1	-	1.21	90.28	2.87	5.64
S2	8.12	-	1.69	-	90.18

Таблица 2. Результаты ЭДС анализа (вес.%) поверхности термолушки из Cu

№	Mg	Al	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu
S1	2.30	22.90	1.80	-	7.40	1.30	64.0
S2	1.40	15.80	2.10	0.70	9.10	1.20	69.50
S3	-	-	-	-	-	-	100.0
S4	1.40	15.20	2.00	-	8.50	1.40	71.50

Проведенные исследования позволили определить температуру УСГ при сварке взрывом и оценить его воздействие на свариваемые материалы. Измерения яркостной температуры показали, что температура УСГ достигает 3500 ± 300 К, что существенно превышает температуры плавления используемых металлов. Это приводит к оплавлению поверхностных слоев метаемой и основной пластин, способствуя их очистке и активации перед контактом. Анализ поверхности термолушек из цинка и меди подтвердил интенсивное тепловое и механическое воздействие ударно-сжатого газа.

Полученные данные согласуются с теоретическими представлениями о процессах в зоне УСГ и подтверждают его ключевую роль в подготовке поверхностей перед сваркой. Результаты могут быть использованы для оптимизации режимов сварки взрывом, в частности, для управления температурными и скоростными параметрами с целью улучшения качества соединения.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00446, <https://rscf.ru/project/23-19-00446/>.

Литература

1. L.B. Pervukhin, O.L. Pervukhina // Welding International. 2017. № 31. С. 457-461.
2. S.V. Khaustov, N.N. Konobeeva, V.V. Pal, S.V. Kuzmin, V.I. Lisak // Romanian reports in physics. 2025. V. 77. № 2. P. 804-817.

ПРИМЕНЕНИЕ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ ДЛЯ КОНСОЛИДАЦИИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА $Ti_{20}Al_3Si_9$, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СВС

П.А. Лазарев¹, А.С. Разносчиков², М.Л. Бусурина¹, О.Д. Боярченко¹,
И.Д. Ковалев¹, А.Е. Сычев¹

¹ *Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова
РАН, Черноголовка*

² *Владимирский Государственный Университет, Владимир*
olgaboyarchenko@gmail.com

Важной задачей материаловедения является изучение структуры материалов и совершенствование методов их обработки для получения необходимых функциональных свойств. Сплавы на основе титана с другими легкими элементами (Si, Mg и др.) перспективны для высокотемпературных применений в различных отраслях промышленности. Кремний Si является привлекательным кандидатом на формирование армирующей составляющей Ti_5Si_3 в композите на основе TiAl [1,2], а также положительно влияет на стойкость титана и его сплавов к высокотемпературному окислению [3]. Традиционные методы обработки СВС-материалов часто требуют дополнительного измельчения и обработки порошков (например, сферидизации) для дальнейшего использования, что увеличивает стоимость и энергозатраты производства. В связи с этим, селективное лазерное плавление (СЛП) с использованием порошков осколочной формы, получаемых непосредственно методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), является актуальной и перспективной задачей. Ранее в работе [4] методом СВС был получен сплав на основе фазы $Ti_{20}Si_3Al_9$. Несмотря на то, что продукт получился практически однофазным, использовать его можно было только в виде порошка, так как синтезированный образец обладал высокой пористостью и низкой прочностью.

Методом СЛП из порошка осколочной формы сплава на основе состава $(20Ti+3Al+9Si)$, полученного методом СВС из элементарных порошков Ti, Al и Si, нанесены наплавки квадратного сечения размером 10x10 мм на титановую подложку с применением 5 режимов лазерной обработки (Таблица 1) и последовательным нанесением 20 слоев порошка. Рентгенофазовый анализ наплавки показал, что основной фазой является $Ti_5Al_{0.75}Si_{2.25}$ (PDF-01-079-2701), что полностью повторяет состав использованного при 3D печати СВС-порошка (Рисунок 1, а).

Таблица 1. Режимы лазерной обработки

Режим	Скорость U , м/с	Мощность, Вт	Линейная плотность лазерного излучения η , кДж/м
1	0,333	300	0,901
2	0,285	300	1,053
3	0,26	300	1,154
4	0,222	300	1,351
5	0,2	300	1,5

На рисунке 1 (б) показана микроструктура поперечного сечения «наплавка – Ti подложка» и концентрационные профили распределения Ti, Al и Si вдоль линии «наплавка – Ti подложка». Для всех пяти образцов наблюдалась характерная микроструктура с наличием

переходной зоны с формированием ванны расплава в титановой подложке вследствие нагрева поверхности выше температуры плавления Ti. Отчетливо видно, что во всех пяти образцах происходит диффузия Al и Si в титановую подложку на глубину до 500÷600 мкм. Диффузией алюминия и кремния в подложку объясняется, и более высокая концентрация титана в нижних слоях наплавки по сравнению с содержанием Ti в исходном сплаве. Только в самых верхних слоях интерметаллидной наплавки содержание титана соответствует тройной фазе $Ti_5Si_{0.75}Al_{2.25}$. Отмечается также заметное трещинообразование на поверхности наплавов, кроме образца 4 с линейной плотностью лазерного излучения 1,351 кДж/м.

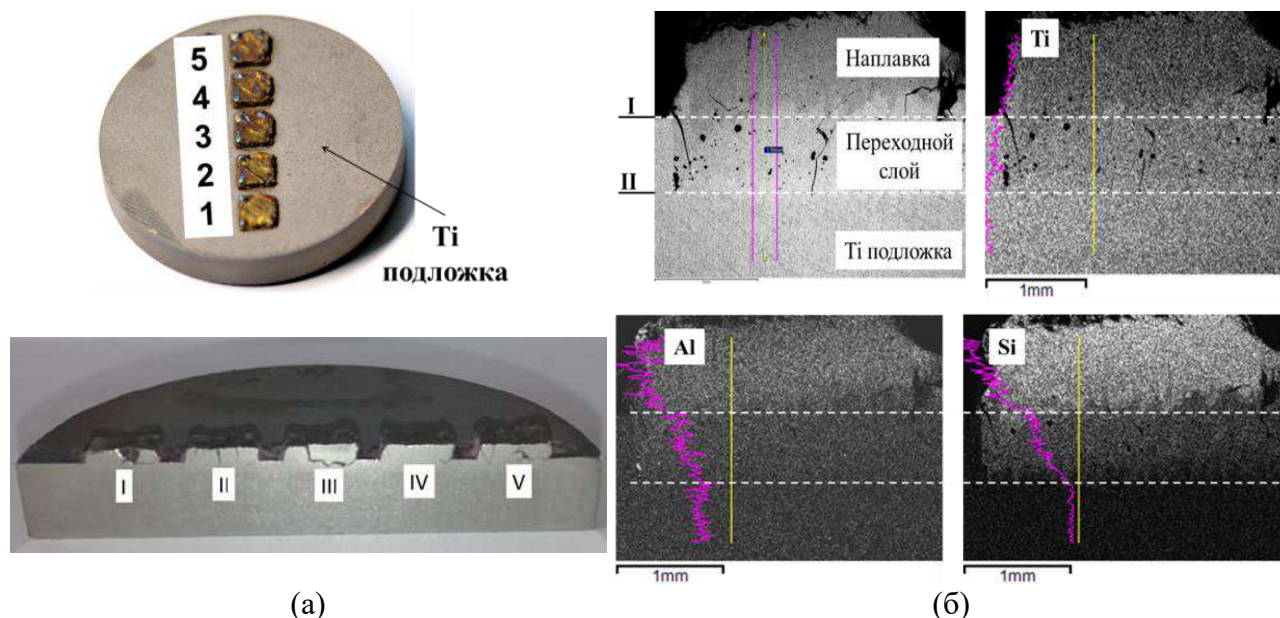


Рис. 1. (а) Внешний вид синтезированных образцов на поверхности титановой подложки и в разрезе при различной скорости лазерного сканирования: (I) 200 мм/с, (II) 222 мм/с, (III) 260 мм/с, (IV) 285 мм/с, (V) 333 мм/с, (б) Микроструктура поверхности образца I в разрезе и концентрационное распределение элементов в переходной зоне.

Литература

1. A. Knaislova, P. Novak, M. Cabibbo, F. Prusa, C. Paoletti, L. Jaworska, D. Vojtech // J. Alloys Compd. 2018. Vol. 752. Iss. 5. P. 317–326.
2. J.-H. Lee, H.-K. Park, J.-H. Kim, J.-H. Jang, S.-K. Hong, I.-H. Oh // J. Mater. Res. Technol. 2020. Vol. 9. Iss. 2. P. 2247–2258.
3. S.A. Raji, A.P.I. Popoola, S.L. Pityana, M // J. Mater. Eng. Perform. 2021. Vol. 30. P. 3321–3332.
4. П.А. Лазарев, М.Л. Бусурина, А.Н. Грядунов, А.Е. Сычев, О.Д. Боярченко, А.В. Карпов // Неорг. Матер. 2022. Т. 58. № 9. С. 1039-1044.

ВЛИЯНИЕ ПЛОТНОСТИ ГРАФИТОВЫХ ФОЛЬГ НА ИХ МОРФОЛОГИЮ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

П.О. Буковский, О.О. Щербакова, Т.И. Муравьева

Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва
bukovskiyPO@ipmnet.ru

Графитовые фольги (ГФ) на основе терморасширенного графита широко применяются в качестве уплотнительных материалов в различных отраслях народного хозяйства. В частности, особое значение они имеют в конструкциях сальниковых уплотнений, где работают в условиях переменных нагрузок, температур и скоростей скольжения. Долговечность и надежность таких уплотнений напрямую зависят от трибологического поведения материала и его способности противостоять износу, разрушению и обеспечивать стабильный коэффициент трения в процессе эксплуатации [1]. Известно, что структура графитовых фольг, полученных горячим прессованием терморасширенного графита, становится более плотной и ориентированной, что существенно влияет на их эксплуатационные свойства [2]. Поэтому представляет большой интерес, как различная плотность влияет на трибологические характеристики материала.

Целью настоящей работы было изучение изменения морфологии и трибологических характеристик графитовых фольг различной плотности в процессе трибологических испытаний.

Объектами исследования служили образцы ГФ (изготовленных из фракции природного графита 160-200 мкм) плотностью 1.0, 1.3 и 1.6 г/см³.

Испытания на трение проводили на трибометре UMT-3MT при возвратно-поступательном движения образца ГФ относительно стального контртела с частотой 0.1 и 1 Гц, амплитудой перемещения 12.5 мм и нормальной нагрузкой 500 Н. В качестве контртел использовались прямоугольные пластины из стали ШХ-15.

Изучение морфологии поверхности проводили на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) FEI QUANTA 650. Изучали исходные поверхности, а также поверхности после трибологических испытаний. Для исследования изменений, происходящих в объемных слоях ГФ, проводили анализ боковых поверхностей образцов.

Проведенные трибологические испытания установили, что лучшие показатели были зафиксированы у образца плотностью 1.6 г/см³ в обоих режимах испытаний. Поэтому, на рис. 1 и 2, в качестве примера, приведены СЭМ-изображения поверхности (рис. 1) и срезов (рис. 2) данного образца до и после трибологических испытаний при скорости скольжения 0.1 и 1 Гц.

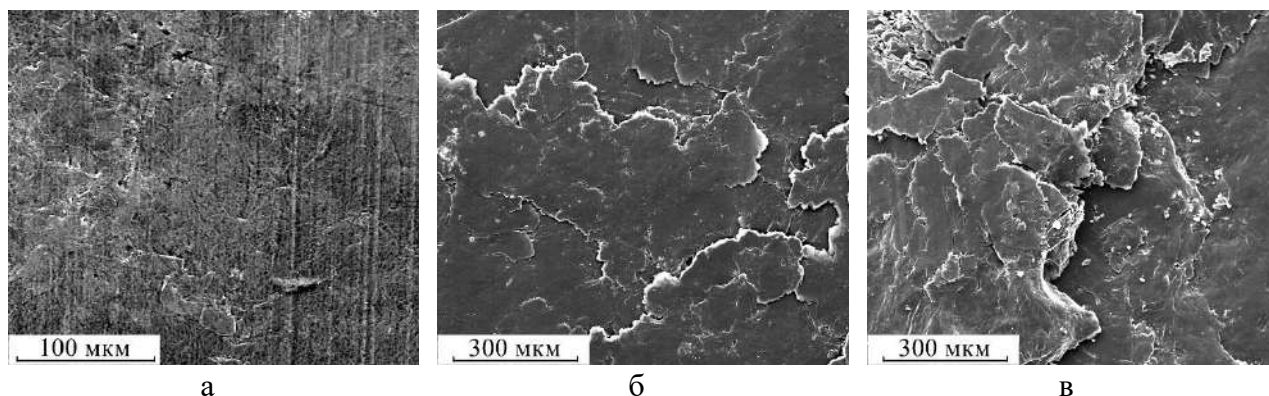


Рис. 1. СЭМ-изображение поверхности образца плотностью 1.6 г/см³: исходного (а), после трибологических испытаний при частоте скольжения 0.1 Гц (б) и 1 Гц (в)

Как показали исследования, исходная поверхность (рис. 1а) у всех образцов имеет гладкий характер. После испытаний морфология поверхности образцов изменяется - рис. 1б и рис. 1в демонстрируют ее значительное разрушение.

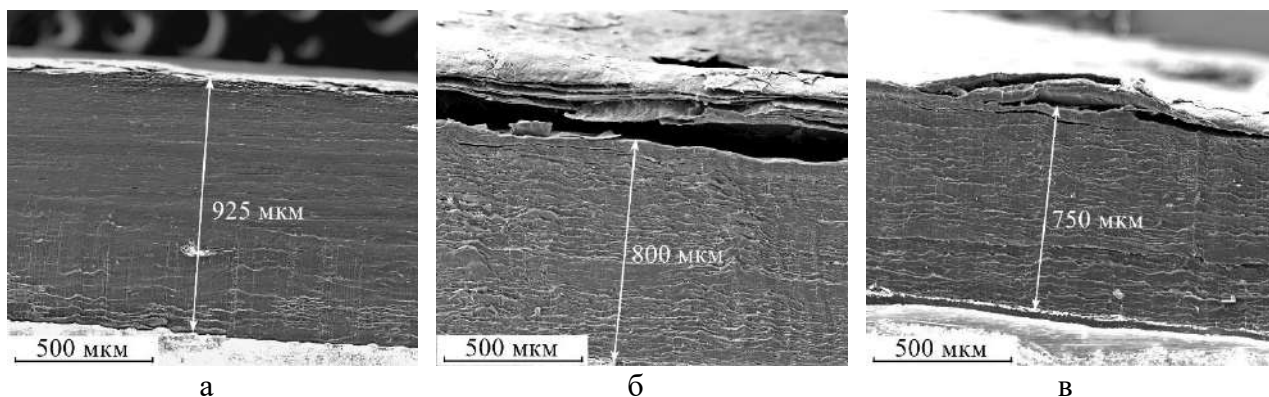


Рис. 2. СЭМ-изображение срезов образца плотностью 1.6 г/см³: исходного (а), после трибологических испытаний при частоте скольжения 0.1 Гц (б) и 1 Гц (в)

Анализ боковой поверхности (срезов) образцов показал, что в объеме фольги имеют слоистую структуру и, очевидно, что чем больше плотность материала, тем плотнее слои прилегают друг к другу. Изучение срезов позволило определить толщину графитовых фольг. Для образцов с плотностью 1.0 и 1.3 г/см³ толщина составляет примерно 1 и 1.1 мм, соответственно, а у образца плотностью 1.6 г/см³ немного меньше – 0.9 мм. На срезах (рис. 2а и рис. 2б) образцов после испытаний отчетливо прослеживается процесс отслаивания слоев фольги, происходящий в процессе трения под воздействием механической нагрузки.

Также было проведено исследование поверхности контртел после испытаний. В табл. 1 представлен элементный состав поверхности контртел образцов всех поверхностей. На рис. 3 в качестве примера приведено СЭМ-изображение и картирование по углероду и железу поверхности образца плотностью 1.6 г/см³.

Таблица 1. Химический состав поверхности контртел после испытаний при частоте скольжения 0.1 Гц

Контакт с образцом плотностью	Содержание элементов % масс					
	C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
1.0 г/см ³	47.21	0.03	9.68	1.01	37.73	4.34
1.3 г/см ³	64.89	0.04	6.52	0.71	25.01	2.83
1.6 г/см ³	79.83	0.05	3.70	0.49	14.38	1.55

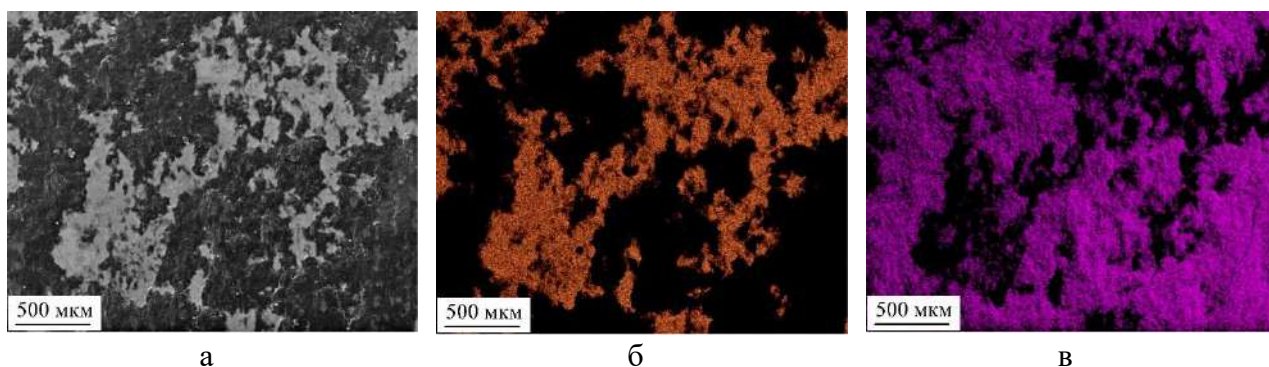


Рис. 3. СЭМ-изображение (а), картирование по железу (б) и углероду (в) поверхности контртела после трибологических испытаний с образцом плотностью 1.6 г/см³ при частоте скольжения 0.1 Гц

Анализ табл. 1 показал, что на контртелах, после контакта с образцами плотностью 1.3 г/см^3 и 1.6 г/см^3 , обнаружено значительно большее количество углерода, перенесенного в процессе трения на их поверхность, чем после контакта с образцом плотностью 1.0 г/см^3 . На рис. 3 показано, что в процессе трения на поверхности стального контртела (рис. 3б) из отслоившихся частиц углерода (рис. 3в) формируется фрикционная пленка, которая играет роль твердой смазки и снижает значения коэффициента трения (фактически, происходит контакт углерод по углероду).

Заключение: Более активное расслоение поверхностных слоев образцов фольг плотностью 1.3 и 1.6 г/см^3 объясняет улучшенные, по сравнению с образцом плотностью 1.0 г/см^3 , трибологические характеристики. При этом, лучшие показатели были зафиксированы у образца плотностью 1.6 г/см^3 в обоих режимах испытаний. У данного образца происходит поверхностное расслоение и выкрашивание достаточное для формирования устойчивой фрикционной пленки, при этом он сохраняет стабильность структуры в объемных слоях.

В работе было установлено, что плотность графитовой фольги является ключевым параметром, определяющим ее трибологическое поведение. Эти результаты могут быть использованы для оптимизации состава и структуры графитовых материалов, применяемых в условиях трения, и внести вклад в разработку более долговечных и надежных уплотнительных элементов и других триботехнических изделий.

Благодарности. Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 25-11-00350).

Литература

1. Zhao Y., Zhang G., Wang J. et al. // Friction. 2024. V. 12. P. 305–318.
2. Shulyak V.A., Morozov N.S., Ivanov A.V. et al. // Nanomaterials. 2024. V. 14. № 6. P. 540.

СТАБИЛИЗАЦИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРИ ПРЕССОВАНИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

Э.И. Бурибаев^{1,4}, Ю.В. Замараева^{1,3}, А.В. Разинкин¹, Ю.Н. Логинов^{3,4}

¹АО «Каменск-Уральский металлургический завод», Каменск-Уральский,

²Институт машиноведения им. Э.С. Горкунова Уральского отделения РАН, Екатеринбург,

³Институт физики металлов им. М.Н. Михеева Уральского отделения РАН, Екатеринбург,

⁴Уральский федеральный университет, Екатеринбург

buribaev@kumz.ru

Прессование алюминиевых сплавов имеет большое распространение в производственной практике. В данный процесс введено понятие структурного упрочнения, т.е. увеличение прочностных свойств изделий за счет сохранения нерекристаллизованного состояния. Это состояние достигается при определенном сочетании температуры, степени и скорости деформации [1, 2]. Известно, что при высоких значениях скорости деформации в пресс-изделиях при температуре закалки происходит процесс рекристаллизации, это приводит к снижению прочностных характеристик металла [3, 4]. Также известно, что на скорость деформации оказывает влияние скорость прессования (перемещения пресс-штемпеля), для уменьшения первой рекомендуется уменьшать последнюю [5]. Из работы [6] известно, что при поддержании постоянной скорости перемещения инструмента скорость деформации повышается к концу процесса. Это может оказывать влияние на снижение прочностных свойств пресс-изделий. Поэтому актуально разработать такой скоростной режим прессования, при котором скорость деформации будет постоянна на протяжении всего времени процесса.

В рамках настоящей работы принято решение осуществить конечно-элементное моделирование процесса прямого прессования слитка из алюминиевого сплава 6061, подверженного влиянию структурного упрочнения, с целью определения влияния скорости прессования на скорость деформации.

Постановку осесимметричной задачи моделирования процесса прессования с получением прутка круглого поперечного сечения осуществляли в программном комплексе DEFORM. Физические и пластические свойства материала слитка описаны на основе справочных данных.

Слиток представлен в виде цилиндра диаметром 360 мм и высотой 510 мм. Диаметр контейнера 370 мм. Температура нагрева слитка 480°C, контейнера 460°C, пресс-шайбы и матрицы 380°C. На рабочем торце пресс-шайбы выполнены кольцевые канавки. Коэффициент вытяжки $\lambda = 11,3$. Граничные условия трения заданы законом Зибеля (показатель трения на контактной поверхности заготовка – контейнер 0,5, заготовка – матрица 0,3, заготовка – пресс-шайба 0,5).

В первом варианте решения задачи скорость прессования постоянна на протяжении всего процесса и равна 2 мм/с. Во втором варианте решения в качестве эксперимента она понижена в 2 раза на последней 1/3 длины слитка.

На рис. 1, а, б представлена исходная сборка инструмента и слитка и распределение скорости деформации в стационарной стадии прессования (толщина слоя металла в контейнере равна 185 мм), соответственно. Отметим, что в анализируемый момент времени стационарной стадии процесса скорость деформации в обоих вариантах решения имеет одинаковое распределение и значения. На рис. 1, б видно, что существует область повышенных скоростей деформации, и она примыкает к поверхности матрицы. Это подтверждает гипотезу о возможном разупрочнении наружного слоя металла за счет повышенной скорости деформации и частичной потере эффекта структурного упрочнения, представленную в работе [7].

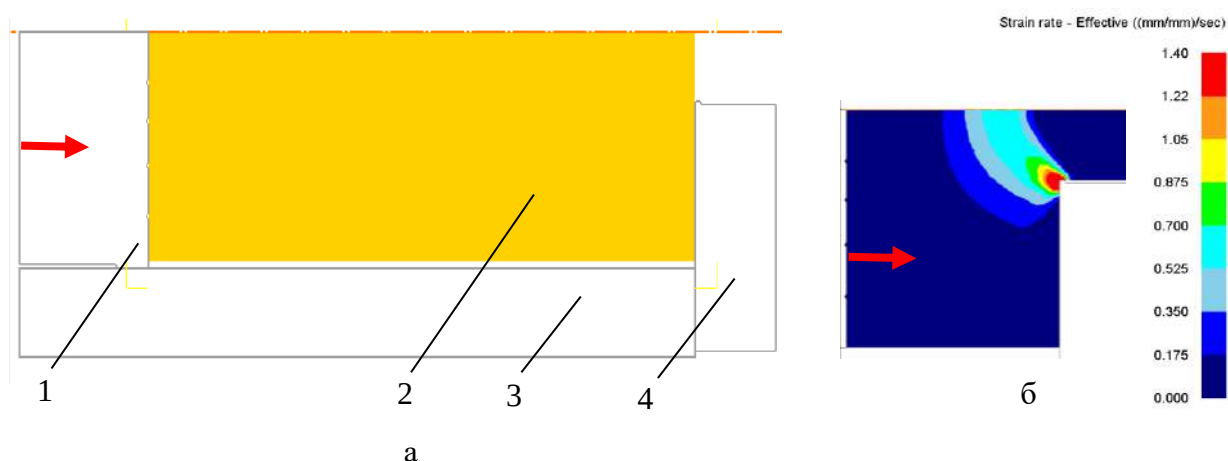


Рис. 1. Исходная сборка инструмента и заготовки: 1 – пресс-шайба, 2 – слиток, 3 – контейнер, 4 – матрица (а), распределение скорости деформации в стационарной стадии прессования (б), стрелка показывает направление движения пресс-штемпеля

На рис. 2 показано распределение на заключительной стадии процесса скорости деформации для первого (рис. 2, а) и второго (рис. 2, б) варианта прессования, а также температурного поля для первого (рис. 2, в) и второго (рис. 2, г) варианта прессования. Толщина слоя металла в контейнере на заключительной стадии процесса равна 60 мм.

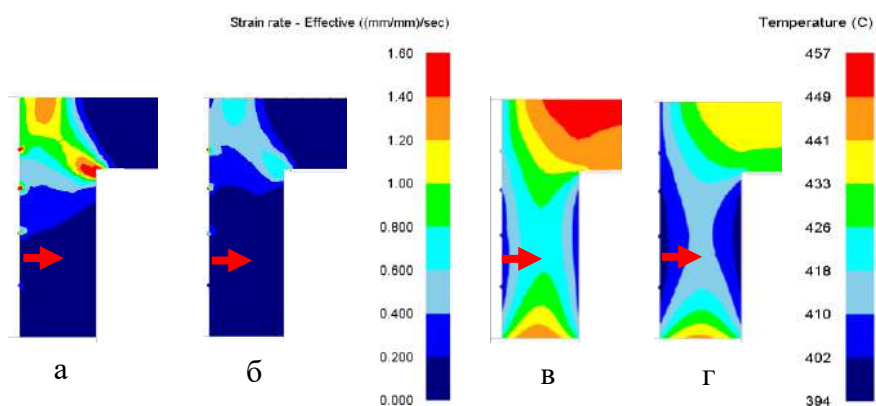


Рис. 2. Распределение на заключительной стадии процесса: скорости деформации для первого (а) и второго (б) варианта прессования, температурного поля для первого (в) и второго (г) варианта прессования, стрелка показывает направление движения пресс-штемпеля

На рис. 2 в обоих вариантах процесса видно, что область повышенных скоростей деформации сохраняет свое положение. Однако, в первом варианте процесса максимум скорости деформации достигает значения $1,6 \text{ с}^{-1}$, что на 14,2% превышает значение скорости деформации в стационарной стадии процесса. Во втором варианте процесса понижение скорости прессования в 2 раза на последней 1/3 длины слитка привело к понижению максимума скорости деформации до $0,8 \text{ с}^{-1}$, т.е. на 42,8% относительно скорости деформации на стационарной стадии процесса. Кроме того, понижение скорости прессования привело к понижению температурного поля как металла в контейнере, так и пресс-изделия на заключительной стадии процесса (рис. 2, в, г).

Таким образом, общей практической рекомендацией при прессовании алюминиевых сплавов, обладающих эффектом структурного упрочнения, для сохранения структурного нерекристаллизованного состояния является снижение скорости деформации к концу процесса за счет уменьшения скорости прессования на последней 1/3 длины слитка. Это позволит сохранить производительность процесса и уровень прочностных свойств.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН.

Литература

1. Ю.М. Вайнблат, П.Ш. Ланцман, Н.А. Шаршагин // Известия вузов. Цветная металлургия. 1974. № 4. С. 155-160.
2. И.Л. Перлин, Л.Х. Райтбарг. Теория прессования металлов. М.: Металлургия. 1975. 447 с.
3. Ю.Н. Логинов, О.Ф. Дегтярева // Технология легких сплавов. 2007. № 4. С.123-127.
4. W.N. Van Geertruyden, H.M. Browne, W.Z. Misiolek, P.T. Wang // Metallurgical and Materials Transactions A. 2005. Vol. 36. P. 1049-1056.
5. Ю.Н. Логинов. Скорости прессования: противоречия заводской практики // 6-я международная молодежная научно-практическая конференция «Инновационные технологии в металлургии и машиностроении» (Екатеринбург, 29 октября – 02 ноября 2012 г.). Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина. 2013. С. 197-202.
6. Ю.Н. Логинов, Л.В. Антоненко // Технология легких сплавов. 2010. № 4. С. 66-72.
7. Алюминиевые сплавы. Структура и свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов / Под ред. В.А. Ливанова. М.: Металлургия. 1974. 432 с.

СИНАПТИЧЕСКАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ ТОНКИХ ПЛЕНОК ZnO:In

З.Е. Вакулов, Р.В. Томинов, В.А. Смирнов

Институт нанотехнологий, электроники и приборостроения Южного федерального университета, Таганрог
zvakulov@sfedu.ru

По аналогии с человеческим мозгом передача сигнала между пресинаптическими и постсинаптическими нейротрансмиттерами в твердотельном синаптическом устройстве должна происходить вследствие его электрического переключения [1]. В таких структурах под воздействием многократных электрических импульсов происходит изменение силы между нейронами и модуляция синаптического веса. Данный эффект, играющий важную роль в когнитивных способностях мозга, называют синаптической пластичностью. Нелинейность и симметричность кривых, получаемых при исследовании синаптической пластичности, является критерием, определяющим возможность нейроморфных применений мемристорных структур [2, 3]. Для реализации парно-импульсной потенциации либо парно-импульсной депрессии проводимость структуры должна изменяться в зависимости от количества прикладываемых импульсов [4, 5]. Линейность изменения проводимости обуславливает высокую точность обучения. В свою очередь, нелинейный характер кривых проявляется в результате физических ограничений, связанных со скоростью диффузии вакансий в проводящем канале мемристивных материалов. Таким образом, целью работы является исследование закономерностей влияния температуры подложки при импульсном лазерном осаждении на синаптическую пластичность пленок ZnO:In.

Для получения ZnO:In использовался метод импульсного лазерного осаждения. Рост пленок осуществлялся при давлении кислорода в ростовой камере $1 \cdot 10^{-3}$ Торр, частоте следования и энергии лазерных импульсов 10 Гц и 250 мДж соответственно. При этом температура подложки изменялась от 100 °C до 300 °C. Осаждение пленок проводилось на окисленные кремниевые подложки с нанесенным поверх оксида слоем ИТО, сформированного методом магнетронного распыления при следующих технологических режимах: импульсный режим работы магнетрона со средней частотой 100 кГц, давление (Ar) $2 \cdot 10^{-3}$ мбар, мощность 200 Вт.

Установлено, что при увеличении температуры подложки от 100 °C до 300 °C степень нелинейности полученных зависимостей изменяется от 76 % (для потенциации) и 47 % (для депрессии) до 65 % (для потенциации) и 69 % (для депрессии) (ZnO:In) (рисунок 1). Изменение проводимости для образцов с пленками ZnO:In полученными при температуре подложки 100 °C на начальном этапе характеризуется ее резким увеличением (рисунок 1, а), после которого следует насыщение, что может быть связано с тем, что в начальный момент времени, миграция кислородных вакансий наблюдается только вблизи проводящего канала.

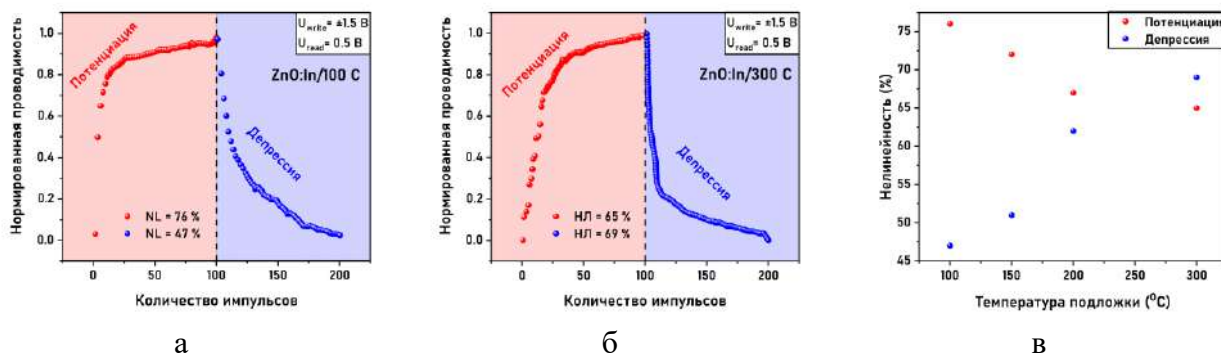


Рис. 1. Результаты исследования синаптической пластичности образцов с пленками ZnO:In, полученными при различной температуре подложки: 100 °C (а) и 300 °C (б), а также зависимость нелинейности синаптических кривых от температуры подложки (в)

Дальнейшее увеличение проводимости структуры при приложении импульсов может быть связано с изменением кинетики миграцией кислородных вакансий и разрастания токопроводящих каналов. При этом нелинейность кривых парно-импульсной потенциации и парно-импульсной депрессии образца, полученного при температуре подложки 200 °С составляет 69 % (для потенциации) и 38 % (для депрессии) соответственно (рисунок 1, в). При дальнейшем увеличении температуры подложки до 300 °С степень нелинейности кривых снижается и составляет 65 % при потенциации и 69 % при депрессии (рисунок 1, б). Полученные результаты объясняются тем, что, при использовании импульсов с положительной полярностью, кислородные вакансии перемещаются по направлению к проводящему слою, тем самым создавая проводящие каналы внутри оксидной пленки, что приводит к резкому увеличению проводимости. Следует также отметить, что при подаче на структуру напряжения с обратной полярностью (депрессия) вакансии перераспределяются, либо рекомбинируют, разрушая токопроводящие каналы и уменьшая проводимость.

Таким образом, исследованы закономерности влияния температуры подложки при импульсном лазерном осаждении на синаптическую пластичность пленок ZnO:In. Показано, что увеличивая температуру подложки от 100 °С до 300 °С можно влиять на параметры синаптической пластичности структур ИТО/ZnO:In/ИТО. Так, с ростом температуры подложки наблюдается снижение нелинейности синаптических характеристик (потенциация) полученных пленок от 76% до 65%. Полученные результаты могут быть использованы при создании нейроморфных систем на основе тонких пленок ZnO:In, что, в свою очередь, открывает широкие перспективы в области проектирования и разработки технологий, таких как самообучающиеся адаптивные нейроморфные процессоры для систем искусственного интеллекта, имитирующие работу человеческого мозга и робототехники.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-10272 <https://rscf.ru/project/23-79-10272/> в Южном федеральном университете.

Литература

1. R.V. Tominov, Z.E. Vakulov, D.S.J. Rodriguez, I.S. Ugryumov, V.A. Smirnov // Journal of Advanced Dielectrics. 2025. P. 2540003.
2. A.N. Mikhaylov, E.G. Gryaznov, M.N. Koryazhkina, I.A. Bordanov, S.A. Shchanikov, O.A. Telminov, V.B. Kazantsev // Supercomputing Frontiers and Innovations. 2023. Vol. 10. No. 2. P. 77-103.
3. V.I. Avilov, R.V. Tominov, Z.E. Vakulov, L.G. Zhavoronkov, V.A. Smirnov // Nano Research. 2023. Vol. 16. No. 7. P. 10222-10233.
4. G.A. Yuklyayevskikh, B.S. Shvetsov, A.V. Emelyanov, V.A. Kulagin, V.V. Rylkov, V.A. Demin // Chaos, Solitons & Fractals. 2025. Vol. 190. P. 115784.
5. S.V. Stasenko, A.N. Mikhaylov, A.A. Fedotov, V.A. Smirnov, V.B. Kazantsev // Chaos, Solitons & Fractals. 2024. Vol. 181. P. 114648.

СТРУКТУРА ЛИСТОВ ИЗ ХОЛОДНОКАТАНОГО НИКЕЛЯ ПОСЛЕ МНОГОКРАТНОЙ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ

И. Ш. Валеев, А.Х. Валеева, М.В. Маркушев, Г.Р. Халикова

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
valeevs@mail.ru

Неотъемлемым моментом электроимпульсной обработки (ЭИО) является так называемый скин-эффект [1,2], приводящий к неравномерному распределению электрического и теплового потоков по сечению обрабатываемой заготовки (проводника). В результате структура, формирующаяся вблизи ее поверхностностей, может заметно отличаться от структуры внутри заготовки и приводить к зональной разнотекстурности и неоднородному распределению прочности по сечению [2,3].

Цель работы заключалась в оценке гетерогенности структуры и однородности твердости нагартованной полосы толщиной 3 мм из никеля после ЭИО с различной энергией и количеством импульсов.

С использованием сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и измерений микротвердости установлено, что ЭИО с интегральной плотностью тока $K_j = 0.99 \times 10^4 \text{ А}^2\text{с/мм}^4$ слабо изменяет деформационную структуру и прочность холоднокатаной до 50% полосы из никеля НП2. Иную картину фиксировали после ЭИО с $K_j = 1.13 \times 10^4 \text{ А}^2\text{с/мм}^4$. Начиная с первого цикла активно протекал статический возврат. При этом с ростом числа импульсов возрастала доля рекристаллизованной структуры, что выражалось в увеличении количества и площади, как участков, так и отдельных рекристаллизованных зерен, а также доли высокоугловых границ. Причем в приповерхностных слоях заготовки глубиной до 300 мкм эти процессы протекали интенсивнее, что подтвердило действие скин-эффекта. В результате в материале формировалась гетерогенная, частично рекристаллизованная структура, состоящая из чередующихся областей с новыми рекристаллизованными и старыми деформированными зернами с полигонизованной структурой внутри. Такие трансформации структуры сопровождались снижением микротвердости с 208 до 200, 190 и 160 НВ после одного, трех и пяти циклов ЭИО соответственно.

Сделан вывод о том, что скин-эффект при ЭИО нагартованного толстого листа из никеля приводит к формированию неоднородной по сечению структуры и твердости. Сильнее этот эффект проявляется при обработке листов импульсами тока с энергией, обеспечивающей их разогрев выше температуры начала рекристаллизации. Многократное воздействие такими импульсами тока вызывает увеличение доли и размера рекристаллизованных зерен и большее разупрочнение металла.

Исследования проводились в рамках выполнения плановых работ по государственному заданию ФГБУН Института проблем сверхпластичности металлов РАН.

Литература

1. Н. Knoepfel, Pulsed High Magnetic Fields, North-Holland Publishing Company, Amsterdam. (1970) 392.
2. Н. Conrad, A.F. Sprecher, W.D. Cao, and X.P. Lu: Electroplasticity // JOM. V. 42. 1990. P. 28
3. Н.П. Барыкин, И.Ш. Валеев, А.Х. Валеева, О.С. Мунирова // КШП. № 3. 2005. С. 25-28.

ОБ ЭФФЕКТЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ КОРРОЗИИ КРИОКАТАНОГО НИКЕЛЯ

**А.Х. Валеева, И.Ш. Валеев, С.В. Крымский, Е.В. Автократова,
О.Ш. Ситдилов, М.В. Маркушев**

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
valeevs@mail.ru

К основным структурным факторам, оказывающим положительный эффект на коррозионную стойкость металлов и сплавов, общепринято относить измельчение их зерен [1]. Однако, для ультрамелкозернистых (УМЗ) и наноматериалов, получаемых пластической деформацией до больших степеней, результат этого эффекта остается открытым.

Цель исследования - анализ влияния криогенной прокатки (КП) и последующей электроимпульсной обработки (ЭИО) на структуру и коррозионную стойкость никеля.

Никель НП2 с равноосной крупнозернистой структурой подвергли многопроходной изотермической криопротатке до суммарной степени 90%. Изотермические условия обеспечивали предварительной выдержкой заготовок и рабочих валков в ванне с жидким азотом [2]. Плоские образцы толщиной 0.4 мм и рабочей зоной 3×4 мм² затем однократно обрабатывали импульсом длительностью около 10⁻⁴ с, с интегральной плотностью тока (K_j) от 1.1 до 1.6×10⁴ А²с/мм⁴, что обеспечивало их нагрев до температур в интервале 300-670°С.

Электрохимические процессы изучали в растворе 0.1М Н₃ВО₃ + 0.025М Na₂B₄O₇ с помощью потенциостата Elins Р-2Х и трехэлектродной ячейки при скорости развертки потенциала 100 мВ/с. В качестве рабочего электрода использовали исследуемый образец, вспомогательного – графитовый стержень, сравнения – насыщенный хлорсеребряный электрод. Коррозионный потенциал и ток коррозии определяли методом экстраполяции Тафеля. Скорость коррозии (СК) рассчитывали, как [3]:

$$СК = K M I / nP$$

где К – константа (3270 моль/А), М - молярная масса (для Ni = 58.69 г/моль), I - плотность тока коррозии, n - количество зарядов, участвующих в процессе электрохимической реакции (2 электрона), Р - плотность металла (8.9 г/см³).

Методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ-EBSD) и рентгеноструктурного анализа установили, что при КП никель претерпевал дислокационное упрочнение, контролируемое динамическим возвратом, в то время как фрагментация и рекристаллизация проходили слабо. В результате фиксировали развитую наноячеистую структуру с характерным для наклепа спектром границ с преобладанием малоугловых разориентировок (рис. 1а и табл.).

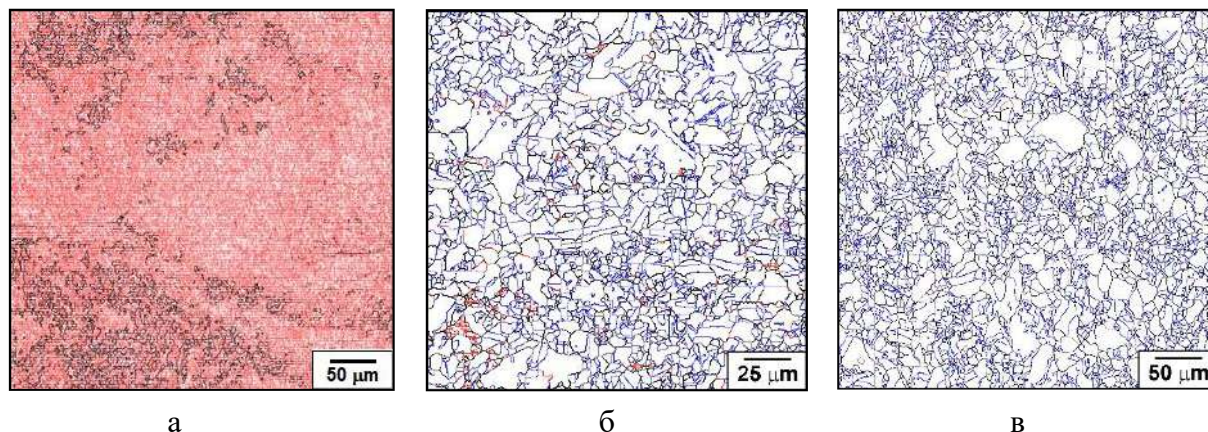


Рис.1. EBSD карты межкристаллитных границ никеля после КП (а) и последующей ЭИО с $K_j = 1.1$ (б) и 1.6×10⁴ А²с/мм⁴ (в). Красные, черные и синие линии - мало-, высокоугловые и двойниковые ($\Sigma 3 + \Sigma 9$) границы соответственно.

При ЭИО с $K_j = 1.1 \times 10^4 \text{ A}^2\text{с/мм}^4$ в Ni развивалась статическая рекристаллизация и формировалась равновесная УМЗ структура с размером зерна около 3 мкм (рис.1б и табл.). С ростом K_j дисперсность рекристаллизованной структуры уменьшалась при практически неизменных угловых параметрах (рис.1 и табл.). О доминировании рекристаллизации по двойниковому механизму свидетельствовала превышавшая 40% доля двойниковых границ.

Таблица. Параметры структуры и сопротивления коррозии никеля после КП и ЭИО: $d_{сз}$, D_3 – размер зерна и субзерна; $\Theta_{ср}$ – угол разориентировки границ; $F_{рек}$, $F_{ВУГ}$, F_{Σ} – доля рекристаллизованных зерен, высокоугловых и двойниковых границ, ρ – плотность дислокаций, E – потенциал коррозии.

K_j , $10^4 \text{ A}^2\text{с/мм}^4$	$d_{сз}$, мкм	D_3 , мкм	$\Theta_{ср}$, град	$F_{рек}$, %	$F_{ВУГ}$, %	F_{Σ} , %	ρ , $10^{14}, \text{ м}^{-2}$	I , мкА/см ²	E , В	СК, мм/а
-	0.2	-	7	3	7	<1	3.5	2.31	-0.441	1.964
1.1	2.8	3.2	47	92	92	44	0.05	0.79	-0.410	0.675
1.6	4.4	4.7	48	95	92	41	0.03	0.74	-0.426	0.632

Анализ поляризационных кривых показал три типа коррозионного поведения никеля (рис.2): *а* - отсутствие пассивной области в криокатаном состоянии; *б* - наличие «короткой» пассивной области в диапазоне потенциалов от -300 до 30 мВ при $\log I$ около -6 А в образцах после ЭИО с $K_j = 1.1 \times 10^4 \text{ A}^2\text{с/мм}^4$ и *в* - наличие двух пассивных областей в интервале от 350 до 0 мВ при $\log I$ около -6.3А и выше 100 мВ при $\log I$ около -5.7А после ЭИО с $K_j = 1.6 \times 10^4 \text{ A}^2\text{с/мм}^4$. В результате ЭИО скорость коррозии снизилась в три раза и слабо зависела от дисперсности рекристаллизованной УМЗ структуры (табл.).

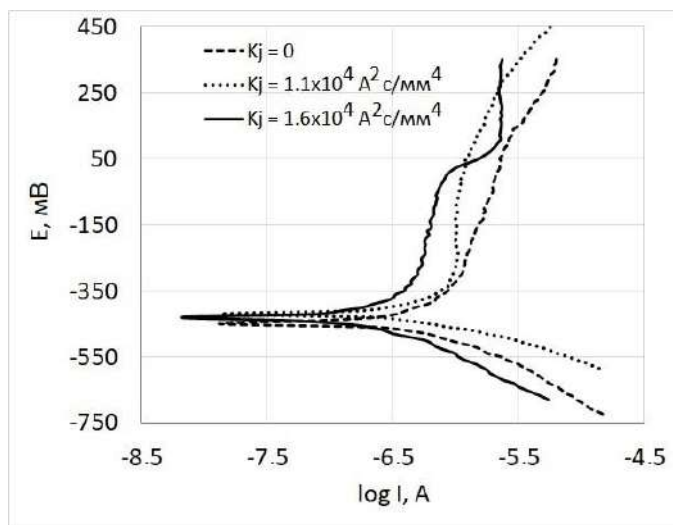


Рис.2. Тафелевские кривые для Ni после КП и ЭИО с различной энергией

Заключение Криокатаный Ni с наноячеистой структурой демонстрирует скорость коррозии выше, чем с УМЗ рекристаллизованной структурой после последующей ЭИО.

Исследования проводили в рамках плановых работ по государственному заданию ФГБУН Института проблем сверхпластичности металлов РАН.

Литература

1. B.V. Mahesh, R.K. Singh Raman // Met. Mater. Trans. A. 2014. V. 45A. P. 5799-5822. DOI: 10.1007/s11661-014-2452-5
2. M.V. Markushev, I.S. Valeev, E.V. Avtokratova, R.R. Ilyasov, A.K. Valeeva, S.V. Krinsky, O.S. Sitdikov // Lett. Mater. 2023. V. 13(2). P. 126-131. DOI:10.22226/2410-3535-2023-2-126-131
3. Y. Li, Z. Chen, Y.Xiao, Y. Liu, J. Zuo, B. Shu, K. Zeng, Y. Fan. // Mater. Today Comm. 2025. V 42. 111436. DOI:10.1016/j.mtcomm.2024.111436.

РАЗРАБОТКА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ПОЛУЧЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ ТИПА ДИСК ГТД ИЗ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С РЕГЛАМЕНТИРОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ

Валитов В.А., Ганеев А.А., Галиева Э.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
Valitov@imsp.da.ru

На основе многолетних систематических исследований структуры и свойств широкой гаммы дисперсионно-твердеющих никелевых сплавов определены термомеханические режимы формирования микроструктур микродуплексного типа. На примере ряда деформируемых никелевых сплавов (ЭП962, ЭП742, ЭК79 и ЭП975), а также гранульных (Astroloy, ЭП741НП) и сплава показано, что за счет контролируемого управления режимами деформационной и термической обработок в объемных полуфабрикатах и деталях типа диск ГТД могут быть созданы как однородные, так и регламентированные структурные состояния, обеспечивающие требуемое сочетание технологических (сверхпластических) и эксплуатационных свойств.

Показано, что деформация (штамповка) в квазиизотермических условиях является эффективным методом изготовления из деформируемых сплавов ЭП742, ЭК79 и ЭП975 дисков ГТД диаметром 550 мм с однородной структурой типа микродуплекс с размером зерен и фаз менее 10 мкм. После окончательной термической обработки в дисках из указанных сплавов диаметром 550 мм сформирована однородная крупнозернистая структура с размером зерен γ -фазы 140-170 мкм с внутризеренными когерентными выделениями упрочняющей γ' -фазы (Рис. 1). Установлено, что кратковременные механические свойства и длительная прочность дисков диаметром 550 мм после окончательной термической обработки полностью соответствует требованиям технических условий на диски ГТД из сплавов ЭП742, ЭК79 и ЭП975.

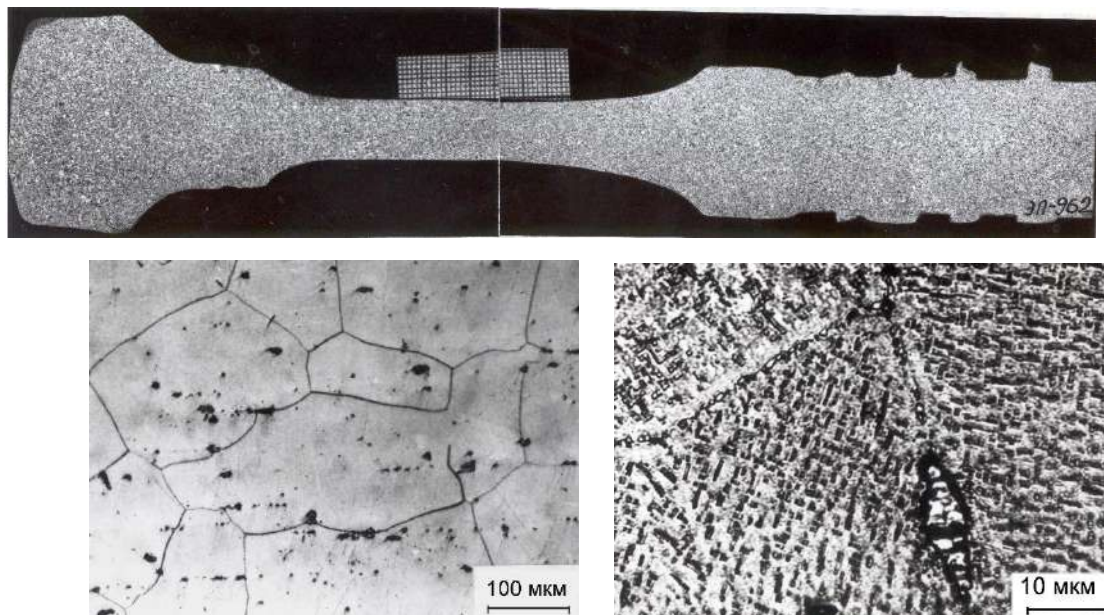


Рис. 1. Макро и микроструктура в раскатанном диске из сплава ЭП 962 после термообработки с нагревом выше температуры полного растворения γ' -фазы и старения

На примере деформируемого сплава ЭП962 продемонстрирована эффективность использования локальной схемы формообразования (РФ №2119842, ЕР 0912270 В1) в температурно-скоростном режиме сверхпластичности (СП) для получения деталей типа диск ГТД как с однородной структурой (рис.1) и свойствами, так и с регламентированным изменением микроструктуры в радиальном направлении: мелкозернистой структуры типа микродуплекс в ступице, смешанной типа «ожерелье» в полотне и крупнозернистой с извилистыми границами зерен в ободе диска (рис.2). В последнем случае такое регламентированное изменение микроструктуры по радиусу диска ГТД обеспечило достижение регламентированного изменения кратковременных и жаропрочных свойств с учетом реальных температурных условий эксплуатации таких деталей .

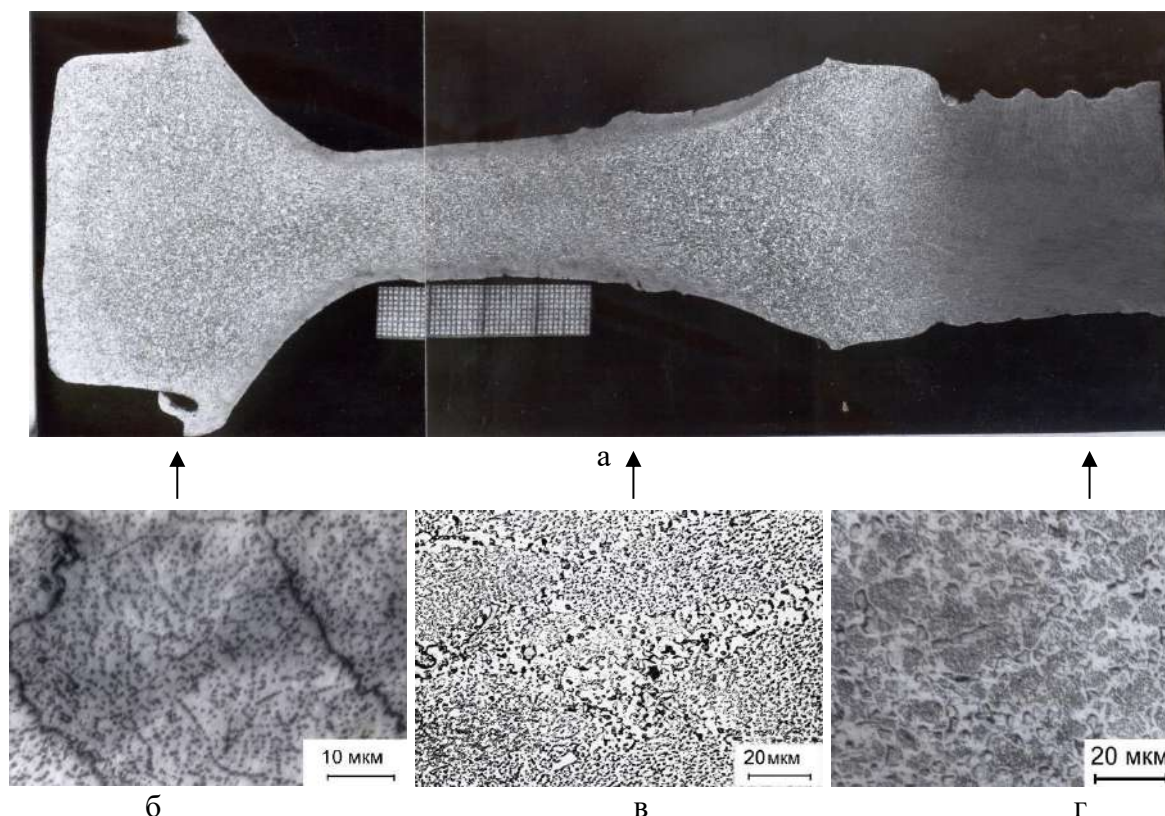


Рис. 2. Макро (а) и микроструктура (б, в, г) диска из сплава ЭП962 после раскатки в режиме СП и термической обработки (б - крупнозернистая с извилистыми границами зерен в ободе; в - типа «ожерелье» в полотне; г - мелкозернистая в ступице); раскатка при 1100°С+ термообработка в $\gamma+\gamma'$ - области.

Анализ результатов механических испытаний образцов, вырезанных из различных зон дисков с регламентированной структурой, показал следующее (см. Таблицу 1).

Наиболее высокие прочностные свойства обеспечила мелкозернистая структура типа микродуплекс, сформированная в центральной зоне детали (ступице диска), работающей при пониженных температурах. В наиболее нагретой периферийной зоне детали – ободе - была получена крупнозернистая структура с извилистыми границами зерен, что обеспечило достижение максимальных жаропрочных свойств. В зоне полотна, работающей при умеренных температурах, сформирована смешанная структура типа «ожерелье», обеспечивающая повышенных характеристик как прочностных, так и жаропрочных свойств за счет эффекта субструктурного упрочнения.

Следует отметить, что аналогичные результаты были получены в модельных дисках из гранульного сплава ЭП741НП с использованием схемы одноосного сжатия –штамповки в

режиме сверхпластичности (Рис.3). Как видно на рис 4в исходные границы в ободной зоне диска становятся извилистыми за счет уменьшения доли прослоек ожерелья.

Таблица 1. Механические свойства диска из сплава ЭП962 с регламентированной микроструктурой

Место вырезки образцов	Темпе- рату- ра, °С	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, Дж/мм ²	D _{отп} , мм	Жаропрочность при 650°С	
								σ , МПа	τ , час
Ступица Полотно	20	1590	1173	19,4	16,3	0,38	3,1	1000	164
	20	1581	1263	16,4	16,9	0,34	3,0	1020	379
	20							1050	209
Обод	20	1540	1240	14,6	15,8	0,31	3,0	1050	197
	20							1080	111

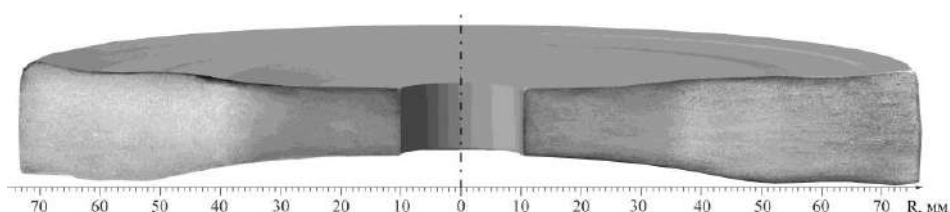


Рисунок 3 - Макроструктура модельного диска из сплава ЭП741НП после термообработки в градиентном температурном поле, деформации и упрочняющей термообработки.

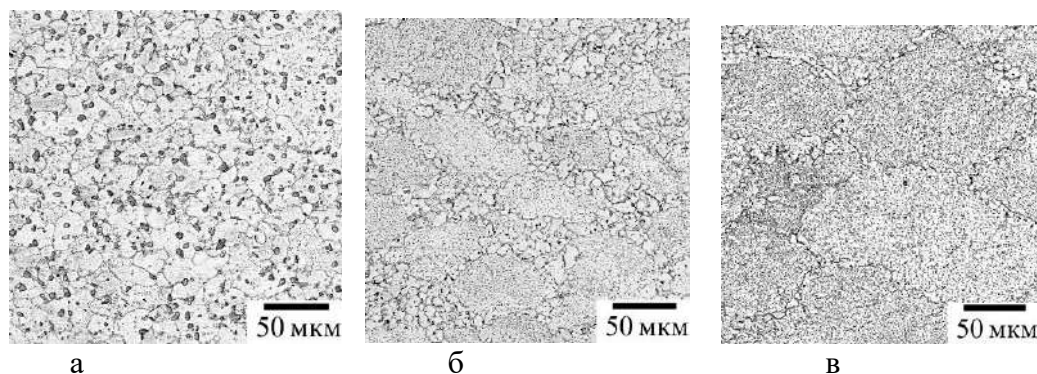


Рисунок 4 - Микроструктура модельного диска в ступице (а) и в ободе на R=50 мм (б) и на R=70 мм (в)

В работе [1] показано, что в случае, когда при термомеханической обработке в ободной зоне дисковой заготовки степень деформации составит не более 6%, образования новых рекристаллизованных зерен не происходит ($V_{\text{об. рекр.}} < 1\%$), а будут иметь место только извилистые границы зерен. Формирование такой структуры позволяет повысить время до разрушения при испытаниях на длительную прочность в ≈ 2.5 раза по сравнению со структурой без дополнительной малой деформации. При этом в ободе диска будет достигнута наименьшая скорость ползучести.

Литература

1. A.A. Ganeev, V.A. Valitov, Sh.Kh. Mukhtarov and V.M. Imayev. Effect of Pre-Deformation and Subsolvus Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of a PM Nickel Superalloy //Materialia (принята в печать).

СОЗДАНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ МЕМРИСТОРНЫХ СТРУКТУР ДЛЯ НЕЙРОМОРФНОЙ ЭЛЕКТРОНИКИ СИСТЕМ ИСКУССТВЕННОГО ИНТЕЛЛЕКТА

В.И. Варганов, Р.В. Томинов, В.А. Смирнов

Южный федеральный университет, Институт Нанотехнологий, Электроники и Приборостроения, Научно-исследовательская лаборатория «Нейроэлектроника и мемристивные наноматериалы» (НЕЙРОМЕНА), Таганрог
varganov@sfedu.ru

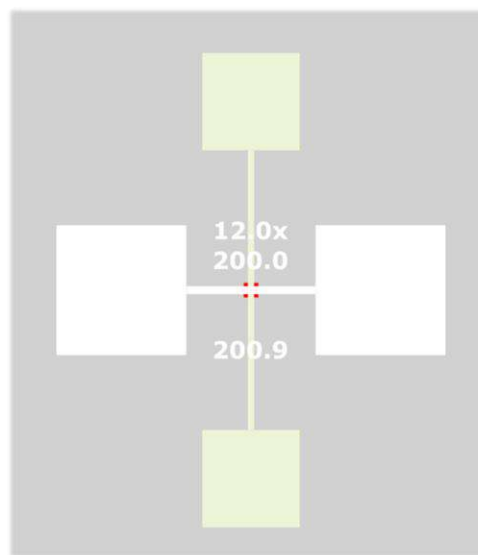
Современные вычислительные системы сталкиваются с фундаментальными ограничениями архитектуры фон Неймана, такими как высокое энергопотребление при передаче данных между процессором и памятью, что особенно критично для задач искусственного интеллекта и обработки больших данных. Нейроморфные вычисления и энергонезависимая память нового поколения рассматриваются как ключевые решения этих проблем, требуя разработки компактных, энергоэффективных и масштабируемых элементов с переключаемым сопротивлением. В этом контексте мемристоры, демонстрирующие управляемое изменение сопротивления под действием напряжения, представляют особый интерес [1]. В данной работе предложена технология изготовления наноразмерных мемристорных структур, сочетающая методы безмасочной фотолитографии и магнетронного напыления.

Для формирования мемристорных структур фоторезист марки ФП-383 наносился на кремниевую подложку методом центрифугирования при 5000 об/мин и времени 20с для получения толщины слоя 500 нм. Экспонирование фоторезиста для формирования структур проводилось на установке безмасочной фотолитографии собственной разработки (рис. 1 а, б) с яркостью излучателя 120 ANSY люмен, при следующем режиме - 70 импульсов по 100 мкс и паузами между ними 50 мкс. Нижний и верхние контакты были получены методом магнетронного напыления из титановой мишени при следующем режиме: режим напыления – импульсный DC, мощность – 200 Вт, давление в камере – $2,3 \times 10^{-3}$ бар, время напыления – 120 сек. Мемристорный слой из оксида цинка был сформирован в аналогичных условиях, но с изменёнными параметрами: режим напыления – ВЧ, давление в камере – $5,0 \times 10^{-3}$ бар, мощность – 75 Вт. Взрывная литография проводилась в жидком растворе диметилформамида и ультразвуковой ванне в течение 60 сек. Электрические измерения проводились в диапазоне напряжений от -2,5 В до 2,5 В с шагом 0,05 В, с использованием системы измерения параметров полу проводников (Keithley Instruments, США) и системы субмикронных датчиков ЕМ-6070А (Planar, Беларусь) с вольфрамовыми зондами с диаметром кончика 100 нм.

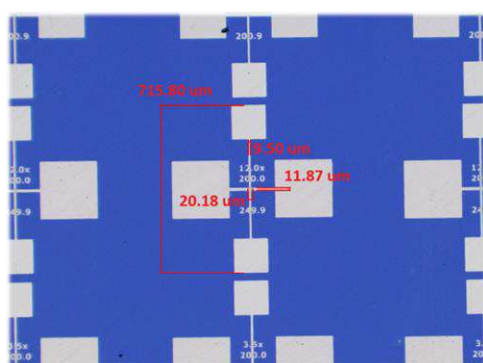
В результате была разработана и реализована технология изготовления мемристорных ячеек, совмещающая преимущества безмасочной фотолитографии, магнетронного напыления и взрывной литографии. Совокупность этих методов позволяет обеспечить гибкость и быстроту прототипирования, контроль структуры, состава и толщины наноразмерных плёнок. Получены структуры (рис. 1 в) типа Ti-ZnO-Ti металл-диэлектрик-металл с размерами активной области от 3,50х3,50 мкм² до 11,87х9,50 мкм², толщиной контактов 50нм и толщиной ячеек 30нм. Измеренные ВАХ (рис. 1 г) демонстрируют стабильные мемристивные свойства.



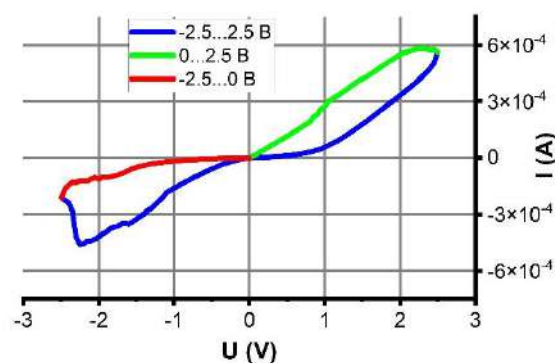
а)



б)



в)



г)

Рис. 1. Формирование и исследование мемристивных кроссбар структур: а) – безмасочный фотолитограф; б) – совмещённые шаблоны ячейки, нижнего и верхнего контактов; в) – мемристивные кроссбар структуры; г) – ВАХ структуры

Представленная технология на основе методов безмасочной фотолитографии и магнетронного напыления позволяет получать наноразмерные мемристивные структуры с управляемыми свойствами. Полученные структуры демонстрируют стабильное резистивное переключение. Полученные результаты могут быть использованы при разработке технологии изготовления новой электронной компонентной базы элементов резистивной памяти и нейроморфных систем искусственного интеллекта.

Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда № 25-19-00809, <https://rscf.ru/project/25-19-00809/> в Южном федеральном университете.

Литература

1. Р.В. Томинов, З.Е. Вакулов, В.И. Авилов, И.А. Шиховцов, В.А. Смирнов. Исследование влияния материала контактов и толщины пленок на резистивное переключение в не требующих формовки нанокристаллических пленках ZnO для нейроморфных устройств на основе мемристивных структур // Наноиндустрия, 2022, 15(S8-2), 509-515.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ЗАКАЛКОЙ ИЗ РАСПЛАВА

В.Н. Варюхин¹, С.В. Васильев^{1,2}, Е.А. Свиридова^{1,2}, В.И. Ткач¹

¹*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк*

²*Донбасская национальная академия строительства и архитектуры, Макеевка*

Закалка из жидкого состояния металлических сплавов (охлаждение расплавов со скоростями 10^4 – 10^6 К/с) приводит к формированию термодинамически неравновесных кристаллических и аморфных структур, обладающих высоким уровнем физических свойств, многие из которых (прежде всего магнитно-мягкие) нашли практическое применение в промышленных масштабах. Однако существенным препятствием для расширения сферы практического применения быстроохлажденных сплавов является дисперсный характер получаемых материалов (ленты, чешуйки, порошки), геометрический размер которых, по крайней мере в одном измерении не превышает 100 мкм. Многочисленные попытки получения объемных образцов путем консолидации быстроохлажденных материалов традиционными методами порошковой металлургии, предпринятые в течение последних 50 лет показали, что режимы компактирования, обеспечивающие получение 100% плотности, приводят к практически полному распаду неравновесных структур и существенной деградации свойств. Более перспективными для решения задачи сохранения неравновесных структурных состояний быстроохлажденных материалов и присущих им свойств оказались высокоэнергетические методы интенсивной пластической деформации (ИПД).

В частности, компактирование быстроохлажденных порошков сплавов на основе алюминия, легированных редкоземельными и переходными металлами (Al-РЗМ-ПМ) с аморфно-кристаллическими структурами методом равноканального углового прессования (РКУП) позволило получить консолидированные образцы с повышенными уровнями твердости (в диапазоне 3.0–3.8 ГПа) [1]. Более эффективным с точки зрения повышения твердости оказался метод винтовой экструзии (ВЭ), применение которого для консолидации аморфных лент сплава $\text{Al}_{86}\text{Gd}_6\text{Ni}_6\text{Co}_2$ позволило получить образцы с нанокompозитной структурой, твердость которых достигала 5,5 ГПа [2]. Вместе с тем эти эксперименты показали, что консолидированные методами РКУП и ВЭ объемные образцы имели практически нулевую пластичность, поскольку полная консолидация достигается при повышенных температурах (483–543 К), при которых происходит охрупчивание аморфных фаз.

Этого недостатка лишены образцы, консолидированные из аморфных лент методом кручения под высоким давлением (КВД), поскольку этот метод не только обеспечивает полную консолидацию при комнатной температуре, но и создает дополнительный свободный объем [3]. Тем не менее, поскольку консолидация связана с диффузионными процессами, она неизбежно приводит к структурным изменениям, включая фазовые переходы. По этой причине проведенный анализ показал, что наиболее перспективными для процесса компактирования являются аморфные сплавы, на первой стадии кристаллизации которых формируются нанофазные композиты – частично закристаллизованные структуры, состоящие из нанокристаллов базового элемента, диспергированных в остаточной аморфной матрице. Характерными особенностями нанофазных композитов в сплавах на основе Al и Fe является повышенные по сравнению с исходными материнскими аморфными фазами уровни прочностных и магнитно-мягких свойств соответственно. Таким образом, применение метода КВД к таким аморфным сплавам позволяет получить более массивные образцы с улучшенными физическими свойствами.

Применительно к консолидации быстроохлажденных сплавов с кристаллической структурой эксперименты показали, что использование метода КВД может приводить, как

повышению, так и к снижению степени неравновесности структуры, что согласуется с известным принципом эквивиальности [4]. Перспективным также представляется подход, заключающийся в консолидации быстроохлажденных материалов с аморфной и кристаллическими структурами, имеющие различные прочностные характеристики. Поскольку формирующиеся в таких образцах зоны вихревого перемешивания [5] имеют твердость, выше твердости смешиваемых материалов [6]

Экспериментально установлено, что характерной особенностью структуры нанофазных композитов, формирующиеся в процессе ИПД, являются более мелкие нанокристаллы базового элемента и более высокая их плотность по сравнению с аналогичными структурами, образующимися в процессе термической обработки [2, 7]. Для объяснения указанного различия была предложена модель процесса зарождения в условиях ИПД [7], согласно которой значение кинетического (диффузионного) сомножителя соответствовало эффективной температуре деформирования [8], а термодинамического (работа образования зародыша) – комнатной температуре и с учетом приложенного внешнего давления.

Учитывая, что изменения технологических параметров процессов закалки из жидкого состояния и ИПД позволяют регулировать степень неравновесности формирующихся структур, комбинация этих методов открывает широкие возможности для контролируемого синтеза металлических сплавов с определенными уровнями структурно-зависящих свойств.

Литература

1. O.N. Senkov., D.B. Miracle., J.M. Scott, S.V. Senkova // J. Alloys and Compounds 2004. Vol. 365. P. 126–133.
2. A.P. Shpak, V.N. Varyukhin, V.I. Tkatch, V.V. Maslov, Y.Y. Beygelzimer, S.G. Synkov, V.K. Nosenko, S.G. Rassolov // Mater. Sci. Eng. A 2006. Vol. 425. – P. 172-177.
3. S.V. Vasiliev, A.I. Limanovskii, V.M. Tkachenko, T.V. Tsvetkov, K.A. Svyrydova, V.V. Burkhovetskii, V.I. Tkatch // Mater. Lett. 2022. Vol. 318. art. 132155.
4. Б.Б. Страумал, А.А. Мазилкин, С.Г. Протасова, А.Р. Кильмаметов, А.В. Дружинин, Б. Барецки // Письма в ЖЭТФ 2020. Том 112, вып. 1. – С. 45–53.
5. G.F. Korznikova, E.A. Korznikova, G.R. Khalikova., K.S. Nazarov, R.Kh. Khisamov, S.N. Sergeev, R.U. Shayakhmetov, R.R. Mulyukov // Letters on Materials 2021. Vol. 11 (4s). P. 533–543.
6. S.V. Vasiliev, A.I. Limanovskii, V.M. Tkachenko, T.V. Tsvetkov, K.A. Svyrydova, V.V. Burkhovetskii, V.N. Sayapin, S.V. Terekhov, V.I. Tkatch // Mater. Today Commun. 2020. Vol. 24. art. 101080.
7. Е.А. Свиридова, С.В. Васильев, Г.Е. Абросимова, В.И. Ткач // Журнал технической физики 2024. Том 94, вып. 2. С. 216–222.
8. Б.Б. Страумал, А.Р. Кильмаметов, А.А. Мазилкин, С.Г. Протасова, А.В. Дружинин, А. Корнева, П.Земба, Б. Барецки // Письма в ЖЭТФ 2019. Том 110, вып. 9. – С. 622–627.

СПЕЦИФИКА НЕУПРУГИХ ПРОЦЕССОВ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНЫХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

В.Н. Варюхин, В.В. Малашенко

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк
malashenko@donfti.ru

Подавляющее большинство работ по исследованию влияния дислокационных процессов на механические свойства металлов и сплавов посвящено анализу квазистатической деформации, при которой дислокации преодолевают препятствия с помощью тепловых флуктуаций. При интенсивных внешних воздействиях дислокации переходят в динамический режим движения, преодолевая барьеры без помощи флуктуаций. Формирование механических свойств в динамической области имеет свои особенности, связанные с изменением механизма диссипации и повышением роли коллективных динамических эффектов. К интенсивным воздействиям относятся динамическое канально-угловое прессование,ковка, штамповка, высокоскоростная обработка, использование лазерных импульсов высокой мощности [1-8]. Формирование механических свойств металлов и сплавов в этой области может быть проанализировано в рамках развитой нами теории динамического взаимодействия дефектов (ДВД) [9-15]. Эта теория позволила в рамках единого подхода решить широкий круг задач динамики дислокаций, объяснить значительное количество экспериментальных данных, сформулировать критерии возникновения экстремумов на экспериментальных зависимостях, предсказать новые динамические эффекты, выявить общность динамических процессов в системах совершенно разной физической природы. Теория ДВД является модификацией известной струнной модели Гранато-Люкке, в рамках которой дислокация рассматривается как струна с эффективным линейным натяжением и эффективной массой полевого происхождения.

Механизм диссипации заключается в необратимом переходе энергии внешних воздействий в энергию поперечных дислокационных колебаний в плоскости скольжения. Этот механизм весьма чувствителен к виду колебательного спектра дислокации, в первую очередь к наличию в нём щели. Наличие щели означает, что дислокация совершает колебания в потенциальной яме, которая перемещается по кристаллу вместе с дислокацией. Такая яма может возникнуть в результате коллективного взаимодействия точечных дефектов или других дислокаций с движущейся дислокацией, при магнитоупругом взаимодействии с магнитной системой кристалла, при взаимодействии со свободной поверхностью. При этом спектр колебаний дислокации становится нелинейным и имеет вид

$$\omega^2(q_z) = c^2 q_z^2 + \Delta^2 \quad (1)$$

В случае высокой плотности дислокаций именно их взаимодействие вносит главный вклад в формирование спектральной щели. Это имеет место при значениях плотности дислокаций $\rho > \rho_0$, где

$$\rho_0 = \frac{\sqrt{n_d} \chi^2}{b^2}. \quad (2)$$

Здесь n_d – безразмерная концентрация примесей, χ – параметр их размерного несоответствия, b – модуль вектора Бюргерса. Спектральная щель при этом описывается следующим выражением

$$\Delta = \Delta_{dis} \approx \frac{c}{\sqrt{\rho}} \quad (3)$$

В случае $\rho < \rho_0$ щель формируется в основном благодаря коллективному взаимодействию точечных дефектов с дислокацией и описывается выражением

$$\Delta = \Delta_d = \frac{c}{b} (n_d \chi^2)^{1/4} \quad (4)$$

Теория ДВД является теорией конкурирующих взаимодействий. Механические свойства металлов и сплавов, в том числе динамический предел текучести, определяются величиной силы динамического торможения дислокации структурными дефектами. Эта сила равна сумме вкладов различных структурных дефектов. Каждый из этих вкладов, с одной стороны, должен возрастать при увеличении концентрации дефектов данного типа. С другой стороны, при некоторых условиях дефекты определённого типа вносят главный вклад в формирование спектральной щели, которая снижает эффективность возбуждения колебаний, тем самым снижая величину силы торможения. Конкуренция этих противоположных тенденций определяет экспериментально наблюдающиеся зависимости и позволяет сформулировать условия возникновения на них минимумов и максимумов. Максимумы возникают при кардинальном изменении спектральной щели (смена доминирующего вклада либо её исчезновение). Минимумы наблюдаются при смене доминирующего вклада в величину силы динамического торможения.

Теория ДВД позволила предсказать ряд новых динамических эффектов, проверка которых может оказать стимулирующее влияние на целенаправленную постановку экспериментов. Это ориентационный эффект динамического торможения краевых дислокаций круговыми дислокационными петлями, эффект сухого трения, эффект динамической блокировки торможения краевой дислокации точечными дефектами в приповерхностной области. Последний эффект может наблюдаться при движении дислокации в приповерхностной области параллельно свободной поверхности. Благодаря взаимодействию со свободной поверхностью в спектре дислокации возникает щель, равная по порядку величины отношению скорости звука в кристалле к расстоянию от плоскости дислокационного скольжения до свободной поверхности.

$$\Delta = \Delta_s \approx \frac{c}{L} \quad (5)$$

Возникновение этой щели приводит к блокировке динамического торможения краевой дислокации точечными дефектами, расположенными на поверхности кристалла, и к значительному снижению торможения точечными дефектами, расположенными в объёме приповерхностного слоя

$$\frac{F_d^s}{F_d} = \left(\frac{L}{l} \right)^2 \quad (6)$$

Здесь l – среднее расстояние между дефектами в объёме кристалла. Как показывают оценки, снижение динамического торможения в приповерхностной области может составлять один-два порядка. Глубина приповерхностной области существования данного эффекта определяется выражением

$$d = b \frac{c}{v} \quad (7)$$

Оценки показывают, что эта глубина может составлять десятки нанометров.

Эффект сухого трения может возникать в металлах и сплавах с высоким содержанием круговых призматических дислокационных петель или зон Гинье-Престона. Он заключается в том, что сила динамического торможения краевой дислокации призматическими дислокационными петлями или зонами Гинье-Престона не зависит от скорости дислокационного скольжения, соответственно, вклад этих механизмов торможения в величину динамического предела текучести не зависит от скорости пластической деформации. Эффект может наблюдаться в случае, когда дислокация совершает скольжение по кристаллу, не выходя из параболической потенциальной ямы. Выражение для силы сухого трения зависит от того, какие дефекты вносят главный вклад в формирование щели в спектре дислокационных колебаний. Увеличение динамического предела текучести, обусловленное этим механизмом, может составлять десятки процентов.

Сила динамического торможения дислокации круговыми дислокационными петлями приобретает характер сухого трения, т.е. не зависит от скорости движения дислокаций, в интервале дислокационных скоростей $v < v_L = R\Delta_{dis}$ для случая высокой плотности дислокаций. Вклад этой силы в величину динамического предела текучести не зависит от скорости пластической деформации и может быть описан выражением

$$\tau_L = \frac{\mu n_L b R}{\sqrt{\rho}}, \quad (8)$$

Здесь n_L – объемная концентрация круговых дислокационных петель, μ – модуль сдвига металла, R – средний радиус петли.

Как было отмечено выше, эффект сухого трения имеет место при движении дислокаций со скоростью $v < v_L = R\Delta_{dis}$. Выполним численную оценку этой скорости. Для значений $\rho = 10^{15} \text{ м}^{-2}$, $b = 3 \cdot 10^{-10} \text{ м}$, $c = 3 \cdot 10^3 \text{ м/с}$, $R = 3 \cdot 10^{-9} \text{ м}$ получим $v_L = 10^2 \text{ м/с}$.

Выполним численную оценку вклада силы торможения дислокаций круговыми дислокационными петлями в динамический предел текучести облучённого металла. Для типичных металлов $\mu = 5 \cdot 10^{10} \text{ Па}$, $n_L = 10^{23} \text{ м}^{-3}$, $\rho = 10^{15} \text{ м}^{-2}$, $b = 3 \cdot 10^{-10} \text{ м}$, $c = 3 \cdot 10^3 \text{ м/с}$, $R = 3 \cdot 10^{-9} \text{ м}$ получаем $\tau_L = 10^8 \text{ Па}$.

Полученные результаты могут быть полезными при анализе высокоскоростной деформации металлов и сплавов.

Литература

1. R. W. Armstrong, S. M. Walley // International Materials Reviews. 2008. 53 (3). 105-128.
2. D. Batani // Europhys. Lett. 2016. 114. P. 65001(1-7).
3. H. Fan, Q. Wang, J.A. El-Awady // Nature Communication. 2021. 12. P.1845.
4. D. Tramontina., Bringa E., P. Erhart, J. Hawreliak, T. Germann, R. Ravelo, A. Higginbotham, M. Suggit, J. Wark, N. Park, A. Stukowski, Tang Y. // High Energy Density Physics. 2014. 10. P. 9.
5. P. N. Mayer, A. E. Mayer. J. Appl. Phys. 2016. 120. P. 075901.
6. A.S. Savinykh, G.I. Kanel, G.V. Garkushin, and S.V. Razorenov // J. Appl. Phys. 2020. 128. P. 025902.
7. G.I. Kanel, A.S. Savinykh, G.V. Garkushin, S.V. Razorenov // J. Appl. Phys. 2020. 127. P. 035901.
8. A. Singla, A. Ray // Physical Review B. 2022. 105. P. 064102.
9. В.В. Малащенко // ФТТ. 2014. 56. С. 1528.
10. В.В. Малащенко // ФТТ. 2015. 57. С. 2388.
11. В.В. Малащенко. // ФТТ. 1997. 39. С. 493.
12. V.V. Malashenko V.L. Sobolev B.I. Khudik // Phys. Stat. Sol. (b). 1987. 143. С. 425.
13. В.В. Малащенко // ФТТ. 2021. 63. С. 1391.
14. В.В. Малащенко // ФТТ. 2022. 64. С. 1012.
15. В.В. Малащенко // ФТТ. 2024. 66. С. 1403.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ И ЗАКОН ОРОВАНА-ТЕЙЛОРА ДЛЯ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАГНИЯ

А.М. Власова^{1,2}

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург

²Уральский федеральный университет имени первого президента России Б.Н. Ельцина,

Екатеринбург

alisa-12005@yandex.ru

Метод молекулярной динамики [1] применен для детализации особенностей неоднородного пластического течения гексагонального магния и эволюции плотности дислокаций монокристаллов магния [0001]- и [1011]- ориентировок с вакансиями и без них при деформации сжатием. Сравнивается дислокационная пластичность на атомном уровне с теоретическими уравнениями эволюции плотности дислокаций, справедливыми на макроскопическом уровне. На атомарном уровне проверяется классическое уравнение дислокационной пластичности Орована-Тейлора. Данная работа является продолжением работы [2].

Показано, что [0001]-ориентировка, экспериментально демонстрирующая низкую пластичность, удовлетворяет уравнению Орована-Тейлора, как без вакансий (рис. 1 а), б), в)), так и с 5% вакансий (рис. 2 а), б), в)), причем в обоих случаях основной вклад вносит стохастическая составляющая. [1011]-ориентировка, экспериментально демонстрирующая высокую пластичность, удовлетворяет уравнению Орована-Тейлора (рис. 1 г), д), е)). При наличии вакансий, [1011]-ориентировка удовлетворяет классическому уравнению Орована-Тейлора до некоторого порогового значения, после чего основной вклад вносит стохастическая составляющая деформации, которая, однако, не противоречит закону Орована-Тейлора (рис. 2 г), д), е)).

Молекулярно-динамическое моделирование выявило косвенные признаки наличия диффузионно-подобной компоненты [3] для дислокационной скорости при деформировании [0001]-монокристалла магния сжатием.

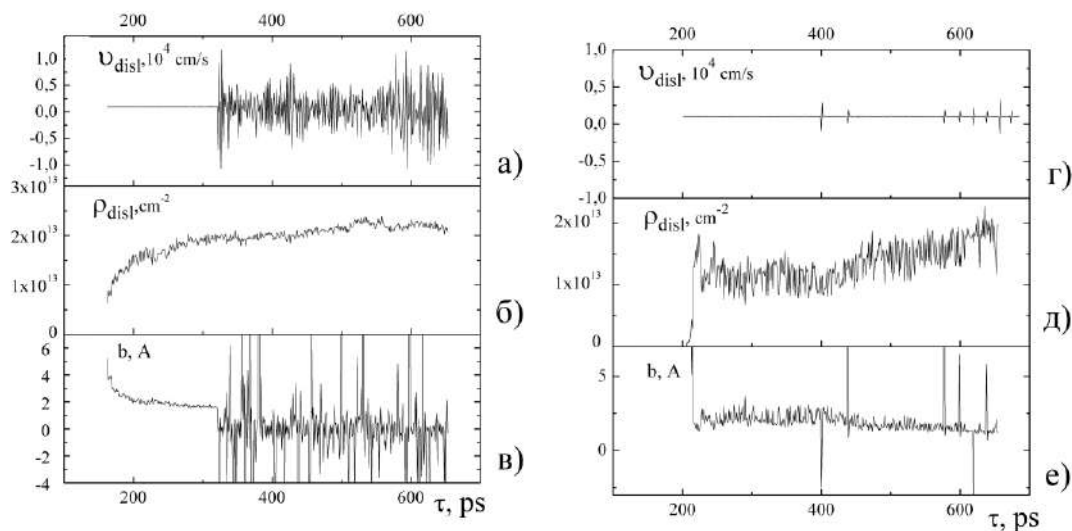


Рис. 1. а), б), в) – для $[0001]$ – монокристалла магния, г), д), е) – для $[10\bar{1}1]$ – монокристалла магния. а), г) – скорости дислокаций v_{disl} , б), д) – плотности дислокации ρ_m , в), е) – вектор Бюргерса b с учетом коэффициента α , т.е. αb

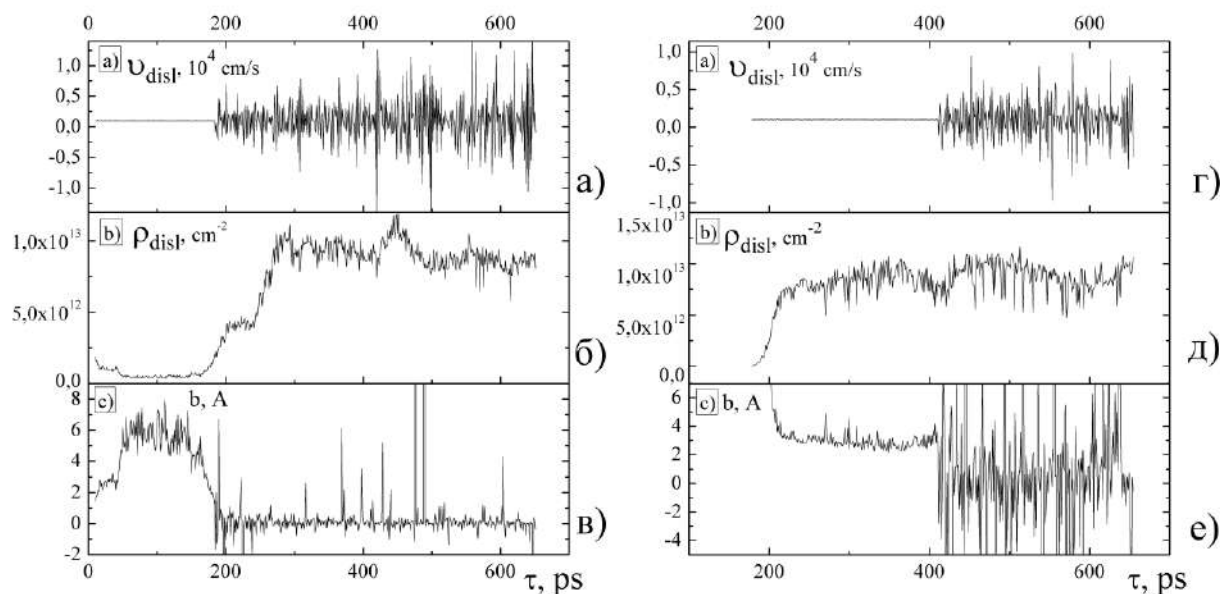


Рис. 2. а), б), в) – для $[0001]$ – монокристалла магния с 5% вакансий, г), д), е) – для $[10\bar{1}1]$ – монокристалла магния с 10% вакансий. а), г) – скорости дислокаций v_{disl} , б), д) – плотности дислокации ρ_m , в), е) – вектор Бюргерса b с учетом коэффициента α , т.е. αb

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Давление», № 122021000032-5)

Расчеты проводились на суперкомпьютере ИММ УрО РАН «УРАН».

Литература

1. Plimpton S. // J. Comp. Phys. 1995. V. 117. P. 1.
2. Vlasova A.M. Verification of Classical Models of Hardening by the Method of Molecular Dynamics in the Case of Magnesium Deformation by Compression. *Russ Phys J* **66**, 868–874 (2023). <https://doi.org/10.1007/s11182-023-03016-w>
3. Зуев Л.Б. Автоволновая пластичность. Локализация и коллективные моды. – М.: Физматлит, 2019. — 208 с.

ЗАВИСИМОСТЬ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВА TiNi ОТ РЕЖИМА ТЕРМООБРАБОТКИ

Е.В. Воробьёв¹, А.А. Чуракова^{1,2}

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа

²Институт физики и молекул кристаллов УФИЦ РАН, Уфа

z.vorobyov@mail.ru

Сплавы титана и никеля также известные как «нитинол», занимают особое место в промышленности благодаря сочетанию своих свойств, таких как: эффект памяти формы, сверхупругость, биосовместимость, коррозионная стойкость. Данные характеристики делают нитинол востребованным в медицине, аэрокосмической отрасли и робототехнике. Однако, механические свойства данного сплава напрямую зависят от микроструктуры и фазового состава, формирующихся в процессе термомеханической обработки. Правильный выбор режима термообработки позволит повысить механические и функциональные свойства сплава.

Цель работы – определение влияния режима термообработки на микроструктуру и фазовый состав сплава $Ti_{49,55}Ni_{50,45}$ в крупнозернистом и ультрамелкозернистом состояниях.

Материалом исследования выбран сплав TiNi с содержанием никеля 50,45 % ат. Исследования проводились в крупнозернистом (КЗ) и ультрамелкозернистом (УМЗ) состояниях. КЗ образцы были получены путём гомогенизации при 800 °С в течение одного часа с последующей закалкой в воду. УМЗ структура была получена закалкой с последующим равноканальным угловым прессованием (РКУП) при 450 °С. Прессование проводилось через канал диаметром 20 мм в 4 прохода по маршруту Вс и углом пересечения каналов 120°. Последующая термообработка проводилась в диапазоне температур 250-500 °С, с шагом 50 °С в течение одного часа. Снимки микроструктуры были получены на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ).

На рисунках 1 и 2 представлены снимки микроструктуры сплава TiNi в исследуемых состояниях с последующими отжигами в диапазоне температур 250-500 °С.

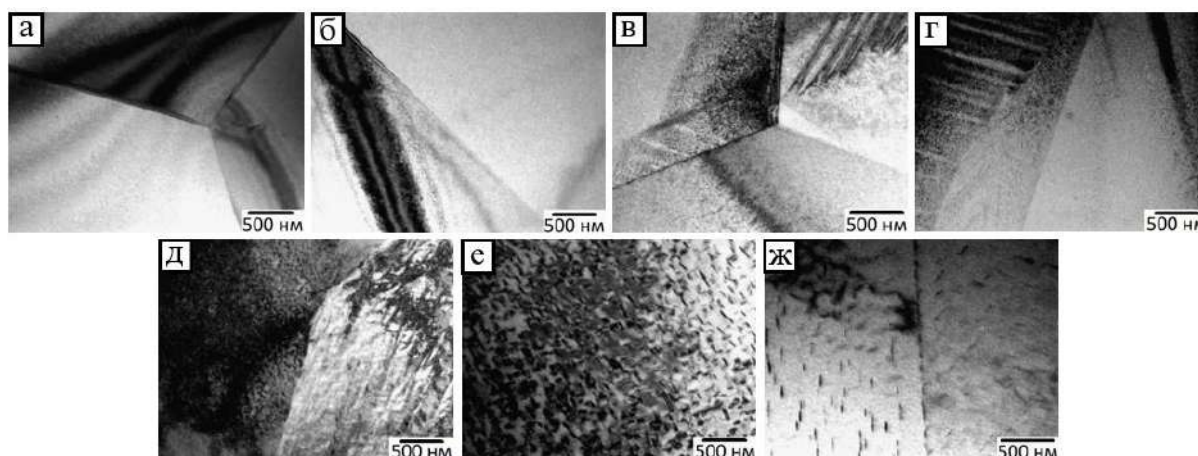


Рис. 1 - Снимки микроструктуры сплава TiNi в КЗ состоянии

а) – КЗ, б) – отжиг 250 °С 1 ч, в) отжиг 300 °С 1 ч, г) - отжиг 350 °С 1 ч, д) - отжиг 400 °С 1 ч, е) - отжиг 450 °С 1 ч, ж) - отжиг 500 °С 1 ч

Отжиг в диапазоне 250 – 450 °С приводит к образованию большого количества двойников мартенситной фазы B19', а также R – фазы. На рисунках (е, ж) наблюдается большое количество малых линзовидных частиц Ti_3Ni_4 , располагающихся как внутри зёрен при температуре отжига 450 °С, так и на их границах при температуре отжига 500 °С, а также

большое количество скоплений дислокаций. С повышением температуры отжига размер частиц вырос с 53 ± 4 до 109 ± 9 нм

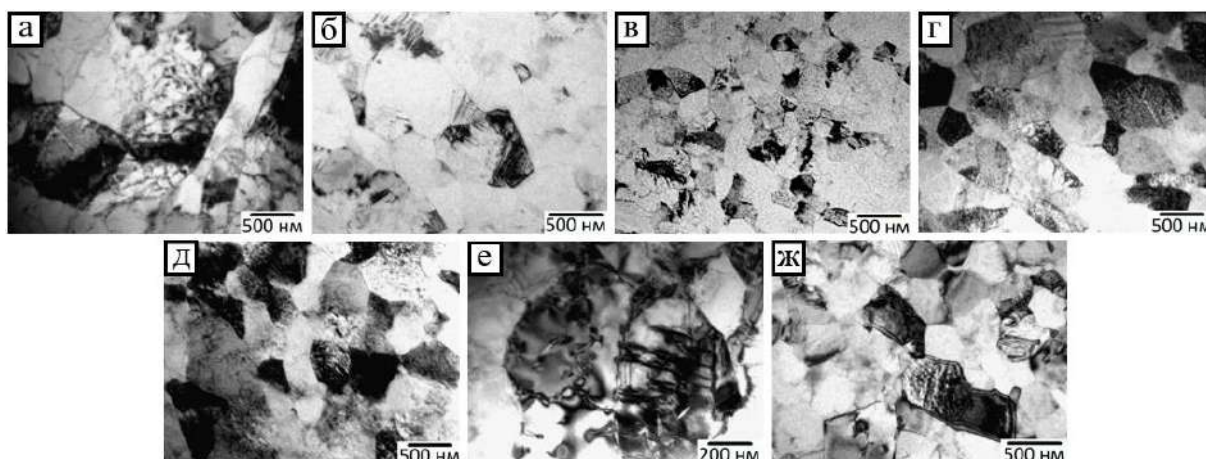
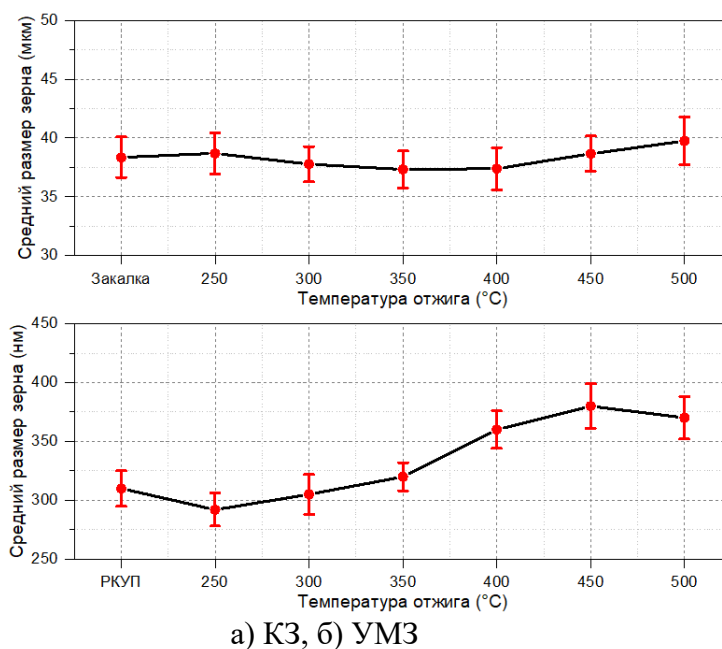


Рис. 2 – Снимки микроструктуры сплава TiNi в УМЗ состоянии

а) – УМЗ, б) – отжиг $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 1 ч, в) отжиг $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 1 ч, г) - отжиг $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ 1 ч, д) - отжиг $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 1 ч, е) - отжиг $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ 1 ч, ж) - отжиг $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 1 ч

Микроструктура после РКУП неоднородна, наблюдаются вытянутые зёрна с большим количеством дислокаций, а также большое количество субзёренных границ (рис.2, а). В структуре также встречаются отдельные зёрна с большеугловыми границами практически без дефектов. В диапазоне температур отжига $250\text{--}450\text{ }^{\circ}\text{C}$ в структуре наблюдаются нанодвойники мартенсита B19'. На рисунке 2 (е) видны двойники и дислокационные скопления на границе мартенсит-аустенит, образовавшиеся в результате деформации и фазового наклепа. По снимкам микроструктуры был рассчитан средний размер зерна для каждого исследуемого состояния. На рисунке 3 представлена графическая зависимость среднего размера зерна от состояния сплава.



а) КЗ, б) УМЗ

Рис. 3 – Зависимость среднего размера зерна от температуры отжига

По результатам расчёта среднего размера зерна в КЗ состоянии размер зерна после отжигов не изменяется. В УМЗ состоянии наблюдается рост размера зёрен при температуре отжига $400\text{--}500\text{ }^{\circ}\text{C}$, что говорит о процессе рекристаллизации в данном диапазоне температур.

На рисунках 4, 5 представлены результаты рентгеноструктурного анализа для сплава TiNi в крупнозернистом состоянии.

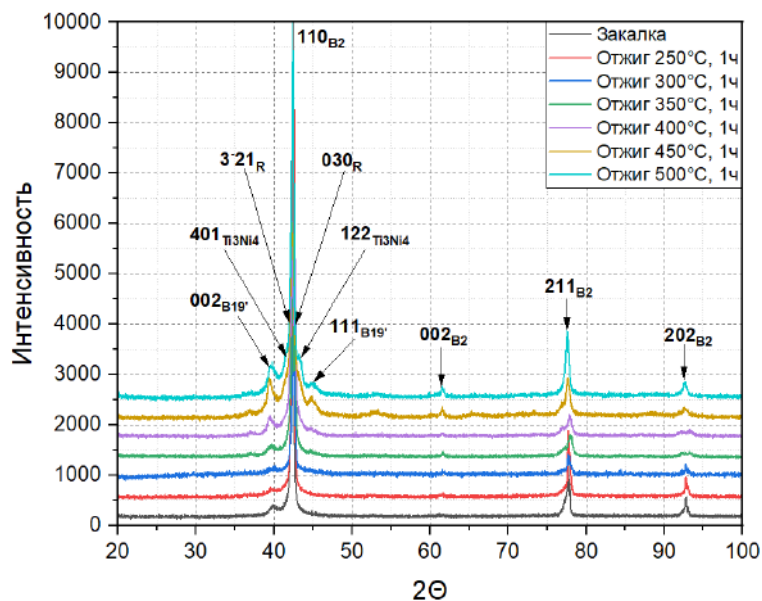


Рис. 4 – Рентгенограммы сплава TiNi в КЗ состоянии

В крупнозернистом состоянии сплав находится преимущественно в аустенитном состоянии. С увеличением температуры отжига до 450 °С в исследуемом сплаве увеличивается объёмная доля мартенситной фазы В19', о чём свидетельствует рост интенсивности пиков, соответствующих данной фазе. Увеличение температуры отжига до 400 °С и выше способствует появлению на рентгенограмме пиков, соответствующих фазе Ti₃Ni₄. Отжиг в диапазоне температур 350-400 °С в течение часа приводит к образованию двойного пика R – фазы (3'21) и (030) на месте пика (110) В2 аустенита

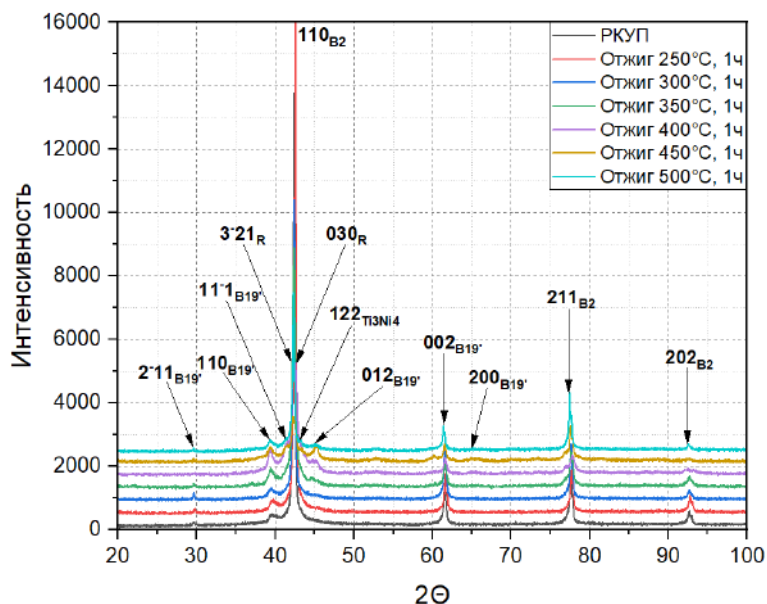


Рис. 5 – Рентгенограммы сплава TiNi в УМЗ состоянии

В УМЗ состоянии без последующего отжига сплав TiNi находится преимущественно в аустенитном состоянии. Отжиг при 400 °С в течение 1 часа приводит к образованию двойного пика R – фазы (3'21) и (030) на месте пика (110) В2 аустенита. Дальнейшее увеличение температуры отжига до 450 °С приводит к увеличению объёмной доли мартенситной фазы, что подтверждается появлением дополнительных пиков, соответствующих В19' фазе, а также снимками ПЭМ.

МНОГОУРОВНЕВОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ И ТРАНСФОРМАЦИИ СТРУКТУРЫ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ ПРИ СОВМЕСТНОМ ИЗМЕНЕНИИ ТРАЕКТОРИИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ УСЛОВИЙ

А.А. Вшивкова, К.А. Романов, А.И. Швейкин

¹*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь
vshivkova.anastasiya@yandex.ru*

Сегодня большинство металлических изделий изготавливается с применением методов обработки металла давлением: прокатки,ковки, объемной и листовой штамповки, прессования, волочения и поверхностной откатки. Зачастую процесс обработки конкретной детали является многостадийным, состоящим из нескольких операций одного или нескольких типов [1], что приводит к реализации в различных точках изделия различных сложных (с изломами) траекторий деформирования. К примеру, в [2] отмечается, что в ходе глубокой вытяжки на определенной стадии происходит смена моды деформирования с чистого сдвига на двусное растяжение. При этом скорость и температура деформации в одной точке материала также меняются со временем. В частности, в процессе обработки осуществляется деформационный разогрев [3], приводящий к существенному изменению полей температур; в то же время технологи зачастую реализуют различные температуру среды и инструмента и скорость деформации на разных стадиях процесса [4].

Траектория кинематических воздействий и температурно-скоростные условия деформирования существенно влияют на свойства заготовки, различные в разных точках изделия (упругую и пластическую анизотропию, поверхность текучести, коррозионную стойкость и т.п.). В силу возможности реализации большого множества сценариев осуществления воздействий при подборе режимов изготовления, обеспечивающих оптимальные эксплуатационные характеристики детали, наряду с экспериментальными исследованиями целесообразно использовать моделирование. При этом требуется внедрение и использование при решении краевых задач методом конечных элементов моделей материалов (определяющих соотношений, или конститутивных моделей), учитывающих влияние температуры, скорости и траектории деформирования на эволюцию состояния материала. В рамках настоящего исследования применяется многоуровневый подход на базе физических теорий пластичности [5] для создания такой конститутивной модели.

Многоуровневое моделирование предполагает внедрение как минимум двух масштабных уровней: уровня представительного объема (макроуровня) – поликристалла, ассоциированного с точкой изделия, и уровня кристаллита (мезоуровень). На каждом уровне вводится ряд внутренних переменных [6], связанных со структурой материала на данном масштабе (размер зерна, плотность дислокаций, ориентация зерен, тензор упругих свойств, критические напряжения и др.), и с учетом действующих механизмов деформирования описывается изменение этих переменных со временем. В работе используется модификация геометрически и физически нелинейной базовой двухуровневой статистической [5] модели – с учетом комплексного влияния температуры и скорости деформации [7]. Модификация базовой двухуровневой модели выполнена с учетом проведенного обзора многоуровневых моделей [8], в той или иной форме учитывающих температурно-скоростные условия нагружения, с особым вниманием к дислокационно-ориентированным моделям [9, 10].

В работе модель [7] применена для описания различных сценариев нагружения представительного объема поликристаллического крупнозернистого алюминия. Рассматривались случаи изотермического деформирования (прямой и реверсивный сдвиг, последовательность одноосного растяжения и сдвига), а также нагружение с резким изменением температуры (охлаждение и нагрев) при тех же траекториях деформирования. Помимо диаграммы нагружения, была получена информация об изменении текстуры и об

активности систем скольжения в процессе пластического деформирования. Для верификации модели использовались данные, приведенные в работах [11, 12]. Было получено хорошее соответствие экспериментальных и расчетных данных. Расчетные модули встроены в пакет, реализующий комплекс созданных коллективом многоуровневых конститутивных моделей. Он интегрируется с решателями краевых задач МДТТ методом конечных элементов, что позволяет проводить углубленное моделирование технологических процессов формовки изделий.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках выполнения государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проект № FSNM-2024-0002.

Литература

1. В.В. Каржавин, И.В. Ухлов // Вестник машиностроения. 2015. №1. С. 78-82.
2. B. Shi, C. Yanga, Y. Penga, F. Zhangb, F. Pan // Journal of Magnesium and Alloys. 2022. Vol. 10, №6. P. 1476-1510.
3. П.А. Петров, А.Г. Матвеев, Б.Ю. Сапрыкин, М.А. Петров, И.А. Бурлаков, У.Ш. Диксит // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2021. №4. С. 50-58.
4. Е.В. Арышенский // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2020. Т.17, №3. С. 323-329.
5. П.В. Трусов, А.И. Швейкин. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. Новосибирск: Изд-во СО РАН. 2019. 605 с.
6. M.F. Horstemeyer, D.J. Bammann // International Journal of Plasticity. 2010. Vol. 26. P. 1310-1334.
7. А.И. Швейкин, А.А. Вшивкова, П.В. Трусов // Физическая мезомеханика. 2024. Т. 27, №2. С. 50-68.
8. А.И. Швейкин, А.А. Вшивкова, П.В. Трусов // Физическая мезомеханика. 2023. Т. 26, №6. С. 27-48.
9. I.J. Beyerlein, C.N. Tome // International Journal of Plasticity. 2008. Vol. 24. P. 867-895.
10. D. Terentyev, X. Xiao, A. Dubinko, A. Bakaeva, H. Duan // Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 2015. Vol. 85. P. 1-15.
11. G. Vincze, E.F. Rauch, J.J. Gracio, F. Barlat, A.B. Lopes // Acta Materialia. 2005. Vol. 53, №4. P. 1005-1013.
12. K. Yoshida // International Journal of Solids and Structures. 2024. Vol. 291. P. 112697.

ВЛИЯНИЕ СХЕМЫ СВАРКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ ТВЕРДОФАЗНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЭК79//ЭП975

Р.Р. Габбасов, Э.В. Галиева, В.А. Валитов

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
awesome.radim@yandex.ru

В современных авиационных и космических двигателях широко используются жаропрочные сплавы на основе никеля [1]. Определяющими характеристиками таких сплавов являются высокая прочность, ударная вязкость, сопротивление ползучести при экстремальных температурах.

Применение сварных соединений позволяет уменьшить вес и размеры двигателя, увеличивая при этом его удельную мощность [2]. Примерами таких конструкций являются детали типа «диск-вал» и «блиск» [3]. Перспективным методом формирования неразъемных соединений является твердофазная сварка с использованием сверхпластической деформации [4,5]. Применимо к данному методу сварки, интересно отметить две схемы сварки: 1) модельных образцов типа детали «диск-вал», где сварка осуществляется путем внедрения образца в форме вала в диск; 2) модельных образцов цилиндрической формы путем одноосного сжатия [5]. Последняя схема применяется обычно для определения режимов твердофазной сварки, анализа микроструктуры и механических свойств сварных соединений.

Целью данной работы является исследование влияния схемы сварки на формирование твердофазных соединений из сплавов ЭК79 и ЭП975, полученных при температуре сварки 1100°C.

Твердофазное соединение сплавов ЭК79 и ЭП975 осуществлялось на разработанной в ИПСМ РАН установке для высокотемпературной сварки давлением (УВСД- 1). Образцы помещались в герметичные контейнеры из нержавеющей стали, в которых в процессе сварки поддерживался вакуум.

Твердофазная сварка проводилась по двум схемам: 1) «диск-вал»; 2) осадка. При первой схеме образцы готовились в виде модельного вала из сплава ЭК79 и модельного «диска» из сплава ЭП975, а сварку осуществляли при температурно-скоростных условиях сверхпластичности сплава ЭК79 посредством внедрения «диска» в «вал» в случае схемы 2 оба образца имели форму цилиндра.

Микроструктурные исследования и оценка механических свойств проводились на базе научно-исследовательского оборудования ЦКП ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов». Исследования микроструктуры проводилось при помощи растрового электронного микроскопа Mira 3LMN TESCAN. Изучение распределения легирующих элементов в зоне соединения проводилось посредством электронного микроскопа Tescan Vega 3SBH с EDX приставкой.

Исследуемые материалы в исходном состоянии имели мелкозернистую структуру с одинаковым фазовым составом, упрочняемых γ' -фазой на основе интерметаллида $Ni_3(Al,Ti)$. В сплаве ЭК79 средний размер зерен γ -фазы – $9,5 \pm 0,9$ мкм, γ' -фазы – $2,7 \pm 0,2$ мкм. В сплаве ЭП975 средний размер зерен γ -фазы – $8,1 \pm 1,2$ мкм, γ' -фазы – $3,1 \pm 1,2$ мкм.

На рисунке 1 приведены сварные образцы, полученные при различных схемах сварки. Красными стрелками указаны линии соединения.

Анализ микроструктуры (рис.2) показал, что независимо от схемы после твердофазной сварки мелкозернистая структура соединяемых сплавов сохранилась. В обоих случаях в зоне соединения наблюдалось формирование пор относительно протяженность которых составила не более 7% для соединений, полученных на цилиндрических образцах. В соединениях, полученных по схеме сварки «диск-вал», в процессе которой действуют сдвиговые деформации, по шву наблюдаются локальные поры вытянутой формы размеры которых достигали 30 мкм.

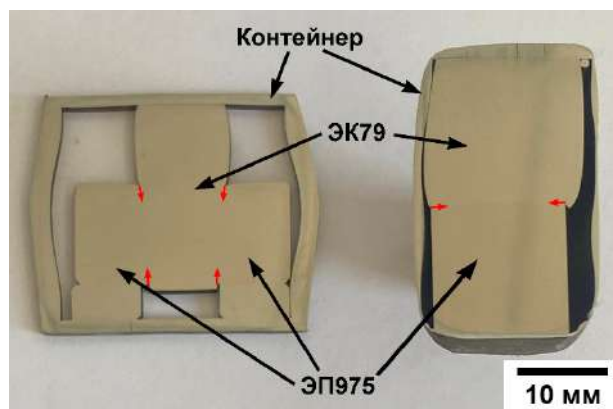


Рис. 1. Общий вид сварных образцов, полученных при различных схемах сварки: слева – «диск-вал», справа – цилиндрические образцы.

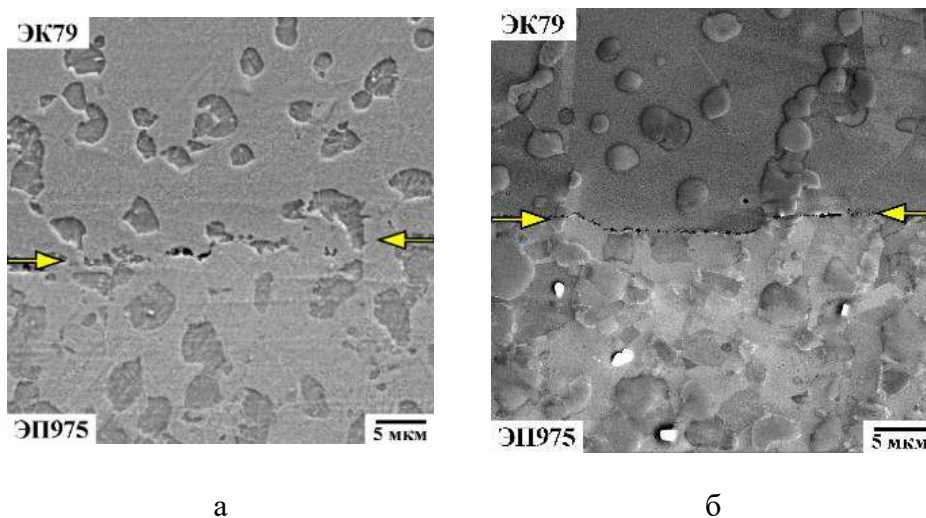


Рис. 2. Микроструктура зоны соединения из сплавов ЭК79//ЭП975 после твердофазной сварки при различных схемах: а – «диск-вал», б – цилиндрические образцы

Результаты энергодисперсионного анализа: графики зависимостей распределения легирующих элементов «вес. % - расстояние от границы раздела в глубь соединяемых сплавов» в зоне твердофазного соединения представлены на рисунке 3.

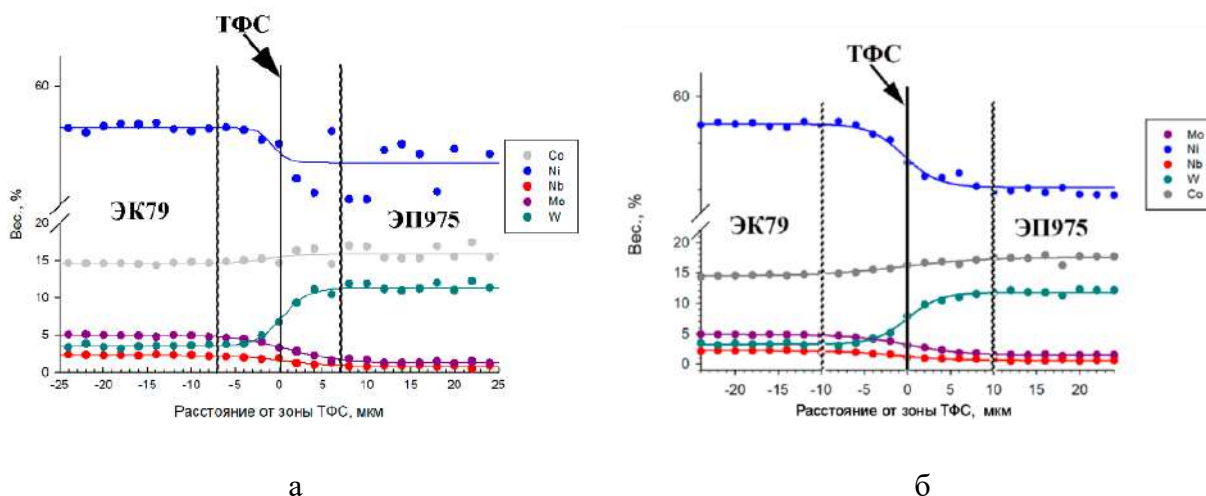


Рис. 3. Результаты энергодисперсионного анализа зоны соединения сплавов ЭК79//ЭП975 а – «диск-вал», б – цилиндрические образцы

Независимо от схемы сварки, под воздействием температуры развивается гетеродиффузия легирующих элементов в зоне твердофазного соединения ЭК79//ЭП975 и формируется зона диффузионного взаимодействия. Необходимо отметить, что несмотря на то, что нет различий в структуре сварных образцов, полученных по различным схемам сварки, наблюдается разница в ширине диффузионной зоны: 14 мкм - ширина диффузионной зоны в образцах, полученных по схеме сварки «диск-вал» и 20 мкм - для цилиндрических образцов полученных по схеме одноосного сжатия. Вероятно, такое различие в ширине диффузионной зоны обусловлено тем, что в сварных образцах, полученных по схеме «диск-вал», физический контакт происходит постепенно - по мере того как вал перемещается относительно диска. В то время как в сварных образцах цилиндрической формы физический контакт устанавливается одновременно на всей контактной поверхности. Таким образом, после того как твердофазное соединение сформировано, время для прохождения диффузионных процессов в сварных образцах, полученных по схеме «диск-вал» было меньше чем в сварных образцах, полученных по схеме одноосного сжатия, что обусловило более узкую диффузионную зону.

Литература

1. Логунов А.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин. М.: ООО «Издательский дом «Газотурбинные технологии». 2017. 854 с.
2. M. Henderson, D. Arrell, R. Larsson, Heobel, M. G. Marchant // Science and Technology of Welding & Joining. 2004. Vo.9. P. 13-21.
3. Магеппамова Л.А. // Вестник УГАТУ. 2011. Т.15. № 4(44). С. 33–38.
4. Drozdov A.A., Povarova K.B., Valitov V.A., Bazyleva O.A., Galieva E.V., Bulakhtina M.A., Arginbaeva E.G.// Russ. Metall. 2019. P. 1195 –1204.
5. Галиева Э.В., Классман Е.Ю., Валитов В.А. Materials. Technologies. Design, 2024. 6(2(17)). С. 59–66.

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА МАГНИТНЫЕ И МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{18.5}\text{Ga}_{25}\text{Cu}_{6.5}$

Р. Ю. Гайфуллин¹, М. И. Нагимов¹, А. М. Алиев², А. А. Мухучев², А. Т. Кадырбардиев², И. И. Мусабилов¹

¹ *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

² *Институт физики им. Х. И. Амирханова ДФИЦ РАН, Махачкала*
gaifullin_1998@bk.ru

Сплавы Гейслера системы Ni-Mn-Ga в области комнатных температур претерпевают магнитоструктурное фазовое превращение, в интервалах которого наблюдаются гигантский магнитокалорический эффект (МКЭ), ферромагнитный эффект памяти формы, эластокалорический эффект. Магнитокалорический эффект вызывает постоянно растущий интерес благодаря его потенциальному применению в разработке высокоэффективных и экологичных холодильных технологий при комнатной температуре. Но основным препятствием для практической реализации таких технологий является очень низкая механическая прочность сплавов Гейслера. При термоциклировании в интервале температур мартенситного превращения под действием упругих напряжений образец сплава разрушается. Известно, что повышение механических свойств материала наиболее эффективно достигается за счет деформационно-термической обработки (ДТО). Ранее авторами уже было продемонстрировано повышение усталостной прочности в 5 раз относительно литого состояния методом всесторонней изотермическойковки [1]. При этом наблюдается незначительное снижение величины МКЭ [2]. Следует отметить, что для наиболее эффективной ДТО важно, чтобы структура сплава была однофазной с равноосной зеренной структурой.

В данной работе было исследовано влияние термической обработки на микроструктуру, магнитные и магнитокалорические свойства поликристаллического сплава $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{18.5}\text{Ga}_{25}\text{Cu}_{6.5}$ в двух структурных состояниях: состояние 1 – после аргонно-дуговой выплавки (АДП), состояние 2 – после прямой экструзии при 973 К и последующим рекристаллизационным отжигом (РО) при температуре 1123 К.

Показано, что отжиг при 1123 К в течение 2 часов предварительно наклепанной структуры приводит к формированию равноосной зеренной структуры со средним размером кристаллитов порядка 200 мкм. Совокупный анализ ДСК и температурной зависимости намагниченности в слабых магнитных полях позволяют заключить, что в обоих структурных состояниях мартенситное и магнитное фазовые превращения накладываются друг на друга и наблюдается магнитоструктурный фазовый переход. При этом магнитные свойства литого и рекристаллизованного состояния не имеют существенных отличий. Результаты исследования МКЭ в переменном магнитном поле 0,6 Тл (2 Гц) показали, что в литом состоянии пиковое значение МКЭ наблюдается при температуре 301 К и составляет 0.27 К. После рекристаллизационного отжига величина МКЭ снижается до 0.25 К с пиком при 310,5 К. Таким образом, трансформация литой структуры наклепом и последующим рекристаллизационным отжигом не приводит к существенным изменениям магнитокалорических свойств.

Литература

1. Musabirov I.I., Safarov I.M., Galeev R.M., Afonichev D.D., Gaifullin R.Y., Kalashnikov V.S., Dilmieva E.T., Koledov V.V., Taskaev S.V., Mulyukov R.R. Trans. Indian. Inst. Met. 74, 2481 (2021).
2. I. I. Musabirov., R. Y. Gaifullin, A. B. Gadjiev, A. M. Aliev, E. T. Dilmieva, S. Krämer, Yu. S. Koshkid'ko, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 594, 171892 (2024).

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТВЕРДОФАЗНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ni И Ni₃Al

Э.В. Галиева, В.А. Валитов, Р.Р. Габбасов, А.А. Тагирова, Е.М. Степухов

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

Galieva_elvina_v@mail.ru

В настоящее время одной из наиболее актуальных является проблема повышения энергоэффективности газотурбинного двигателя нового поколения. Перспективным направлением при решении указанной проблемы является применение неразъемных биметаллических деталей типа «диск-вал» и «блиск» из жаропрочных сплавов. Для получения указанных деталей необходимо разработать инновационные ресурсосберегающие технологии твердофазной сварки с использованием сверхпластической деформации, которые позволят получать качественные твердофазные соединения из жаропрочных, в том числе, интерметаллидных сплавов на основе никеля [1-2].

В данной работе на широком круге жаропрочных никелевых сплавов (ЭП975, ЭК79, ЭП741НП, ЭК61, ВКНА-25), различающихся между собой как по методу производства, так и по фазовому составу, показана возможность получения качественных соединений посредством твердофазной сварки с использованием сверхпластической деформации. Твердофазную сварку проводили в различных комбинациях: ЭП975//ЭК79; ЭП975//ВКНА-25; ЭП741НП//ВКНА-25; ЭК61//ЭП975; ЭК61//ЭП741НП). Для пар ЭК61//ЭП975 и ЭК61//ЭП741НП твердофазную сварку проводили в температурно-скоростных условиях низкотемпературной сверхпластичности сплава ЭК61 ($T=850^{\circ}\text{C}$). Для пар (интерметаллидный сплав на основе Ni₃Al) ВКНА-25 // (жаропрочный никелевый сплав) ЭП975 или ЭП741НП в температурно-скоростных условиях сверхпластичности жаропрочных никелевых сплавов ($T=1125^{\circ}\text{C}$). Для пары ЭП975//ЭК79 в температурно-скоростных условиях сверхпластичности сплава ЭК79 ($T=1000-1100^{\circ}\text{C}$).

Все сварные образцы были подвергнуты термической обработке по различным режимам в зависимости от комбинации сплавов. Во всех сочетаниях термическая обработка привела к расширению диффузионной зоны, более равномерному распределению легирующих элементов и повышению прочности сварных образцов. В сформированной диффузионной зоне хрупких частиц обнаружено не было.

Сварные образцы ЭК61//ЭП975 и ЭК61//ЭП741НП как после твердофазной сварки, так и последующей термической обработки разрушились по зоне твердофазного соединения. Сварные образцы ЭК79//ЭП975 после сварки разрушились по зоне твердофазного соединения, а после термической обработки по сплаву ЭК79. Сварные образцы ЭП975//ВКНА-25 и ЭП741НП//ВКНА-25 как после твердофазной сварки, так и последующей термической обработки разрушились по сплаву ВКНА-25.

Метод твердофазной сварки является универсальным для соединения жаропрочных никелевых сплавов, в том числе «несвариваемых» труднодеформируемых высоколегированных жаропрочных никелевых сплавов.

Литература

1. E.V. Galieva, E.Y. Klassman, V.A. Valitov, R.R. Gabbasov, A.A. Tagirova, E.M. Stepukhov. Microstructure and strength of solid-state joints of dissimilar nickel-based alloys. // Letters on Materials. 2024. V.14, №4. P. 453-459.
2. R.R. Gabbasov, A.A. Tagirova, E.V. Galieva, V.A. Valitov. Formation of solid-state joints of dissimilar alloys based on Ni and Ni₃Al. // Letters on Materials. 2024. V.14, №4. P. 475-481.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СЛОИСТЫХ ПЛАСТИН ПРИ СОСРЕДОТОЧЕННЫХ НАГРУЗКАХ

А.К. Галимов, Р.Я. Лутфуллин, А.А. Саркеева

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
amirtab@mail.ru

Повышение трещиностойкости полых конструкций, изготовленных методом совмещения сверхпластической формовки и диффузионной сварки (СПФ/ДС), как известно, является актуальной задачей. Одним из перспективных способов представляется использование конструкций по типу слоистых пластин [1-3]. Прогнозирование условий страгивания и последующего роста трещин в пластине, при сосредоточенных нагрузках, требует оценки параметров напряженно-деформированного состояния. Известны различные подходы в математическом моделировании изгиба слоистых пластин, включая комбинации конечно-разностных, асимптотических методов и методов, основанных на использовании полиномов Лежандра [4-6].

В настоящей работе для этого предлагается использовать метод расчета приведенной жесткости слоистой пластины, разработанной в [7]. Для слоистой пластины модули упругости и плотность представляются как кусочно-постоянные функции поперечной координаты z , ($0 \leq z \leq h$). При этом путем асимптотического разложения решения трехмерных уравнений получены следующие выражения:

$$\{E_*, \rho_*\} = \frac{1}{h} \int_0^h \{E_0(z), \rho(z)\} dz, \quad E_0 = \frac{E}{1 - \nu^2} \quad (1)$$

$$D_* = \frac{1}{E_* h^3} \int_0^h E_0(z) (z - a)^2 dz, \quad a = \frac{1}{E_* h^3} \int_0^h E_0(z) dz \quad (2)$$

Здесь E_*, ρ_* – средние по толщине значения жесткости на растяжение и плотности, D_* – параметр жесткости на изгиб, a – координата нейтрального слоя.

Условия нагружения рассматриваемого слоистого образца соответствует гипотезе Кирхгофа. Поэтому здесь применимо уравнение теории изгиба пластин Жермен – Лагранжа:

$$\nabla^2 \nabla^2 w = \frac{q}{D_*} \quad (3)$$

где w – величина прогиба в точках пластины под действием нагрузки q . Задание граничных условий должны соответствовать характеру закрепления испытываемой пластины по контуру.

На двух противоположных краях пластины $x = x_l$ и $x = x_r$, установленной на опоры испытательной машины, должны обращаться в нуль величины прогиба w и изгибающий момент. С учетом этого обстоятельства на этих краях граничные условия примут вид [8, 9]:

$$w = \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} + \mu \frac{\partial^2 w}{\partial y^2} = 0 \quad (4)$$

Два других противоположных края являются свободными, и на них должны отсутствовать напряжения $\sigma_x, \tau_{xy}, \tau_{xz}$. Соответствующие граничные условия через прогиб записываются следующим образом:

$$\frac{\partial^2 w}{\partial y^2} + \mu \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} = \frac{\partial^3 w}{\partial x^2} + (2 - \mu) \frac{\partial^3 w}{\partial y \partial x^2} = 0 \quad (5)$$

Учитывая известную связь величин перемещений с деформациями, соотношений Сен-Венана, и обобщенного закона Гука, получим поля компонентов тензоров деформаций и напряжений в наружном слое пластины. На поверхности, внешней по отношению к испытывающей внешнее воздействие стороне пластины, материал испытывает растягивающие нагрузки, которые могут привести к образованию и росту трещин.

Для оценки условий зарождения и распространения трещин в рассматриваемой деформируемой слоисто-неоднородной пластине в настоящей работе предлагается использовать метод функциональных средних [10]. Слоистый структурно-неоднородный плоский образец при одноосном растяжении можно представить как параллельное соединение элементарных компонентов, число которых определяется числом составляющих листовых заготовок с разным типом микроструктур. Действительно, поскольку сварной образец, при одноосном упругом растяжении, деформируется как единое целое, то параметры деформации в составляющих его компонентах одинаковы. В то же время напряжения в рассматриваемых слоях будут отличаться в силу различия их механических свойств, обусловленных различной микроструктурой. Структурно-механическая модель двухслойной структурно-неоднородной пластины принимается с учетом их упругих свойств и так называемой поправки Ирвина [11].

Для оценки параметров напряженно-деформированного состояния при одноосном растяжении рассматриваемого образца, его структурно-механическая модель рассматривается как иерархическая система связи идеальных моделей материальных тел. Компонентной схеме модели соответствует граф (корневое дерево) [10, 12] компонентов, построенных путем их последовательного и параллельного соединения при движении по дереву вверх с последовательным укреплением составных компонентов схемы.

Функциональное осреднение деформаций и напряжений осуществляется с учетом того обстоятельства, что значения весовых коэффициентов могут быть выражены в качестве функций от различных параметров. Величины деформаций и напряжений составных компонентов, в соответствии с определением структурно-механических моделей, вычисляется при обсуждаемом параллельном соединении к взвешенному осреднению напряжений составляющих компонентов:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_{i-1,k} &= \sum_k q_{i-1,k} \sigma_{i-1,k}, \quad q_{i-1,k} = \frac{S_{i-1,k}}{S} \\ \varepsilon_{i,j} &= \varepsilon_{i-1,k} \end{aligned} \right\} \quad (6)$$

При этом, как принято в некоторых моделях (Бингама, Фойхта, Максвелла и др.), допускается, что весовые коэффициенты q_{ij} могут быть тождественно равны единице. Определение напряженно-деформированного состояния систем осуществляется с помощью итерационного метода по схеме Ньютона [12]. Таким образом, при заданной величине деформации в слоистой пластине определяются напряжения в составляющих ее слоях. Тогда потенциальная энергия упругой деформации в них определяется [11] из соотношения:

$$W_0 = \frac{\sigma_0^2 S_{\Pi}}{2E} \cdot t \quad (7)$$

где σ_0 – приложенное напряжение, S_{Π} – площадь поверхности листа, E – нормальный модуль упругости, t – толщина листа.

Пусть внешняя поверхность пластины, а, соответственно и рассматриваемый два слоя сварной пластины в результате нагружения подвергается упругому растяжению $\varepsilon_{yy} \approx 0,00125$. Тогда напряжения в листах с крупнозернистой и мелкозернистой микроструктурой достигнут значений 120 МПа и 135 МПа соответственно. При таком приложенном напряжении к слою с крупнозернистой микроструктурой энергия его деформации достигает $W_{K3}=18$ Дж, что соответствует энергии зарождения в нем трещины [3]. Но, при этом, слой с мелкозернистой структурой испытывает напряжение 135 МПа, что обуславливает энергию деформации $W_{M3}=19,5$ МПа, что существенно меньше энергии деформации зарождения трещины в листе с мелкозернистой структурой, равной 27 Дж [1-3]. Это препятствует зарождению трещины в сварном образце в целом.

Наличие же трещины определяет потенциальную энергию в слоях следующей зависимостью [11]:

$$W = \frac{\sigma^2 S_{\Pi}}{2E} \cdot t - \frac{\pi \sigma^2 l^2}{E} \cdot t = \frac{\sigma^2}{E} \left(\frac{S_{\Pi}}{2} - \pi l^2 \right) \cdot t \quad (8)$$

При величине растяжения $\varepsilon_{yy} \approx 0,0015$ потенциальная энергия деформации в рассматриваемых слоях с мелко- и крупнозернистой микроструктурой примет значения

$W_{МЗ}=24$ Дж и $W_{КЗ}=21$ Дж соответственно. Для слоя с мелкозернистой микроструктурой указанное значение соответствует энергии развития трещины, но для слоя с крупнозернистой микроструктурой $W_{МЗ}=21$ Дж значительно меньше значения 30 Дж, которое соответствует энергии развития трещины в слое с такой микроструктурой [2, 3]. Поскольку энергии деформации для развития трещины в слое с крупнозернистой микроструктурой недостаточно, то это препятствует развитию трещины в этой слоистой пластине.

Проведенный математический анализ характера зарождения и развития трещины в двухслойной сварной заготовке из титанового сплава ВТ6 с принципиально различной микроструктурой указывает на перспективность использования слоистых титановых композиций в полых изделиях ответственного назначения с целью повышения их конструкционной прочности.

Работа выполнена в рамках госзадания ИПСМ РАН № НИОКТР 124022900007-9.

Литература

1. А.А. Саркеева, А.А. Круглов, Е.М. Бородин и др. // Физическая мезомеханика. 2012. № 5. С. 51-57.
2. А.А. Sarkeeva // Письма о материалах. 2022. 12 (4s). Р. 499-503.
3. А.А. Sarkeeva, А.А. Kruglov // Письма о материалах. 2023. 13 (4s). Р. 488-492.
4. П.Е. Товстик // Вестник СПбГУ. Математика. Механика. Астрономия. 2019. Т. 6 (64). Вып.1. С. 157-164.
5. А.А. Халджигитов, У.Э. Адамбаев, М.Р. Бабаджанов // Прикладная математика и вопросы управления. 2019. №4. С. 9-23.
6. Ю.М. Волчков // Прикладная механика и техническая физика. 2017. Т.58, №5. С. 167-177.
7. Н.Ф. Морозов, П.Е. Товстик, Т.П. Товстик // Изгибная жесткость многослойных пластин. Известия Российской академии наук. Механика твердого тела. 2020. №5. С. 7-12
8. Ван Цзи-Де. Прикладная теория упругости / пер. с англ. И. Н. Землянских / под. ред. А.С. Вольмира. М.: Гос. изд-во физ.-мат. литературы. 1959. 400 с.
9. Р. Р. Мавлютов. Концентрация напряжений в элементах конструкций. М.: Наука. 1996. 240 с.
10. Г.Н. Зверев // Открытое образование. 2013. № 3. С. 4-11.
11. В.З. Партон // Механика разрушения. М: Физматлит. 1990. 239 с.
12. Н.П. Барыкин, А.К. Галимов // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 1999. № 4. С. 4-8.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА

С.Н. Галышев

Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка
galyshev@ya.ru

Композиты с алюминиевой матрицей, армированной углеродным волокном (углеалюминий, УАК), в перспективе представляют большой интерес с точки зрения эффективной замены алюминиевых сплавов в элементах силовых конструкций благодаря своей прочности, которая может превышать прочность алюминиевых сплавов в 3–4 раза [1]. Также упомянутый композит, благодаря прочности матрицы на сдвиг и трещиностойкости композита в целом, может быть использован в качестве эффективной замены углепластика в ответственных конструкциях.

Вместе с тем, помимо прочностных свойств при нормальных условиях, УАК представляет особый практический интерес с точки зрения его применения при повышенных температурах. Известно, что прочностные свойства абсолютного большинства алюминиевых сплавов существенно снижаются с ростом температуры. Это связано с активацией диффузии и, как следствие, более легкому движению дислокаций. По этой причине, температура эксплуатации алюминиевых сплавов, как правило, не превышает 250 – 300 °С. При этом наиболее жаропрочные сплавы при температуре 250 °С имеют пределы σ_B и $\sigma_{0,2}$ не более 290 и 240 МПа (сплав Д19-Т), соответственно, [2]. Примерно те же прочностные свойства при повышенной температуре имеют западные сплавы 5083 (аналог АМг5), 6061 (аналог Д35) [3], 7075 (аналог В95) [4] и 2618 (аналог АК4) [5].

УАК может стать решением проблемы низких прочностных свойств алюминиевых сплавов при повышенных температурах благодаря углеродному волокну, свойства которого в значительной меньшей мере подвержены влиянию температуры. Несмотря на то, что на сегодняшний день имеется не мало знаний о технологии получения и свойствах углеалюминиевых композитов при комнатной температуре, о высокотемпературных свойствах такого композита известно лишь несколько работ. В докладе приведен краткий обзор этих работ.

Исследованы высокотемпературные механические свойства композитной проволоки. Проведены серии испытаний на изгиб композитной проволоки в диапазоне температур от 25°С до 600°С. Проанализированы особенности кривых сила-прогиб и напряжение-деформация, исследованы поверхности разрушения. Экспериментально доказано, что прочность 2.1÷2.2 ГПа и модуль Юнга не ниже 70 ГПа остаются стабильными вплоть до температуры в 300°С. При 350÷500°С все базовые механические характеристики убывают с ростом температуры, но и при 400 и 500°С предел прочности составляет 1.2 ГПа и 0.8 ГПа, т.е. остается весьма высоким по сравнению с абсолютным большинством алюминиевых сплавов, максимальная прочность которых при 500°С не превышает 20 МПа.

Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 22-79-10064-П.

Литература

1. S. Galyshev, V. Orlov, B. Atanov, E. Kolyvanov, O. Averichev, T. Akopdzhanyan. // Metals. 2021. №11(12). С. 2057(1-11)
2. S. Galyshev, B. Atanov, // Metals. 2022, №12. С. 1753.
3. B.I. Atanov, S.N. Galyshev, N.G. Zaripov, U.S. Shayakhmetov, A.R. Khamidullin // Lett. Mater. 2023. №13(2) С. 115-120

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ НОВЫХ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В ЯДЕРНОЙ ЭНЕРГЕТИКЕ

А.А. Гансеев, В.М. Имаев, Н.Ф. Хайретдинов, Р.М. Имаев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
artem@imsp.ru

Как известно, цирконий имеет очень малое сечение захвата тепловых нейтронов и высокую температуру плавления. Поэтому цирконий и его сплавы активно применяются в ядерной энергетике для изготовления тепловыделяющих элементов и других конструкций ядерных реакторов. Вместе с тем, современные промышленные циркониевые сплавы имеют недостаточную прочность, жаропрочность и жаростойкость при температурах выше 320°C. Актуальной является задача повышения указанных свойств при сохранении малого сечения захвата нейтронов. Современные циркониевые сплавы содержат лишь незначительное количество легирующих элементов, таких как Nb, Sn, Cr, Si, которые повышают коррозионную стойкость, жаростойкость сплава и обеспечивают твердорастворное упрочнение. В то же время с точки зрения сечения захвата тепловых нейтронов различными элементами для легирования циркониевых сплавов могут быть использованы Al, Be, Nb, Si, Sn and Y. Из указанных элементов следует выделить алюминий, при содержании которого более 9 ат.% происходит образование интерметаллидной фазы Zr_3Al (сверхструктура $L1_2$), которая повышает прочность, жаропрочность и жаростойкость сплава. Недостатком Zr_3Al является низкая трещиностойкость, поэтому циркониевые сплавы, содержащие более 9 ат.% алюминия до последнего времени не рассматривались исследователями и практиками. Между тем, если оптимизировать содержание фазы Zr_3Al , а также получить однородную и относительно мелкозернистую структуру в сплаве, то повышенной прочности, жаропрочности и жаростойкости сплава, по-видимому, можно добиться без критического снижения трещиностойкости. Представляет интерес также дополнительное легирование Nb, Sn и Si для повышения коррозионной стойкости и жаростойкости. Следует отметить, что легирование алюминием для промышленных циркониевых сплавов в настоящее время не применяется.

Цель настоящей работы – разработка нового циркониевого сплава с повышенной прочностью, сопротивлением ползучести и усталостными свойствами в интервале температур 300-700°C для применения в качестве конструкционного материала в ядерной энергетике. Легирование циркония было выбрано таким, чтобы сохранить малое сечение захвата тепловых нейтронов ($\sigma_{acs} \leq 0.3$ барн), обеспечить повышенную прочность и сопротивление ползучести за счет дисперсионного и твердорастворного упрочнения, а также высокое сопротивление коррозии в воде и жидких металлах (Li, Pb). Al не ухудшает σ_{acs} и ведет к образованию Zr_3Al , Nb – препятствует водной коррозии и наводороживанию, Sn – традиционная добавка в Zr-сплавы для повышения коррозионной стойкости и сопротивления ползучести за счет твердорастворного упрочнения, Si – повышает сопротивление коррозии и вносит вклад в твердорастворное упрочнение.

Исходя из сказанного, в качестве материалов исследования были взяты 2 сплава составов Zr-12Al и Zr-12Al-X(Nb,Sn)-0.3Si (ат.%), полученные в виде модельных слитков с примерным размером $\varnothing 45 \times 16$ мм. Микроструктура сплавов была аттестована, после чего слитки были подвергнуты всесторонней изотермической ковке при $T=800^\circ\text{C}$ ($\dot{\epsilon} \approx 10^{-3} \text{ c}^{-1}$) и последующему отжигу при 850°C. Деформационная и термическая обработка привела к формированию однородной рекристаллизованной структуры в многокомпонентном сплаве и частично рекристаллизованной структуры в бинарном сплаве. Основа обоих сплавов – твердый раствор на основе α -Zr и Zr_3Al . Объемное содержание интерметаллидной фазы в сплавах составило 30-40%.

Из полученных деформированных и отожженных заготовок сплавов были вырезаны плоские образцы на растяжение с размерами рабочей части $10 \times 3 \times 2$ мм, которые перед

испытаниями были механически отшлифованы. Испытания на растяжение были проведены при 20°C и 300-600°C с начальной скоростью деформации $\dot{\epsilon} \approx 8.3 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Свойства при комнатной температуре: $\sigma_B = 735/807 \text{ МПа}$ и $\delta = 32.5/33.5\%$ для сплавов Zr-12Al и Zr-12Al-X(Nb,Sn)-0.3Si, соответственно. Дальнейшие исследования необходимы, чтобы оптимизировать содержание интерметаллидной фазы, оценить межфазного распределение легирующих элементов, выявить влияния легирования и микроструктуры на механические свойства и жаростойкость новых сплавов.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Госзадания ИПСМ РАН (№ 124022900106-9). Экспериментальные исследования были выполнены на базе Центра коллективного пользования научным оборудованием ИПСМ РАН.

ФОРМИРОВАНИЕ ЗАЩИТНЫХ ДИФфуЗИОННЫХ НИКЕЛЬСОДЕРЖАЩИХ ПОКРЫТИЙ НА ВНУТРЕННИХ ПОВЕРХНОСТЯХ ТРУБНЫХ ИЗДЕЛИЙ

Д.В. Гареев, Е.И. Пряхин

Санкт-Петербургский горный университет императрицы Екатерины II, Санкт-Петербург
denis.gareev.1998@mail.ru

Проблема коррозионного разрушения внутренних поверхностей трубных изделий в нефтехимической промышленности остается актуальной, особенно для оборудования, работающего в условиях агрессивных сред.

Формирование защитных диффузионных покрытий с использованием в качестве транспортной среды легкоплавких металлов является перспективным методом защиты металлических изделий. Данный метод основан на явлении диффузии между расплавом и обрабатываемым материалом. В ходе такого взаимодействия происходит насыщение поверхностного слоя стали легирующими компонентами, что приводит к формированию модифицированного поверхностного слоя с улучшенными характеристиками.

Исследования подтверждают, что создание специальных защитных покрытий на основе никеля позволяет существенно повысить коррозионную стойкость для стальных изделий [1]. Проведенные исследования подтвердили возможность эффективного нанесения диффузионных покрытий не только на плоские образцы, но и на внутренние поверхности трубных изделий [2].

В ходе исследования была проведена серия испытаний с использованием образцов трубных изделий из стали 20. Для оценки распределения концентрации химических элементов в диффузионном слое был произведен количественный анализ с помощью энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. По полученным данным были построены зависимости содержания элементов % (масс.) от глубины измерения.

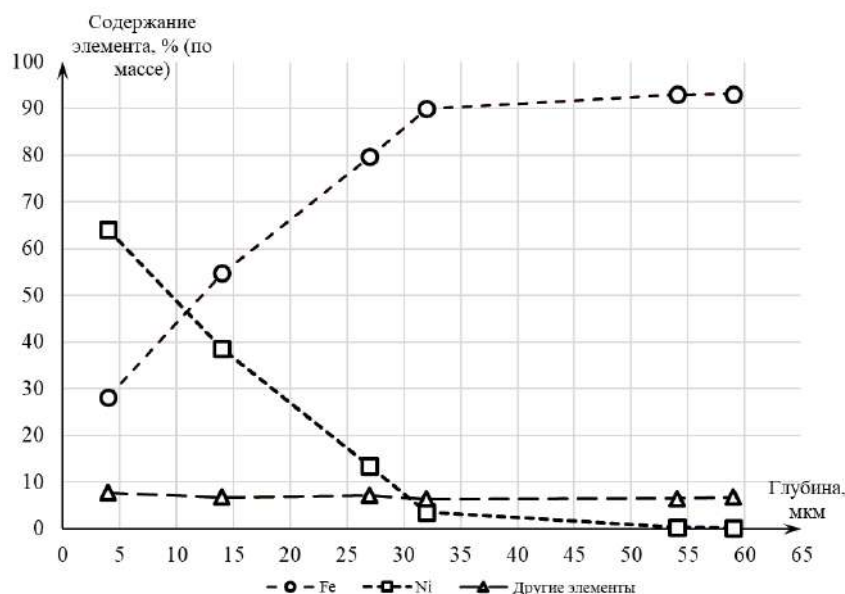


Рис. 1. Распределение химических элементов в диффузионном слое

Экспериментальные данные показывают, что толщина получаемых защитных покрытий может достигать 60 микрон, при этом сохраняется их сплошность. При формировании диффузионных покрытий удастся добиться равномерного распределения защитного слоя по всей внутренней поверхности.

Таким образом, нанесение никелевого диффузионного покрытия на внутренние поверхности трубных изделий демонстрирует свою перспективность и применимость для решения актуальных задач, связанных с продлением ресурса. Полученные результаты

открывают новые возможности в области создания многофункциональных защитных покрытий для работы в агрессивных средах.

Литература

1. Соколов, А.Г. Исследование защитных свойств никельсодержащих диффузионных покрытий, получаемых при диффузионной металлизации стальных изделий в сероводородных средах / А.Г. Соколов, В.П. Артемьев, А.А. Чалов – Нефтегазовое дело – 2006. – С. 2–11.
2. Гареев, Д. В. Формирование защитных комплекснолегированных покрытий на внутренней поверхности трубных изделий с использованием расплавов легкоплавких металлов / Д. В. Гареев, Е. И. Пряхин // Функциональные материалы: Синтез. Свойства. Применение YOUNG ISC 2024: Тезисы докладов Всероссийской молодежной научной конференции с международным участием. – С. 175-176.

ИЗМЕНЕНИЕ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИХ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ПРИ УДАРНОМ СЖАТИИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ22 В РЕЗУЛЬТАТЕ ТЕРМООБРАБОТКИ

Г.В. Гаркушин, С.В. Савиных, И.А. Черепанов, В.Е. Брейкина, С.В. Разоренов

ФИЦ проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка
garkushin@icp.ac.ru

Высокопрочный $(\alpha+\beta)$ – титановый сплав ВТ22 (хим. состав Ti-Al-Mo-V-Fe-Cr) переходного класса является перспективным для применения в силовых тяжело нагруженных конструкциях авиакосмической и военной техники за счет высокой удельной прочности и высокой надежности при эксплуатации. Задача описания процессов высокоскоростной деформации и разрушения при ударном сжатии титановых сплавов возникает при исследовании действий удара, взрыва и интенсивных импульсных воздействий на изделия. Свойства сплава ВТ22 во многом определяются фазовым состоянием, которая формируется в процессе термического воздействия (отжиг, закалка, старение). Как известно, поведение твердых тел при высоких скоростях деформации качественно отличается от того, с чем мы имеем дело в нормальных условиях [1]. В качестве источника информации о закономерностях высокоскоростной деформации являются измерения структуры пластической ударной волны и скорости сжатия в ней [2,3]. Анализ эволюции волн ударного сжатия позволяет получать с высокой точностью необходимую информацию в диапазоне скоростей деформации 10^3 - 10^7 с⁻¹. Ранее достаточно полно были получены и описаны данные об упругопластических и прочностных свойствах технического титана ВТ1 (нелегированный α - сплав) [4], а также сплава средней прочности ВТ6 (двухфазный сплав $\alpha+\beta$ с содержанием Ti-Al-V) [5] при комнатной и повышенной температурах. Так для сплава ВТ1-0 было показано, что отжиг при температуре 700°C в течении 1 ч привел к снижению твердости на 3%, при этом значительно увеличился его динамический предел текучести при скорости деформации 10^4 с⁻¹.

С целью восполнить недостаток данных о свойствах ударно-волнового деформирования титановых сплавов в настоящей работе представлены результаты эволюции упругопластических волн ударного сжатия и разрежения высокопрочного титанового сплава ВТ22 в различном фазовом состоянии. Изменение фазового состояния достигалось путем термической обработки в муфельной печи на воздухе. В работе проведены ударно-волновые эксперименты, как с образцами в состоянии поставки, так и после термообработки (табл. 1).

Таблица 1. Режимы термической обработки образцов сплава ВТ22.

	Режим термической обработки
№ 1	Состояние поставки
№ 2	Нагрев при 830°C 1 час, закалка в воду
№ 3	Нагрев при 830°C 1 час, закалка в воду, старение при 500°C 8 часов
№ 4	Нагрев при 950°C 1 час, закалка в воду

В табл. 2 суммированы параметры исследуемых титановых образцов: фазовый состав (α и β); твердость HRB; плотность ρ_0 . Методом ультразвуковых измерений получены продольная c_l и сдвиговая c_s скорости звука. Объемная скорость звука рассчитана с помощью соотношения $c_b = \sqrt{c_l^2 - 4c_s^2/3}$. Фазовый анализ был проведен методами порошковой рентгеновской дифракции. Съемка рентгенограмм велась на дифрактометре ДРОН-4 в геометрии Брегга-Брентано. Дифрактограммы фиксировались в диапазоне углов 2θ 10° – 165° пошаговым методом. Использовалось излучение CuK α , Ni-фильтр. Величина шага 0.1°, время регистрации на каждом шаге 10 с.

Таблица 2. Начальные параметры высокопрочного титанового сплава BT22

Режим	Фаза	Состав, вес. %	HRB	c_l , м/с	c_s , м/с	c_b , м/с	ρ_0 , г/см ³
№ 1	α	52.3	113	5962	3095	4772	4.608
	β	47.7					
№ 2	α	12.3	106	5555	2794	4522	4.601
	β	87.7					
№ 3	α	56.1	115	6063	3125	4872	4.609
	β	43.9					
№ 4	α	3.5	104	5471	2494	4652	4.599
	β	96.5					

Плоскопараллельные образцы вырезали из прутка диаметром 28 мм на электроэрозионном станке толщиной от 0.2 до 10 мм. Перед проведением измерений поверхности образцов шлифовались, полировались для обеспечения необходимой отражательной способности. Ударные волны в образцах генерировались алюминиевыми пластинами – ударниками толщиной от 0.2 до 2 мм, имеющими скорость 850 ± 10 м/с. Метание ударников осуществлялось с применением взрывных устройств. В экспериментах осуществлялась непрерывная регистрация движения свободной поверхности образца с применением лазерного доплеровского измерителя скорости VISAR [6]. Максимальное давление ударного сжатия в образцах не превышало 10 ГПа.

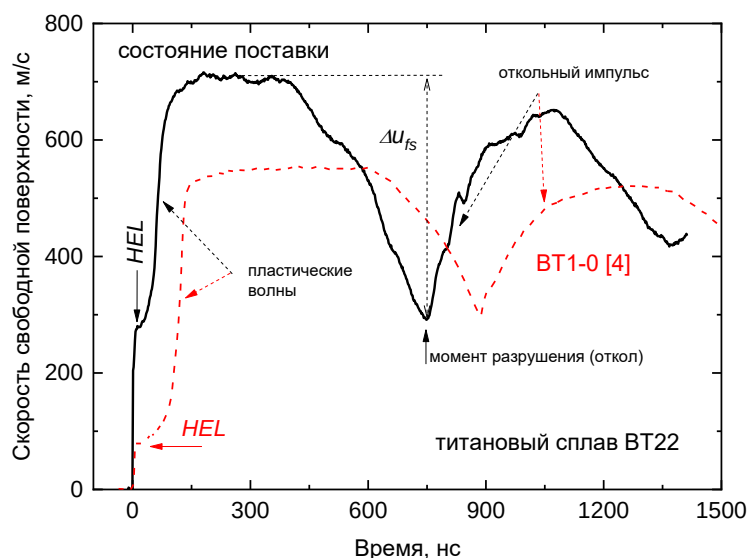


Рис. 1. Профили скорости свободной поверхности высокопрочного титанового сплава BT22 в состоянии поставки и технического титана BT1-0 [4].

На рис. 1 представлен типичный профиль скорости свободной поверхности, зарегистрированный в результате высокоскоростного нагружения образца высокопрочного титанового сплава BT22 алюминиевым ударником толщиной 2 мм. Для сравнения показан волновой профиль технического титана BT1-0, скорость алюминиевого 2 мм ударника составляла 570 м/с. На волновых профилях регистрируется выход на поверхность упругой (HEL) и следующей за ней пластической волны сжатия. Напряжение сжатия (динамический предел упругости) за фронтом упругого предвестника материалов, рассчитывается по измеренной скорости свободной поверхности u_{HEL} как $\sigma_{HEL} = \rho_0 c_l u_{HEL} / 2$ [3]. Легированный титановым сплав BT22 демонстрирует в 3.7 раза выше амплитуду выхода упругой волны, по сравнению с техническим сплавом BT1-0. После отражения импульса сжатия от свободной поверхности внутри образца генерируются растягивающие напряжения, в результате чего

инициируется его разрушение – откол [3]. При этом происходит релаксация растягивающих напряжений и формируется волна сжатия (откольный импульс), выход которой на поверхность образца вызывает второй подъем ее скорости. Декремент скорости поверхности Δu_{fs} при ее спаде от максимума до значения перед фронтом откольного импульса пропорционален величине разрушающего напряжения – откольной прочности σ_{sp} в данных условиях нагружения. В акустическом приближении рассчитывается: $\sigma_{sp} = 1/2\rho_0 c_b(\Delta u_{fs} + \delta)$

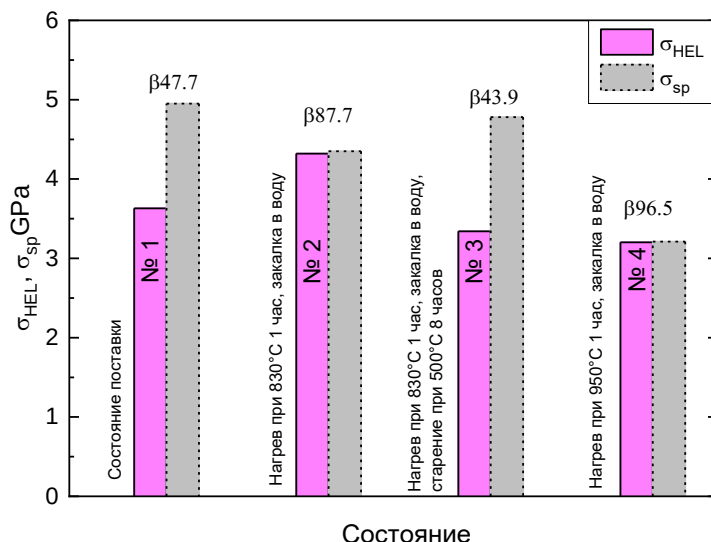


Рис. 2. Диаграмма динамического предела упругости и откольной прочности в зависимости от режима термической обработки.

Путем анализа упругопластических волн сжатия и разрежения для каждого состояния были рассчитаны значения динамического предела упругости и откольной прочности. На рис. 2 представлена сравнительная диаграмма динамических характеристик в зависимости от фазового состояния, сформированного в результате термической обработки. Проведенные эксперименты показывают, сформированный фазовый состав после термообработки оказывает влияние на сопротивление высокоскоростному деформированию сплава ВТ22. Рост β – фазы в результате закалки ведет не только к снижению твердости, но и к снижению откольной прочности. При этом значение динамического предела упругости изменяется немонотонно.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект 25-29-00899 (<https://rscf.ru/project/25-29-00899/>).

Литература

1. М.В. Жерноклетов. Методы исследования свойств материалов при интенсивных динамических нагрузках. Саров: ФГУП РФЯЦ ВНИИЭФ. 2005. 428 с.
2. Г.И. Канель, Е.Б. Зарецкий, С.В. Разоренов, С.И. Ашитков, В.Е. Фортов. // Успехи физических наук. 2017. № 187. вып. 5. С. 525-545.
3. Г.И. Канель, С.В. Разоренов, А.В. Уткин, В.Е. Фортов. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. М.: Янус-К. 1996. 408 с.
4. Г.И. Канель, С.В. Разоренов, Г.В. Гаркушин, А.В. Павленко, С.Н. Малюгина. // Физика твердого тела. 2016. № 58. вып. 6. С. 1153-1160.
5. Г.И. Канель, Г.В. Гаркушин, С.В. Разоренов. // Журнал технической физики. 2016. № 86. вып. 8. С. 111-117.
6. L.M. Barker, R.E. Hollenbach. // J. Appl. Phys. 1972. №43. P. 4669.

СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЕ ФОРМОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ Mg-B С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

А.И. Гомзин, В.В. Астанин, Е.В. Бобрук

Уфимский университет науки и технологий, Уфа
andre-gomzi@yandex.ru

Повышение прочностных характеристик магниевых сплавов представляет актуальную задачу для расширения их применения в авиационно-космической технике и других отраслях, где критически важны требования к удельной прочности материалов конструкций. Несмотря на преимущества магния (низкая плотность и превосходные демпфирующие свойства) его широкое применение сдерживается фундаментальными ограничениями механических свойств [1, 2]. Традиционные подходы к упрочнению, такие как легирование и методы деформационной обработки, не позволяют достичь принципиально более высокого улучшения свойств, необходимого для современных инженерных решений.

Принципиальная сложность деформационной обработки магниевых сплавов связана с особенностями их ГПУ решетки. Преобладающая активация базисных плоскостей {0001} при деформации приводит к резкой анизотропии механических свойств — пластическое течение развивается преимущественно вдоль определенных кристаллографических направлений. Это вызывает быстрое насыщение структуры дислокациями и последующее хрупкое разрушение.

Данная работа сочетает в себе два подхода для повышения прочности магниевых сплавов на примере сплава системы Mg–Zn–Zr. Во-первых, для преодоления указанных структурных ограничений был применен метод интенсивной пластической деформации (ИПД) к магниевому сплаву МА14 с в отожженном состоянии. В качестве способа ИПД было выбрано кручение под высоким давлением (КВД), которое позволяет получать объемные ультрамелкозернистые (УМЗ) материалы [3]. Рациональные параметры обработки (10 оборотов при 200°C под давлением 6 ГПа) обеспечили формирование однородной микроструктуры со средним размером зерен ≈ 500 нм и равномерным распределением частиц $MgZn_2$ преимущественно по границам зерен.

И, во-вторых, полученная УМЗ структура позволила достичь эффекта сверхпластичности (СП): при температуре 240°C зафиксировано относительное удлинение образцов до 300% при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Эффект СП был успешно использован при армировании магния борными волокнами.

Заготовки из сплава МА14 с УМЗ структурой чередовались с борными волокнами, которые были уложены однонаправленно. Беспористый композит из магниевой матрицы и непрерывных борных волокон (рис. 1) был получен модификацией метода прессования в условиях СП и диффузионной сварки в вакууме: скорость деформации магниевой части заготовки $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, температура прессования 240°C и остаточное давление в камере 0,1 Па. Преимущество данного композита заключается в том, что магний не вступает в химическую реакцию с бором, что позволяет сохранить прочностные характеристики в отличие от, например, боралюминиевого композита.

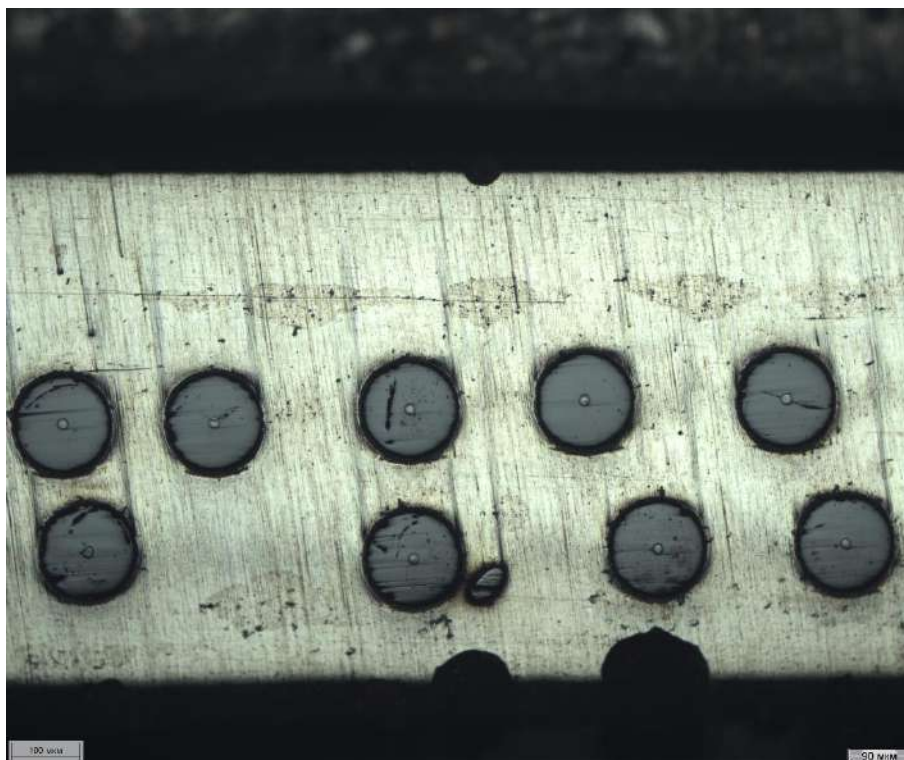


Рис. 1 – Структура бормагниевого композита

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, грант № 24-19-00819, <https://rscf.ru/project/24-19-00819/>

Литература

1. Rahman K.M., Vorontsov V.A., Flitcroft S.M., and Dye D., A High Strength Ti–SiC Metal Matrix Composite, *Adv. Eng. Mater.*, 2017, vol. 19(7), p. 1700027.
2. Fakhar N., Sabbaghian M., Nagy P., Fekete K., Gubicza J., Superior low-temperature superplasticity in fine-grained ZK60 Mg alloy sheet produced by a combination of repeated upsetting process and sheet extrusion, *Mat. Sci. Eng. A*, 2021, vol. 819, p. 141444.
3. Р.З. Валиев, И.В. Александров. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: ИКЦ Академкнига, 2007 389 с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ЛИСТОВЫХ ЗАГОТОВОК В ПРОТЯЖЕННУЮ МАТРИЦУ, ПРЕДСТАВЛЯЮЩУЮ В ПЛАНЕ ТРАПЕЦИЮ

А.В. Гордиенко, Т.А. Белякова

Механико-математический факультет Московского государственного университета имени М. В. Ломоносова, Москва
aleksandr.gordienko@math.msu.ru

Решена задача о сверхпластической формовке листовых заготовок из несжимаемого материала в протяженную матрицу, представляющую в плане трапецию (рис. 1).

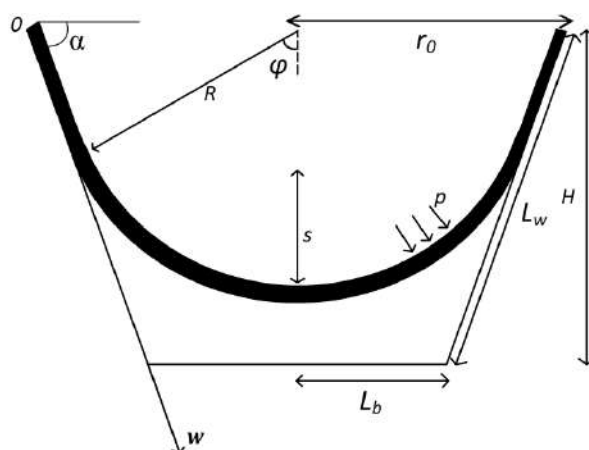


Рис. 1. Схема формовки.

Форма трапеции определяется углом α между боковой стороной трапеции и верхним основанием, длиной боковой стороны трапеции L_w и половиной длины нижнего основания трапеции (дна матрицы) L_b . При решении использовалось предположение о том, что после контакта с поверхностью матрицы толщина оболочки не меняется и проскальзывание между оболочкой и матрицей отсутствует, как в [1-4]. При такой модели трения задача о нахождении профиля толщины вдоль стенок матрицы и задача о нахождении толщины в свободно деформирующихся частях оболочки не зависят друг от друга. Это значит, что профиль толщины не зависит от выбора определяющих соотношений. Процесс формовки разбивается на стадии, определяемые геометрическими параметрами матрицы. На I стадии оболочка свободно деформируется, не касаясь матрицы, на II стадии оболочка касается либо дна, либо стенок матрицы, на III стадии оболочка касается и дна и стенок матрицы одновременно. Произведена классификация решений в зависимости от этих параметров.

В качестве определяющих соотношений использовались предположение о пропорциональности девиаторов тензора напряжений и тензора скоростей деформаций и закон ползучести с учетом упрочнения в виде

$$\sigma_e = K \xi_e^m \varepsilon_e^n$$

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \frac{3 \xi_e(\sigma_e) S_{ij}}{2 \sigma_e},$$

где $\sigma_e = \sqrt{3 S_{ij} S_{ij} / 2}$ – интенсивность напряжений, $\varepsilon_e = \sqrt{2 \varepsilon_{ij} \varepsilon_{ij} / 3}$ – интенсивность деформаций, $\xi_e = \sqrt{2 \dot{\varepsilon}_{ij} \dot{\varepsilon}_{ij} / 3}$ – интенсивность скоростей деформаций, $\dot{\varepsilon}_{ij}$ – тензор скоростей деформаций, вследствие несжимаемости, совпадающий со своим девиатором, S_{ij} – девиатор тензора напряжений. Полученное решение задачи формовки представлено в виде квадратур.

Для частного случая $n = 0$ для некоторых стадий получилось найти явное выражение для $h(t)$ - толщины в частях оболочки, которые не касаются матрицы. В частных случаях, когда матрица имеет форму прямоугольной мембраны или клиновидной матрицы, полученные решения совпадают с решениями, полученными в [3-7].

Проведено моделирование сверхпластической формовки в ANSYS с константами для сплава ВТ6, предложенными в работах [8-9] для определяющих соотношений с упрочнением и без упрочнения. Рассмотрены все основные варианты форм матрицы; во всех случаях продемонстрировано хорошее совпадение аналитического решения и результатов численного моделирования.

Литература.

1. N. Chandra, D. Kannan, Superplastic sheet metal forming of a generalized cup. Part I: Uniform thinning, JMEP 1 (1992) 801-810.
2. N. Chandra, D. Kannan, Superplastic sheet metal forming of a generalized cup. Part II: Nonuniform thinning, JMEP 1 (1992) 813-822.
3. D.L. Holt, An analysis of the bulging of a superplastic sheet by lateral pressure, Int. Journal of Mech. Sci. 12 (1970) 6 491-497.
4. A.R. Ragab, Thermoforming of superplastic sheet in shaped dies, Metals Technology 10 (1983) 1 340-348.
5. R.A. Vasin, F.U. Enikeev, R.V. Safiullin, Mathematical Modeling of Superplastic Forming of a Long Rectangular Box Section, Mater. Sci. Forum 304-306 (1999) 765-770.
6. R.A. Vasin, F.U. Enikeev, M. Tokuda, R.V. Safiullin, Mathematical modelling of the superplastic forming of a long rectangular sheet, Int. Journal of Non-Linear Mech. 38 (2003) 799-807.
7. Ю. В. Жеребцов, А. Ю. Самойлова, Т. М. Загиров, Ф. У. Еникеев, Определение сверхпластических свойств по результатам тестовых формовок прямоугольных мембран при постоянном давлении, Вестник МГТУ им Г. И. Носова, 1 (2011) 46-51.
8. А.А. Круглов, В.Р. Ганиева, О.П. Тулупова, Ф.У. Еникеев, Методы расчета продолжительности сверхпластической формовки круглой мембраны, Изв. ВУЗов, Цвет. Мет. (2017) 66-75.
9. G. Giuliano, Constitutive equation for superplastic Ti-6Al-4V alloy, Materials & Design 29 (2008) 1330-1333.

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОСТРУКТУР ПЕНТАОКСИДА ДИВАНАДИЯ (V_2O_5)

А.В. Гречишников, А.Д. Паньков, М.Ю. Шевляков, В.А. Мамонтов, А.В. Кочура

Юго-Западный государственный университет, Курск
alex97w@mail.ru

Углеродные наноструктуры, такие как одностенные или многостенные углеродные нанотрубки (ОУНТ и МУНТ), графен или оксиды графена и полимерные углеродные волокна могут улучшать локальную кристаллическую структуру включений V_2O_5 , а так же электронные, ионные, механические свойства материалов на их основе, а уникальные характеристики V_2O_5 , такие как слоистая структура, прямая запрещенная зона в области видимого излучения, высокая химическая и термическая стабильность делают V_2O_5 подходящим материалом для электрохимического преобразования и хранения энергии, катализа, солнечных батарей, газовых датчиков и оптоэлектронных устройств [1].

Для получения углеродных наноструктур декорированных оксидом ванадия на поверхности функционализированных многостенных углеродных нанотрубок (f-МУНТ) применялась методика, основанная на использовании электрохимического синтеза, которая включает: функционализирование МУНТ методом окисления (используя H_2SO_4 и HNO_3), создание стабильного коллоидного раствора f-МУНТ путем перемешивания при помощи ультразвука в лаурилсульфате натрия и дистиллированной воде, электрохимический синтез V_2O_5 .

Для определения свойств и структуры, полученных материалов использовались: сканирующая электронная микроскопия с энергодисперсионным анализом, рентгеновская дифрактометрия, спектроскопия комбинационного рассеяния света.

Состав вещества исследовался рентгенофазовым методом с использованием термокамеры. Результатом термического нагрева на воздухе является изменение кристаллической структуры нанокompозита и его фазового состава. При повышении температуры (начиная с 300 °C) прослеживается изменение вида дифрактограмм из-за исчезновения характерных пиков МУНТ и появления основных дифракций оксида ванадия.

Было установлено, что синтезированные частицы после цикла нагрев - охлаждение имеют форму наностержней до 100 нм длиной и 12-15 нм в диаметре и не содержат углерод.

По спектрам комбинационного рассеяния света композита до и после отжига, также было установлено исчезновение углерода из-за его реакции с кислородом с образованием углекислого газа и появление колебаний кристаллической решетки пентаоксида диванадия.

Исследование скорости разложения под действием ультрафиолетового излучения метиленового синего показало, что фотокаталитическая активность отожженных наноструктур была выше, чем в образцах, взятых сразу после электрохимического синтеза.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (Госзадание № 0851-2020-0035).

Литература

1. H.U., Peng; H.U., Ping; V.U., Tuan Duc et al. Vanadium Oxide: Phase Diagrams, Structures, Synthesis, and Applications. In: Chemical Reviews, Vol. 123, No. 8, 26.04.2023, p. 4353-4415.

ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИЗУЧЕНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ АЛМАЗОПОДОБНЫХ ФАЗ

В.А. Грешняков

Челябинский государственный университет, Челябинск
v.greshnyakov@yandex.ru

Алмаз – аллотропная модификация углерода, обладающая уникальными физико-химическими свойствами, такими как высокая твердость и теплопроводность, устойчивость к окислению и воздействию большинства кислот и щелочей. Благодаря своим уникальным свойствам алмазы находят применение в различных областях науки и промышленности. Однако в реальных кристаллах алмаза всегда присутствуют дефекты, которые могут изменять их свойства. Как правило, в кристаллах наиболее сильное влияние на механические свойства оказывают дислокации [1]. В алмазе наличие краевых дислокаций можно интерпретировать как появление линейных фрагментов алмазоподобных фаз [2-4], увеличение плотности которых может привести к появлению новых структур с алмазоподобным строением. Поэтому в данной работе проведено теоретическое исследование формирования комплексов краевых дислокаций и возможности существования алмазоподобных фаз, состоящих только из этих дефектов.

Для исследования структуры и свойств алмазоподобных соединений были использованы программные пакеты Quantum ESPRESSO и MOPAC. Расчеты с использованием граничных условий выполнялись методом теории функционала плотности при использовании обобщенного градиентного приближения, тогда как нанокристаллы рассчитывались при использовании полуэмпирического метода PM7.

Анализ структуры кубического алмаза показал, что возможно формирование двойной дислокации путем разворота цепочки двуатомных групп на угол $\sim 90^\circ$ в плоскости (110). Процесс образования этого дефекта продемонстрирован на рис. 1. В области двойной дислокации отсутствуют разорванные углерод-углеродные связи за счет образования 5- и 7-членных структурных звеньев (см. рис. 1в). Удельная энергия дефекта составляет 2.19 эВ/Å в объемном образце.

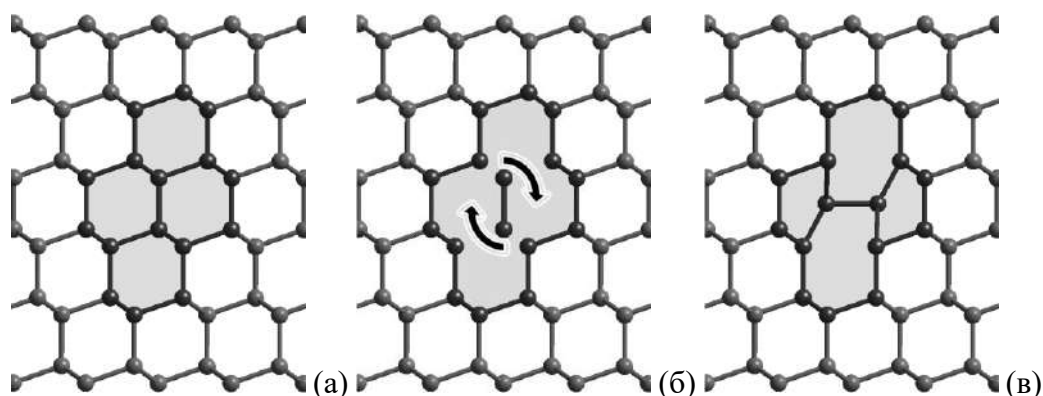


Рис. 1. Модельный способ формирования двойной дислокации в структуре кубического алмаза: (а) исходная структура алмаза; (б) разрыв связей и вращение молекулярных групп на 90° ; (в) сшивка атомов и образование дефекта. Проекция алмазного слоя приведена на плоскость (110)

В наноалмазах вероятность появления двойной дислокации значительно выше, так как имеется больше степеней свобод для релаксации напряжений при появлении дефекта. Форма пяти- и семичленных углеродных циклов в наноалмазах близка к форме углеродных каркасов соответствующих молекул циклоалканов (рис. 2а). Установлено, что удельная энергия

дефекта изменяется от 1.10 до 1.44 эВ/Å при его нахождении около поверхности и внутри нанокристалла, соответственно.

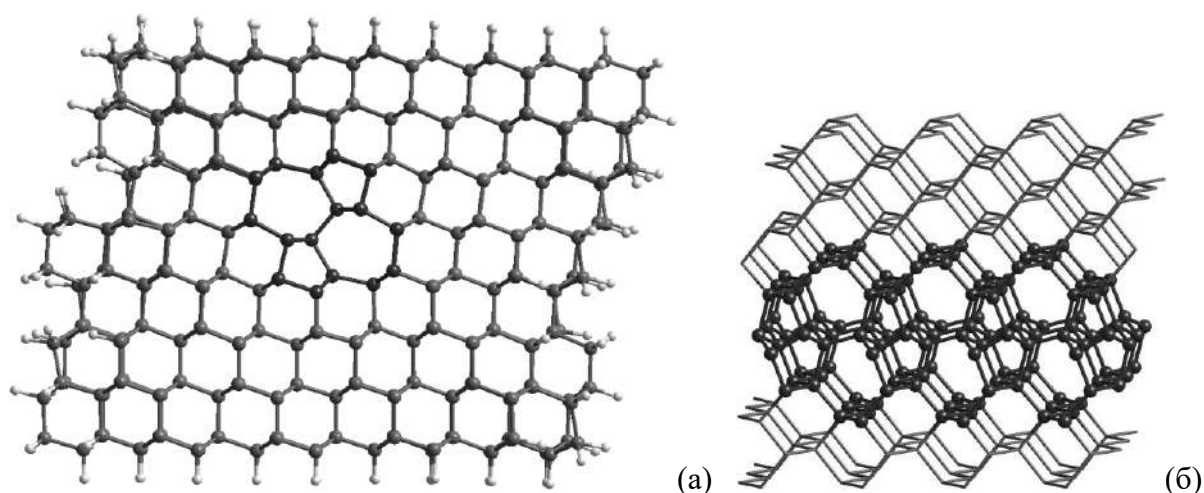


Рис. 2. (а) Фрагмент структуры наноалмаза, содержащего двойную дислокацию.
(б) Кристаллическая структура алмаза со слоевым дефектом

На основе двойных дислокаций могут быть сформированы слоевые дефекты, содержащие не только 6-членные, но 5- и 7-членные циклы. Пример такого слоевого дефекта приведен на рис. 2б. Дальнейший анализ показал, что возможно существование алмазоподобных фаз, состоящих только из слоевых дефектов с дислокационной природой. Структура этих фаз должна быть близка к структуре М-углерода или S-углерода [5], свойства которых значительно отличаются от таковых для алмаза.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Челябинской области (грант ГЗ № 075-00186-25-00).

Литература

1. Nie, Y. Bu, J. Huang et al. Direct observation of room-temperature dislocation plasticity in diamond // *Matter*. 2020. V. 2, Iss. 5. P. 1222-1232.
2. В.А. Грешняков, Е.А. Беленков. Расчет физико-химических характеристик новой ромбической структурной разновидности алмаза // *Неорганические материалы*. 2018. Т. 54, № 2. С. 124-129.
3. В.А. Грешняков, Е.А. Беленков. Структура и свойства хирального полиморфа алмаза с кристаллической решеткой типа SA3 // *Письма о материалах*. 2021. Т. 11, № 4. С. 479-484.
4. В.А. Грешняков, Е.А. Беленков. Теоретическое исследование нового фуллереноподобного кластера C_{48} и кубической алмазоподобной фазы на его основе // *Челябинский физико-математический журнал*. 2021. Т. 6, № 4. С. 464-474.
5. H. Niu, X.-Q. Chen, S. Wang et al. Families of superhard crystalline carbon allotropes constructed via cold compression of graphite and nanotubes // *Physical Review Letters*. 2012. V. 108. P. 135501.

ПЕРВОПРИНЦИПНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ УГЛЕРОДНЫХ ФАЗ И СЛОЕВЫХ НАНОСТРУКТУР С КЛАТРАТОПОДОБНЫМ СТРОЕНИЕМ

Грешняков В.А.^{1,2}, Кулакова Е.А.^{1,2}

¹Челябинский государственный университет, Челябинск

²Балтийский федеральный университет им. Иммануила Канта, Калининград
v.greshnyakov@yandex.ru

Углеродным соединениям уделяется особое внимание при поиске материалов, обладающих уникальными полезными свойствами, устойчивых к воздействиям разного рода и имеющих однородный состав. Среди них наибольшие прочностные характеристики и высокую стабильность проявляют алмазоподобные фазы [1-4]. Одной из групп алмазоподобных фаз, сохраняющей интерес к исследованию на протяжении последних десятилетий, является группа углеродных клатратов – материалов, состоящих из пористого углеродного каркаса [5], способных содержать в своих полостях атомы другого элемента. Разнообразие возможных структурных типов алмазоподобных клатратов обуславливает сильную варьированность их свойств. Среди клатратов в наибольшей степени обладать полезными свойствами будут плотноупакованные высокосимметричные структуры. Кроме того, потенциальная возможность синтеза и стабильность этих фаз будет напрямую зависеть от энергии межатомных связей, которая, в свою очередь, должна определяться типом и пространственной конфигурацией структурных единиц в виде углеродных полиэдров. Данное исследование направлено на прогнозирование новых, наиболее стабильных разновидностей клатратов и их слоевых предшественников.

Первопринципное моделирование структуры и механических характеристик углеродных соединений было проведено при использовании программного пакета Quantum ESPRESSO. Электронная структура была изучена с помощью программы SIESTA. Все расчеты выполнялись методом теории функционала плотности при использовании обобщенного градиентного приближения.

Первый этап исследования заключался в выборе предшественников, из которых могут быть сформированы наиболее устойчивые алмазоподобные фазы. Расчеты каркасных молекул углеводородов от C_4H_4 до $C_{60}H_{60}$ показали, что наилучшими предшественниками должны быть фуллереноподобные блоки C_{20} , C_{24} , C_{26} и C_{28} (рис. 1).

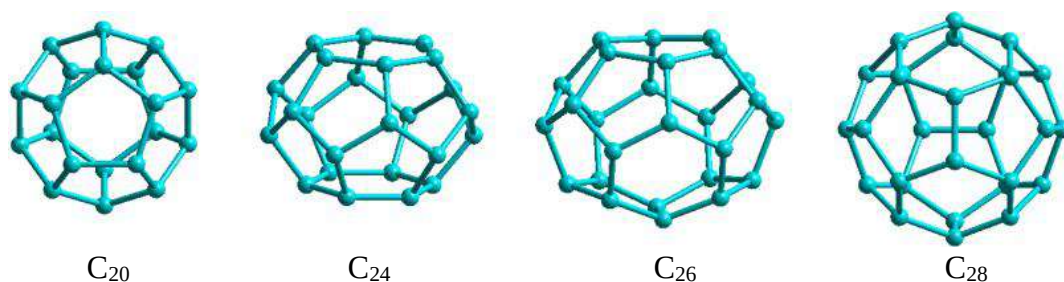


Рис. 1. Структурные блоки алмазоподобных фаз

На втором этапе исследования был проведен анализ возможности формирования алмазоподобных кристаллических решеток на основе четырех структурных блоков. Установлено, что из блоков C_{20} и C_{24} формируется углеродный клатрат I типа, тогда как клатрат II типа может быть сформирован из блоков C_{20} и C_{28} . Кроме того, из блоков C_{20} и C_{28} возможно формирование бесконечного множества новых фаз, являющихся политипами клатрата II типа. Политип с минимальным числом слоев в упаковке приведен на рис. 2а.

На основе комбинации блоков C_{20} , C_{24} и C_{26} формируется ранее предсказанный гексагональный клатрат C_{40} . Новая структурная разновидность углеродного клатрата, названная C_{108} , может быть получена при плотной упаковке всех четырех блоков (рис. 2б).

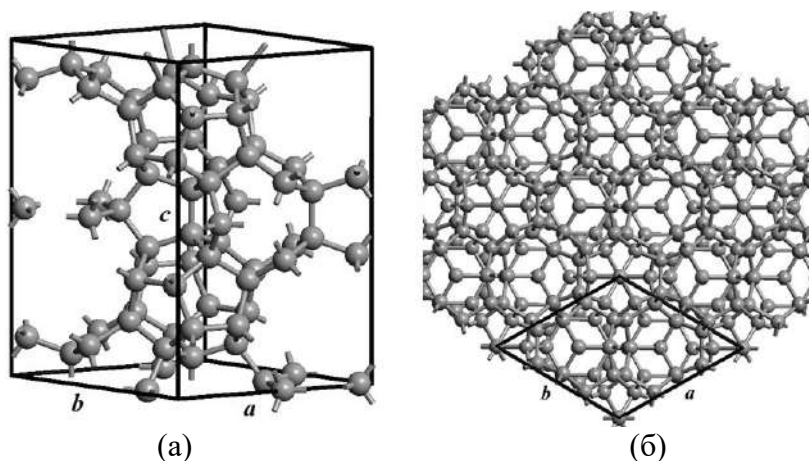


Рис. 2. Структура гексагональных клатратов C_{64} (а) и C_{108} (б)

Новые клатратные фазы имеют плотность $\sim 2.97 \text{ г/см}^3$, которая на 13.7 % меньше соответствующего значения для кубического алмаза. Энергии атомизации клатратов C_{68} и C_{108} только на 0.08 и 0.10 эВ/атом меньше энергии атомизации алмаза, поэтому новые углеродные клатраты должны быть устойчивы при нормальных условиях. Новые клатраты должны обладать высокими значениями твердости ($H_V \sim 82 \text{ ГПа}$) и объемного модуля ($B_0 \sim 375 \text{ ГПа}$). Кроме того, гексагональные клатраты C_{68} и C_{108} должны быть широкозонными полупроводниками с величиной запрещенной зоны $\sim 4.6 \text{ эВ}$.

Один из возможных способов получения новых клатратов может заключаться в формировании клатратного слоя и его последующем росте, например, в процессе осаждения углерода из газовой фазы. При рассмотрении трех различных слоевых предшественников, входящих в структуру клатратов, установлено, что стабильным является только гексагональный слой из блоков C_{20} и фрагментов C_{28} (рис. 3).

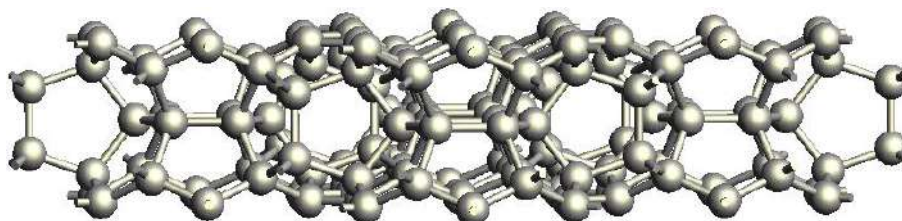


Рис. 3. Стабильная слоевая наноструктура клатратоподобного типа

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант РНФ № 25-72-31032).

Литература

1. В.А. Грешняков. Гексагональный алмаз: теоретическое исследование способов получения и экспериментальной идентификации // Письма в ЖЭТФ. 2023. Т. 117, № 4. С. 306-313.
2. L.K. Rysaeva, D.S. Lisovenko, V.A. Gorodtsov, J.A. Baimova. Stability, elastic properties and deformation behavior of graphene-based diamond-like phases // Computational Materials Science. 2020. V. 172. P. 109355.
3. V.A. Greshnyakov, E.A. Belenkov. Modeling of synthesis pathways for diamond-like polycyclobutane phases // Letters on Materials. 2019. V. 9, No. 4. P.428-432.
4. E.A. Belenkov, V.A. Greshnyakov. Structures and properties of diamond-like phases derived from carbon nanotubes and three-dimensional graphites // Journal of Materials Science. 2015. V. 50, № 23. P. 7627-7635.
5. J. Zhu, Ke Xu, Z. Zhang et al. Carbon clathrates as strong lightweight structures // International Journal of Mechanical Sciences. 2021. V. 202-203. P. 106509.

ВЛИЯНИЕ ГАБИТУСА КРИСТАЛЛОВ В ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИХ НИКЕЛЕВЫХ ПОКРЫТИЯХ НА ИХ РЕАКЦИОННУЮ СПОСОБНОСТЬ В ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЯХ

Н.Н. Грызунова

Тольяттинский государственный университет, Тольятти
gryzunova-natalja@yandex.ru

Сфера применения никелевых покрытий с каждым годом расширяется в зависимости от их функциональных свойств. Традиционно никелирование применяется для защиты от коррозии, повышения износостойкости деталей, декоративной отделки поверхностей и др. Однако в последнее время прилагаются большие усилия по получению никелевых покрытий состоящих из массивов ориентированных структур. В частности, в работах [1–3] для создания ориентированных структур на поверхностях различной природы, использовался метод электроосаждения. В работах [1, 4, 5] никелевые покрытия, состоящие из столбчатых структур, получали путем модифицирования электролита. Авторы [1, 5] предложили для получения массивов никелевых наноконусов вводить в электролит модифицирующий агент в виде солянокислого этилендиамина [1] или хлорида кальция. В результате были получены никелевые покрытия, состоящие из конусообразных кристаллов. Такие покрытия проявили особые магнитные [1], гидрофобные или коррозионные свойства [6, 7]. Однако остается вопрос, связанный с тем, как поведут себя такие покрытия в гетерогенном катализе при повышенных температурах.

Известно, что одними из факторов, влияющих на каталитические свойства никеля, являются его структурные свойства, морфология поверхности и окислительная активность. В связи с этим в данной работе изучалось влияние габитуса электроосажденных никелевых кристаллов в покрытиях на интенсивность окисления никеля в кислороде под воздействием повышенных температур.

В данной работе, покрытия были получены методом электроосаждения никеля на микросетки из нержавеющей стали из электролита, в который были добавлены соли щелочных металлов (хлорида калия или хлорида натрия) играющих роль ингибиторов роста кристаллов в покрытии. В результате были получены сплошные покрытия (рис. 1), преимущественно состоящие из кристаллов конусообразного габитуса (рис. 1 б, в).

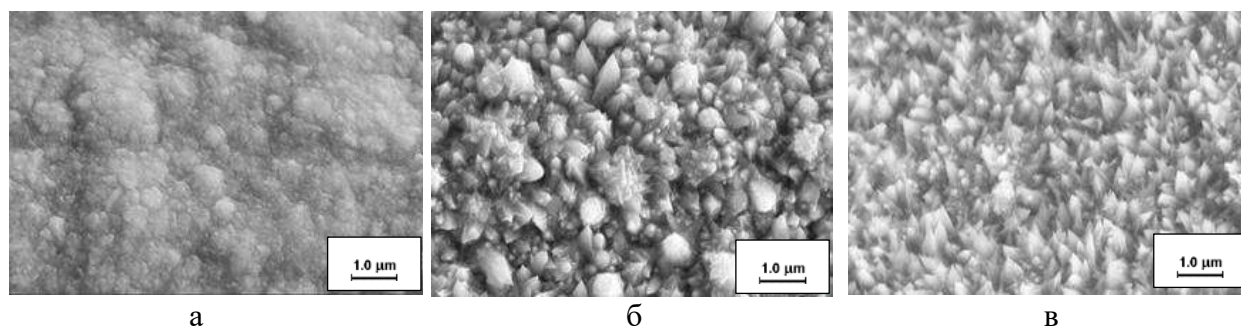


Рис. 1. Электронно-микроскопические снимки никелевого покрытия на микросетке из нержавеющей стали:

- а – из чистого электролита (контрольный образец);
- б – с добавлением хлорида натрия;
- в – с добавлением хлорида калия

Детальные микроскопические исследования показали, что в покрытии с хлоридом натрия (рис. 1 б) встречаются в значительном количестве кристаллы с пентагональной симметрией. А введение в исходный электролит хлорида калия позволяет получать покрытие, практически на 100 % состоящее из конусообразных кристаллов (рис. 1 в). Из них порядка

40 % кристаллы у основания в поперечном направлении имеют нано размеры. Определение площади поверхности никелевых покрытий на лазерном сканирующем микроскопе выявило, что введение в электролит добавок в виде солей щелочных металлов позволяет не только изменить габитус кристаллов никеля, но и увеличить площадь поверхности покрытия. Так, если за 100 % принять площадь поверхности контрольного образца (никелевого покрытия, полученного из чистого электролита (рис. 1 а)), то площадь поверхности покрытий, полученных из электролитов с добавками NaCl или KCl увеличилась примерно на 10 % и 15 % соответственно.

Результаты дифференциально-термического анализа (ДТА) в кислороде при нагревании до 1100°C показали, что на графике для контрольного образца во всем интервале температур не наблюдается пиков теплопоглощения и тепловыделения. Для образцов с добавками ДТА в кислороде показал, наличие двух ярко выраженных пиков. Для образца из электролита с хлоридом натрия наблюдаются два пика. Первый эндотермический пик в интервале температур от 600 до 710 °C, второй экзотермический пик в интервале температур примерно от 810 до 870 °C.

Для другого образца (из электролита с хлоридом калия) так же можно наблюдать два аналогичных пика, но смещенных в более высокую область температур. Эндотермический – от 630 до 740 °C, экзотермический – от 830 до 880 °C.

Первые пики в образцах мы связываем с отжигом дефектов ростового происхождения и процессами рекристаллизации никеля в этом интервале температур. Для никеля это (по разным данным) примерно (580–600) °C. В никелевом покрытии контрольного образца процесс рекристаллизации не так ярко выражен, как для исследуемых образцов. Это, по нашему мнению, связано с тем, что при формировании покрытий исследуемых образцов, в процессе роста кристаллов происходит избирательное ингибирование роста кристаллов. За счет ингибирования одних кристаллографических граней, другие получили преимущественное развитие. В работе [8], представлены результаты рентгеноструктурного анализа таких покрытий. Они показали, что при добавлении хлорида натрия или хлорида калия в электролит, у формирующихся в покрытии кристаллов наблюдается преимущественное развитие граней (111) и торможение развития граней (200).

Кроме этого, в покрытиях с добавлением хлорида натрия присутствуют конусообразные кристаллы с пентагональной симметрией [9], которые обладают большой запасенной внутренней энергией [10]. Поэтому в покрытиях из электролита с NaCl интенсивный процесс рекристаллизации начинается при более низких температурах.

Следующие пики мы связываем с фазовыми превращениями, которые произошли при окислении никеля в кислороде. Согласно справочным данным, заметное окисление никеля в кислородосодержащей среде наблюдается при температурах выше 700–800 °C. Появление экзотермических пиков на термограммах образцов наблюдается в аналогичном интервале температур.

Рентгенофазовые исследования образцов показали, что действительно во всех случаях, при нагревании никеля в кислороде, его поверхность окисляется. Однако у контрольного покрытия окисление происходит постепенно и более интенсивно на всем интервале температур. Примерный количественный фазовый состав говорит о том, что контрольное покрытие претерпевает значительное окисление (примерно 53 % никеля окислилось), в отличие от образцов из электролитов с добавками (интенсивность окисления для покрытий из электролита с NaCl – примерно на 17 % меньше, а для покрытий из электролита с KCl – примерно на 39 % чем у контрольного образца). В связи с чем, вторые пики на графиках ДТА для исследуемых образцов мы связываем с избирательной хемосорбцией, поэтому интенсивность окисления никеля оказалась существенно ниже.

Анализ полученных экспериментальных данных, позволил сделать выводы о том, что электроосажденные никелевые покрытия, состоящие из кристаллов в виде микро- и наноконусов, обладают (по сравнению с контрольным покрытием) пониженной реакционной способностью по отношению к кислороду, даже при нагревании до 1100 °C.

Литература

1. Tao Hang, Ming Li, Qin Fei, Dali Mao, Characterization of nickel nanocones routed by electrodeposition without any template // *Nanotechnology* 19 (2008) 035201 (5pp). DOI:10.1088/0957-4484/19/03/035201.
2. Ehsan Rahimi, Ali Davoodi, Ali Reza Kiani Rashid, Characterization of screw dislocation-driven growth in nickel micro-nanostructure electrodeposition process by AFM // *Materials Letters* (2017). DOI: 10.1016/j.matlet.2017.09.057
3. Н.И. Останин, А.А. Трофимов, Т.Н. Останина, Е.А. Шнайдер Электроосаждение никелевых покрытий с развитой поверхностью в диффузионном режиме // *Фундаментальные исследования*. 2017. №5. С. 61 – 65.
4. Tao Hang, Huiqin Ling, Anmin Hu, and Ming Li, Growth Mechanism and Field Emission Properties of Nickel Nanocones Array Fabricated by One-Step Electrodeposition // *Journal of The Electrochemical Society*, 157 (12) D624-D627 2010.
5. Jae Min Lee, Kyung Kuk Jung, Sung Ho Lee, Jong Soo Ko, One-step fabrication of nickel nanocones by electrodeposition using $\text{CaCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ as capping reagent // *Applied Surface Science* 369 (2016) 163-169.
6. Salehikahrizangi P, Raeissi K, Karimzadeh F, Calabrese L, Patane S, Proverbio E Erosion-corrosion behavior of highly hydrophobic hierarchical nickel coatings // *Colloids and surfaces* 2018 v.558 pp. 446-454.
7. Xiang T, Chen D, Lv Z, Yang Z, Yang L, Li C (2019) Robust superhydrophobic coating with superior corrosion resistance. *J Alloys Compd* 798:320–325 (*Journal of Alloys and Compounds*, 798, 320-325 - August 2019. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.05.187
8. Hang T., Nara H., Yokoshima T., Momma T., Osaka T. Silicon composite thick film electrodeposited on a nickel micro-nanocones hierarchical structured current collector for lithium batteries // *Journal of Power Sources*. –2013. – № 222 – pp. 503-509. DOI: 10.1016/j.jpowsour.2012.09.00
9. Ruiqing Zou , Saidi Xiang , Jian Wang, Yuhe Li1 , Lin Gu, Yanyan Wang Dialectical Observation of Controllable Electrodeposited Ni Nanocones: the Unification of Local Disorder and Overall Orde // *Nanoscale Research Letters* (2020) DOI: 10.1186/s11671-020-03321-0.
10. Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Боргардт Т.А. Эволюция икосаэдрических частиц меди в процессе их роста при электрокристаллизации // *Письма о материалах*, 2019, 9(1), с. 124-129 DOI: 10.22226/2410-3535-2019-1-124-129.

МЕТОДИКА ОЦЕНКИ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Гулин И.А., Мыльников В.В.

*Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет,
Нижний Новгород
Lis2086@yandex.ru*

Дисперсно-упрочненные алюмоматричные композиционные материалы получали методом жидкофазного окисления алюминия путем продувки расплава кислородом и относятся к группе дисперсно-упрочненных композитов. В результате химической реакции $4Al + 3O_2 \rightarrow 2Al_2O_3$ синтезировали керамическую фазу непосредственно в расплаве [1-2]. С целью устранения дефектов и дегазации была проведена продувка аргоном материала непосредственно перед разливкой в стальные кокеля небольшого размера (рис.1,а). Микроструктура полученного сплава показана на (рис.1,б). Далее отливки обрабатывались с целью испытаний на усталость и подвергались механической полировке (рис.1,в).

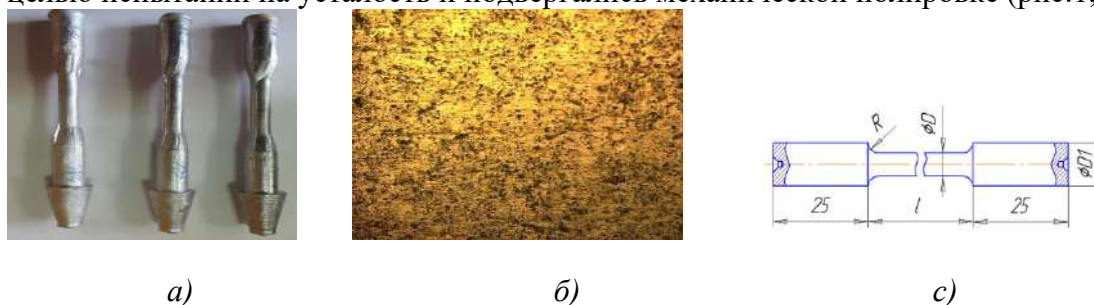


Рис.1. Изображения: а-литые цилиндрические образцы, полученные методом литья в стальную форму; б-микроструктура сплава (х 100); в-эскиз цилиндрического образца для усталостных испытаний: $D=7,5\text{мм}$; $D1=12\text{мм}$; $R=10\text{мм}$; $l=90\text{мм}$.

Испытания образцов на усталость по схеме консольного изгиба вращающегося цилиндрического образца проводили на установке при температуре 20^0 . Комплексную оценку сопротивления усталости производили используя систему параметров [3-4]. Степень сходимости полученных данных с построенной кривой усталости определяли при помощи коэффициента корреляции. По результатам проведенных испытаний образцов построена кривая усталости, которая в логарифмических координатах имеет вид прямой аппроксимации. Полученные экспериментальные значения, достаточно плотно располагаются к линии аппроксимации, наблюдается незначительный разброс данных во всем испытываемом диапазоне долговечности.

Библиографический список

1. Investigation of Thermophysical Processes of Obtaining Various Aluminum Matrix Composites / V. V. Myl'nikov, A. I. Pronin, M. V. Myl'nikova [et al.] // Technical Physics. – 2024. – Vol. 69, No. 5. – P. 1296-1303. – DOI 10.1134/S1063784224040273. – EDN GDICPL.
2. Obtaining Aluminum Oxide Based Cermet by Internal Oxidation / V. V. Myl'nikov, A. I. Pronin, M. V. Myl'nikova [et al.] // Glass and Ceramics. – 2023. – Vol. 79, No. 11-12. – P. 466-472. – DOI 10.1007/s10717-023-00534-4. – EDN TJQKEP.
3. Myl'nikov, V. V. Methods for Studying the Fracture Surface of Materials Using Modern Microscopy and Digital Image Processing / V. V. Myl'nikov, E. A. Dmitriev // Inorganic Materials: Applied Research. – 2024. – Vol. 15, No. 1. – P. 8-16. – DOI 10.1134/S2075113324010192. – EDN ACVKPG.
4. Fatigue Resistance of Dispersion-Hardened Aluminum Alloy / V. V. Myl'nikov, E. A. Zakharychev, A. I. Pronin [et al.] // Metal Science and Heat Treatment. – 2024. – Vol. 66, No. 1-2. – P. 25-31. – DOI 10.1007/s11041-024-01013-5. – EDN GEWSAG.

НОВЫЕ ДАННЫЕ О ПРОСКАЛЬЗЫВАНИИ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ

**Гундеров Д.В.^{1,2}, Шарафутдинов А.В.², Гундерова С.Д.³, Пукин К.В.²,
Асфандияров Р.Н.^{1,2}**

¹ *Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, г. Уфа*

² *Уфимский Университет Науки и Технологий, г. Уфа*
dimagun@mail.ru

Интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК, другое название - КВД) - метод наиболее сильного измельчения структуры металлических материалов, используемый для формирования наноструктурного состояния, неравновесных фаз, аморфизации. С конца 80-х годов опубликовано более 3000 работ по тематике ИПДК различных металлов и сплавов, включая обзоры [1,2], что говорит о высоком интересе к данному методу.

Накопленную степень деформации сдвигом γ при ИПДК можно оценить по уравнению (1) [2]:

$$\gamma = \frac{2\pi Rn}{h}, \quad (1)$$

где n — число оборотов, R — радиус точки измерения, h — толщина образца.

Однако при ИПДК возможен эффект «проскальзывания» бойка по поверхности образца [3]. В результате фактическая накопленная степень деформации сдвигом γ_{real} может быть намного ниже ожидаемой. В [4,5] было показано, что при ИПДК твердых аморфных сплавов — объемных металлических стекол (ОМС) реально достигаемая накопленная степень деформации на два-три порядка меньше теоретически рассчитанной из-за эффекта проскальзывания. Однако, несмотря на проскальзывание, структура ОМС в результате ИПДК заметно трансформировалась [4,5]. В работе [6] методами математического моделирования показано, что накопление деформации кручением при ИПДК начиная с n больше некоторого критического $n_{\text{крит}}$ прекращается. Авторы доклада развили и применили методику «совместного ИПДК двух половин диска» [4] (рис. 1) к ряду кристаллических и аморфных материалов. Показано, что на начальных стадиях ИПДК относительно мягких материалов — Al, Cu, Mg деформация реализуется в полной мере, проскальзывание незначительно [7,9]. Однако если образец Cu подвергнуть ИПДК с $n=10$ оборотов, то при дальнейшем увеличении числа оборотов деформирования за счет кручения практически не происходит из-за тотального проскальзывания. На более твердых металлах и сплавах (Ti, Ni, сплавы ZrNb, TiNi, Ti18Zr15Nb, сталь -0,1 % C), а также ОМС, при оценке методом «совместного ИПДК двух половин» значительное проскальзывание фиксируется уже на начальных стадиях ИПДК [7-10]. А после предварительного ИПДК с $n \geq 2$ оборотов при дальнейшем увеличении n фиксируется тотальное проскальзывание (реальная деформация за счет кручения в сотни раз меньше ожидаемой).

Также эффект проскальзывания при ИПДК образцов стали 10 (Fe-0,1%C) и титана был оценен с использованием общепринятой методики нанесения цветного маркера на нижнюю и верхнюю поверхности исходной заготовки-диска. После предварительного ИПДК с $n \approx 2,5$ оборота при дополнительном ИПДК с $n=0,1$ на образце Ti проскальзывание, установленное по сдвигу маркеров, составило $\Lambda \approx 50$ %. Тогда как проскальзывание на подобных режимах ИПДК образцов Ti при оценке методом «совместного ИПДК двух половин диска» составило $\Lambda > 90$ %. Столь большое различие в установленных величинах проскальзывания, оценённых методом «совместного ИПДК двух половинок» и по «сдвигу маркеров на поверхностях» обусловлено следующим: при ИПДК возможна локализация деформации и течение материала происходит преимущественно в зоне контакта «боек-поверхность образца». Толщина «крутящегося поверхностного слоя» может составлять десятки микрон. Это обуславливает значительный относительный сдвиг маркеров на поверхности при кручении, (хотя и

фиксируется проскальзывание $\Lambda \approx 50\%$). Однако изменения структуры в приповерхностном слое толщиной 10 мкм ИПДК образцов обычно не оцениваются.

Не смотря на проскальзывание, в исследованных материалах (Ti, Ni, сплавы ZrNb, Ti18Zr15Nb, сталь -0,1 % С и др) после ИПДК формируется наноструктура [7-9], как это наблюдалось другими авторами. Отсюда при ИПДК, не смотря на эффект проскальзывания, накопленная степень деформации все же является весьма существенной и, вероятно, обеспечивается не только принятой схемой «кручения», но и другими модами - например, накоплением деформации за счет отклонений от параллельности либо соосности плоскостей бойков [8].



Рисунок 1. а) Схема метода «совместного ИПДК двух половин» для оценки проскальзывания; б) Две половины титанового диска после совместного ИПДК $n = 1$; в) Торцы образца Ti со вставкой Cu после предварительного ИПДК ($n=2,5$) и ИПДК $n=0,15$. Наблюдается незначительный наклон тела медной вставки (проскальзывание в толще материала $>90\%$, и течение полосы меди толщиной 10 мкм по поверхности Ti, выделено красным)

Литература

1. A. P. Zhilyaev, T. G. Langdon: Prog. Mater. Sci. 53 (2008) 893.
2. K. Edalati, Z. Horita, Mater. A.652 (2016) 325.
3. K. Edalati, Z. Horita, and T. Langdon: Scr. Mater. 60(1) (2009) 9-12.
4. N. Adachi, Y. Todaka, Y. Yokoyama and M. Umemoto: Mater. Sci. Eng. A.627 (2015) 171-181.
5. W. Dmowski, Y. Yokoyama, A. Chuang... Inoue A, Egami T et al: Acta. Mater. 58 (2010) 429.
6. Y. Beygelzimer, Y. Estrin, O. Davydenko, R Kulagin: Materials. 16 (2023) 823.
7. Gunderov, D.; Asfandiyarov, R.; Titov, V.; Gunderova, S.; Astanin, V. Some Slippage Issues in High-Pressure Torsion Using Cu and Ti Samples as an Example. Materials 2023, 16, 162. <https://doi.org/10.3390/ma16010162>
8. Method for slippage evaluation at various stages of high-pressure torsion and its application to Fe-0.1%C D.V. Gunderov, R.N. Asfandiyarov, G.I. Raab, A.A. Churakova, V.V. Astanin Letters on Materials 11 (4), 2021 pp. 416-421 //doi.org/10.22226/2410-3535-2021-4-416-421
9. Gunderov, D.V.; Asfandiyarov, R.N.; Astanin, V.V.; Sharafutdinov, A.V. Slippage during High-Pressure Torion: Accumulative High-Pressure Torsion—Overview of the Latest Results. Metals 2023, 13, 1340. <https://doi.org/10.3390/met13081340>
10. Vas V Astanin, A V Sharafutdinov and Jatin Bhatt Slippage during high-pressure torsion processing of Vitreloy 105 bulk metallic glass IOP Publishing Journal of Physics: Conference Series 1967 (2021) 012062 doi:10.1088/1742-6596/1967/1/012062

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ТВЕРДОСТЬ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ti-Zr-Nb-Sn, ПОДВЕРГНУТЫХ ИПДК

Гундерова С.Д.¹, Деркач М.А.¹, Шереметьев В.А.¹, Пукин К.В.², Якупова Э.Ф.²,
Гундеров Д.В.³

¹Национальный исследовательский технический университет “МИСиС”

Россия, г. Москва, Ленинский пр-кт, д 4, стр. 1

²Уфимский университет науки и технологий

Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32

³Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН

Россия, г. Уфа, пр-кт. Октября, 71

Результаты проведенных исследований продемонстрировали эффективность термомеханической обработки сплавов системы Ti-Zr-Nb при создании структурно-фазовых состояний, обеспечивающих высокий уровень сверхупругих свойств и биомеханическую совместимость повышая перспективность этих материалов для изготовления ортопедических имплантатов [1,2]. Последние годы для применения в качестве альтернативного материала для имплантатов активно исследуют β -сплавы Ti-Zr-Nb-Sn, в частности Ti-18Zr-12,5Nb-2Sn и Ti-40Zr-8Nb-2Sn (в ат. %) [3,4]. Данные сплавы биосовместимы, проявляют низкий модуль упругости (≈ 50 ГПа), а также в них под нагрузкой при комнатной температуре протекает обратимое мартенситное превращение $\beta \leftrightarrow \alpha''$, и возникает эффект сверхупругости [3,4]. Перспективным способом повышения свойств металлов и сплавов, включая сплавы Ti-Zr-Nb является интенсивная пластическая деформация. В данной работе представлены первые результаты исследования влияния интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) на сплавы Ti-18Zr-12,5Nb-2Sn (Ti18Zr) и Ti-40Zr-8Nb-2Sn (Ti40Zr). Сплавы были получены методом вакуумного-дугового переплава с расходуемым электродом. Слитки были подвергнуты горячей прокатке (ГП) на $\epsilon=0,3$ при температуре 600°C с последующим гомогенизирующим отжигом при температуре 900°C в течение 1 часа с охлаждением в воде, данное состояние принято, как исходное. Далее образцы были подвергнуты ИПДК на бойках диаметром 20 мм с канавкой под давлением 6 ГПа с $n=0,25$, 1 и 5 поворотов наковален. Согласно РСА, β -фаза является основной фазой. После ИПДК ширина линий β -фазы (B_{hkl}) увеличивается. Вероятно, после ИПДК в сплавах присутствует небольшое количество α'' -мартенсита, сформированного под нагрузкой и стабилизированного пластической деформацией, однако основные линии α'' -мартенсита близки к линиям β -фазы, уширение и наложение которых затрудняет их идентификацию. Отжиг после ИПДК приводит к уменьшению B_{hkl} основных линий β -фазы.

Твердость сплавов Ti18Zr и Ti40Zr в исходном состоянии составляет 200 и 220 МПа соответственно. После ИПДК с $n=0,25$ возрастает до ≈ 270 на $\frac{1}{2}$ радиуса образца, а с краю увеличивается до 275 HV у Ti18Zr и 300 HV у Ti40Zr. После ИПДК с $n=1$ твердость сплавов с краю образца выравнивается в пределах погрешности ≈ 300 HV. А после увеличения оборотов до $n=5$ твердость сплава Ti18Zr начинает превышать Ti40Zr 365 и 320 HV соответственно. После отжига при 525°C (5 мин) наблюдается небольшой прирост твердости. Что может быть вызвано образованием α -фазы при данной температуре. Данная разница в поведении сплавов требует дополнительного анализа.

В исходном состоянии сплавы Ti18Zr и Ti40Zr имели близкие механические свойства - прочность около 600 МПа, предел текучести $\sigma_T \approx 350$ МПа при пластичности $\delta \approx 18$ %. Непосредственно после ИПДК образцы проявляют хрупкость с напряжением разрушения около 1000 МПа. Последующие отжиги при температуре около 500 – 600°C приводят к рекристаллизации и росту зерна. Так, в сплаве, Ti40Zr после ИПДК ($n = 5$) и отжига при 525°C (5 мин) формируется микроструктура β -фазы с размером зерна около 3 мкм. В результате

отжигов формируются состояния с повышенной прочностью и пластичностью, от которых можно ожидать повышенных функциональных свойств.

Литература

1. K. Lukashevich, V. Sheremetyev, A. Komissarov, V. Cheverikin, V. Andreev, S. Prokoshkin, V. Brailovski. Effect of Cooling and Annealing Conditions on the Microstructure, Mechanical and Superelastic Behavior of a Rotary Forged Ti-18Zr-15Nb (at. %) Bar Stock for Spinal Implants. *Journal of Functional Biomaterials*, 2022; v. 13(4):259.
2. V. Sheremetyev, A. Kudryashova, V. Cheverikin, A. Korotitskiy, S. Galkin, S. Prokoshkin, V. Brailovski. Hot radial shear rolling and rotary forging of metastable beta Ti-18Zr-14Nb (at. %) alloy for bone implants: Microstructure, texture and functional properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, v. 800, p. 320-326.
3. Yan Yang, Xiaoyun Guo, Ziqiang Dong. Effect of Nb on microstructure and mechanical properties of Ti-xNb-4Zr-8Sn alloys / *Materials Science & Engineering A* – 2021. V. 825. p. 141741. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141741>
4. Shuanglei Li, Tae-hyun Nam. Superelasticity and tensile strength of Ti-Zr-Nb-Sn alloys with high Zr content for biomedical applications / *Intermetallics* – 2019. V. 112. p. 106545. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2019.106545>

НАПРЯЖЕНИЯ НЕСООТВЕТСТВИЯ В НЕОДНОРОДНЫХ НАНОПРОВОЛОКАХ С КВАНТОВЫМИ ДИСКАМИ И КВАНТОВЫМИ ТОЧКАМИ

А.Л. Колесникова ^{1,2}, Nguyen Van Tuyen ^{1,3}, М.Ю. Гуткин ^{1,2}, А.Е. Романов ^{1,4}

¹ Университет ИТМО, Санкт-Петербург

² Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург

³ Sao Do University, Chi Linh city, Hai Duong, Viet Nam

⁴ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург

m.y.gutkin@gmail.com

Значительное место в физике и технологии перспективных материалов занимают сегодня кристаллические нанопроволоки (НП). Они обладают уникальными физическими, химическими и механическими свойствами [1] и разрабатываются для применения в различных современных приборах и устройствах с принципиально новыми функциональными характеристиками [2], которые недостижимы при использовании объёмных материалов. Особое внимание привлекают неоднородные полупроводниковые НП с включениями других материалов. Такими включениями могут быть квантовые диски (КД), которые занимают все поперечное сечение НП, и квантовые точки (КТ), со всех сторон окруженные материалом НП. Различия в кристаллических решетках НП и таких включений вызывают упругие деформации и напряжения несоответствия, которые ведут к существенному изменению физических свойств НП. Кроме того, эти деформации и напряжения могут релаксировать путем образования дефектов несоответствия, появление которых ведет к деградации функциональных характеристик неоднородных НП. Теоретическое описание напряжений несоответствия и механизмов их релаксации требует разработки упругих моделей КД и КТ в составе таких НП.

В докладе рассмотрен общий подход к расчету упругих полей КД и осесимметричных КТ в неоднородных НП, кратко изложенный в [3]. Базисным элементом для построения решений для КД и КТ разной формы служит бесконечно тонкий дилатационный диск в упругом цилиндре. Для такого диска получены аналитические выражения для упругих полей и энергии. На их основе построены упругие модели КД и КТ в виде цилиндра конечной длины, конуса и усеченного шара. Найдена энергия парного упругого взаимодействия КД, и обнаружен неизвестный ранее эффект притяжения КД с дилатацией одного знака. Показано, что величина этого эффекта определяется отношением толщины взаимодействующих КД к радиусу НП. Подробно рассмотрены упругие поля и энергия цилиндрической КТ [4]. Показано, в каких случаях свободная поверхность НП оказывает сильное экранирующее воздействие на упругие поля и энергии КД и КТ, а в каких это воздействие не столь существенно.

Полученные результаты служат основой для теоретического изучения различных релаксационных процессов в неоднородных НП, например, за счет перераспределения и сегрегации примесей или путем образования дислокаций несоответствия.

Литература

1. V.G. Dubrovskii. Nucleation and growth of nanostructures. Berlin: Springer. 2014.
2. L.N. Quan, J. Kang, C.-Zh. Ning, P. Yang // Chemical Reviews. 2019. Vol. 119. P. 9153-9169.
3. A.L. Kolesnikova, V.T. Nguyen, M.Yu. Gutkin, A.E. Romanov // Technical Physics Letters. 2024. Vol. 50. No. 3. P. 68-72.
4. A.L. Kolesnikova, V.T. Nguyen, M.Yu. Gutkin, A.E. Romanov // International Journal of Engineering Science. 2025. Vol. 206. No. 1. Art. No. 104169.

МИКРОТВЕРДОСТЬ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ ПЛАСТИН МЕДИ И АЛЮМИНИЯ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

В.Н. Даниленко, Л.У. Киеккужина

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
vdan@anrb.ru

В процессе деформации кручением под высоким давлением (КВД) разнородных металлов возможно получение металломатричных композиты, которые имеют форму диска [1-10]. Для получаемых таким образом металломатричных композитов характерна неоднородность структуры вдоль радиуса образца. Неоднородность структуры в процессе деформации КВД влияет на фазовые превращения и микротвердость получаемых металломатричных композитов. Если структура и фазовый состав металломатричных композитов обсуждается в литературе довольно подробно. То распределению значений микротвердости композитов уделяется меньше внимания. Характерной особенностью микротвердости металломатричных композитов, полученных деформацией КВД является значительная неоднородность по радиусу образца. В центре образца микротвердость имеет минимальные значения, она растет к середине радиуса образца и достигает максимума на краях композита.

В докладе обсуждаются результаты влияния параметров процесса деформации КВД на распределение значений микротвердости в металломатричных композитах. А именно, вида деформации КВД: традиционная [1] или накопительная [2], способа укладки разнородных металлов [5-7], количества пластин в стопке для деформации [3,4,8-10], а также давления [1,6,7], числа оборотов [1,4-10] и скорости вращения образца в процессе КВД [2,4-10].

Показано, что поведение микротвердости хорошо коррелирует с степенью перемешивания разнородных металлов и фазовыми превращениями в процессе деформации КВД. Рассмотрены пути повышения однородности структуры и микротвердости металломатричных композитов, получаемых деформацией КВД.

Литература

1. A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon // Progress in Material Science. 2008. V.53. P. 893-979.
2. V.N. Danilenko, L.U. Kiekukuzhina, N.Y. Parkhimovich, E.D. Khafizova, D.V. Gunderov // Materials Letters. 2021. V.300. 130240.
3. В.Н. Даниленко, С.Н. Галышев, Р.Р. Мулюков. // Перспективные материалы. 2009. № 7. С. 94-97.
4. M. Kawasaki, T.G.Langdon // Acta Physica Polonica A. 2018. V.134(3). P. 615-622.
5. V.N. Danilenko, S.N. Sergeev, J.A. Baimova, G.F. Korznikov, K.S. Nazarov, R. Kh.Khisamov, A.M. Glezer, R.R. Mulyukov // Materials Letetrs. 2019. V.236. P. 51-55.
6. J-K. Han, D.K. Han, G.Y. Liang, J. Jang, T.G. Langdon, and M. Kawasaki // Advanced Engineering Materials. 2018, V.20. 1800642.
7. R.K. Khisamov, G.R. Khalikova, A.A. Kistanov, G.F. Korznikova, E.A. Korznikova, K.S. Nazarov, S.N. Sergeev, R.U. Shayakhmetov, R.R. Timiryayev, Yu.M. Yumaguzin, R.R. Mulyukov // Continuum Mechanics and Thermodynamics. V.35. P.1433-1444.
8. N. Ibrahim, M. Peterlechner, F. Emeis, M. Wegner, S. V. Divinski, G. Wilde // Materials Science & Engineering A. 2017. V.685. P. 19-30.
9. R. Kulagin, Y. Beygelzimer, Yu. Ivanisenko, A. Mazilkin, B. Straumal, H. Hahn. // Materials Letters. 2018. V. 222. P. 172-175.
10. Даниленко В.Н., Киеккужина Л.У., Лебедев Ю.А., Ситдилов В.Д. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2025. Т.22, № 1. С. 56-66.

ИЗУЧЕНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК И ДОЛГОВЕЧНОСТИ УГЛЕПЛАСТИКА В ПРОЦЕССЕ ВЛАГОНАСЫЩЕНИЯ

О.В. Старцев¹ д.т.н., Е.В. Двирная¹, Г.В. Корниенко¹, М.Г. Петров² к.т.н.

¹НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, ГЦКИ, Геленджик, Россия

²Сибирский научно-исследовательский институт авиации

им. С. А. Чаплыгина, Новосибирск, Россия

admin@viam.ru

Введение

Современные полимерные композиционные материалы (ПКМ) обладают превосходными прочностными характеристиками и имеют высокую востребованность в различных областях промышленности [1]. Однако к ПКМ, применяемым в конструкциях авиационной и космической техники, предъявляются жесткие требования по уровню стабильности их свойств в процессе эксплуатации [2]. Как известно, ПКМ обладают способностью абсорбировать влагу из окружающей среды. Диффузия влаги в ПКМ и оказывает на матрицу пластифицирующее действие. Следствием этого является снижение температуры стеклования матрицы, а также прочностных характеристик материала [3]. Прогнозирование долговечности ПКМ в реальных условиях эксплуатации относится к числу наиболее востребованных задач современной науки и техники. Изучение изменения важнейших термодинамических и прочностных характеристик материала в ходе воздействия различных внешних факторов позволит с высокой точностью прогнозировать долговечность ПКМ.

Данная работа посвящена изучению структурного состояния углепластика в условиях увлажнения посредством термоактивационного анализа (ТАА) при испытаниях на межслойный сдвиг при разных температурах, а также скоростях нагружения, отличающихся на несколько порядков. Дополнительно был проведен динамический механический анализ (ДМА) образцов с разной степенью увлажненности.

Материалы и методы

В качестве объекта исследования был выбран углепластик (УП) ВКУ-39 на основе расплавленного связующего ВСЭ-1212 [4]. Данный материал изготовлен в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. Для исследования влияния степени влагонасыщения на свойства материала была проведена выдержка образцов в камерах при температуре 60 °С и относительной влажности 95 %. Образцы для испытаний на ДМА выдерживали в камерах в течение 1, 3, 7, 14, 21, 28, 56 и 70 суток, а образцы на межслойный сдвиг – в течение 3, 7, 14, 28 и 70 суток.

Испытания на межслойный сдвиг проводили по методу короткой балки в соответствии с ГОСТ 32659-2014 (ISO 14130:1997). Использовали стандартные образцы размерами 40 × 20 × 4 мм. Испытания проводили на универсальной испытательной машине при скоростях нагружения 5–5·10⁻³ мм/мин. Дополнительно в нативном состоянии образцы были испытаны в том же диапазоне скоростей нагружения при разных температурах: 25, 60, 100 и 150 °С.

Вязкоупругие характеристики полимерной матрицы ВКУ-39 были определены с использованием метода ДМА в режиме трехточечного изгиба. Для анализа использовали серию из трех образцов размерами 50 × 10 × 4 мм для анализа. Измерения проводились в потоке аргона со скоростью потока 70 мл/мин, частотой 1 Гц, скоростью нагрева 2 °С/мин и температурным диапазоном от 25 до 250 °С.

Результаты и обсуждение

Величина $\dot{\omega}$, обратная долговечности τ , описывает скорость разрушения и определяется выражением (1):

$$\dot{\omega} = v_0 \exp \left(\frac{U_0 - \tau_{max} \gamma}{RT} \right) \quad (1),$$

где ν_0 – характерная дебаевская частота, R – универсальная газовая постоянная, U_0 – начальная энергия активации разрушения, $\tau_{\max}$ – максимальная разрушающая нагрузка, γ – активационный объем.

Если структура материала не претерпевает изменений, энергия активации разрушения будет линейно зависеть от прилагаемой нагрузки (2).

$$U(\tau_{\max}) = U_0 - \gamma \tau_{\max} \in RT \ln(\tau_{eq}/\nu_0) \quad (2)$$

где τ_{eq} – эквивалентное $\tau_{\max}$ – время разрушения.

Зависимость $U(\tau_{\max})$ представляет собой прямую, вычисляемую по методу наименьших квадратов при условии постоянства U_0 , которое не зависит от структуры материала. Термоактивационный анализ заключается в получении силовых зависимостей энергии активации разрушения U_i (ЭАР).

Результаты ТАА при испытаниях на межслойный сдвиг при разных температурах и разной степени увлажнения приведены на рисунке 1.

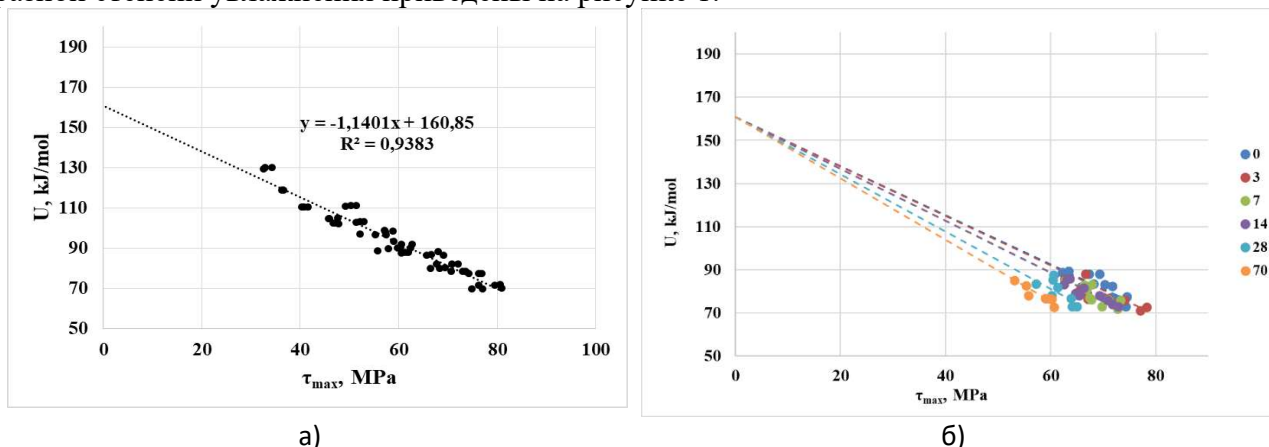


Рис. 1. Силовые зависимости ЭАР образцов УП, испытанных на межслойный сдвиг при разных температурах (а) и при разной степени увлажнения (б)

Продлив аппроксимирующую прямую до пересечения с осью ординат, была определена начальная ЭАР исследуемого материала, которая составила 160,9 кДж/моль (рис. 2. (а)). В соответствии с теорией суперпозиции времени и температуры, испытания при различных температурах позволили расширить диапазон прочности на сдвиг, что дало более точное значения начальной ЭАР.

ТАА результатов испытаний на межслойный сдвиг при разном влагонасыщении (рис. 1. (б)) проводили с заданным значением U_0 , полученным при разных температурах (рис. 2. (а)). Из полученных данных видно, что в ходе увлажнения наблюдается снижение $\tau_{\max}$, что приводит к изменению угла наклона аппроксимирующих прямых, который выражается в значении γ .

Для количественной оценки изменения прочностных свойств углепластика, подверженного увлажнению был определен параметр прочности P_{sh} (3). Данный показатель не зависит от скорости нагружения и температуры и характеризует состояние структуры материала, являясь обратной величиной структурно-чувствительного параметра γ :

$$P_{sh} = \left(\frac{\tau_{\max}}{U_0 - U_i} \right) = \frac{1}{\gamma} \quad ((3))$$

Также была рассчитана долговечность материала τ как величина, обратная скорости разрушения (1). Долговечность считали, при температуре 298 К, нагрузке τ_m равной 40 МПа. Значения долговечности, параметра прочности, а также среднеквадратических отклонений от прямых $U(\tau_{\max})$ для каждого этапа увлажнения углепластика ВКУ-39 приведены в таблице 1.

Таблица 1. Параметр прочности и долговечность углепластика после разной степени влагонасыщения

Продолжительность увлажнения, сут	0	3	7	14	28	70
P_{sh} , mol·MPa/kJ	0,79	0,79	0,75	0,75	0,68	0,63
τ , сут (298 К, 40 МПа)	14000	12000	4000	4000	324	50
S^*	3,18	3,30	2,60	2,02	4,01	1,65
*Среднеквадратические отклонения от прямых $U(\tau_{max})$						

Можно заметить, что P_{sh} закономерно снижается с повышением процента содержания влаги в образцах. Такое же явление наблюдается при определении температуры стеклования методом ДМА (рисунок 2).

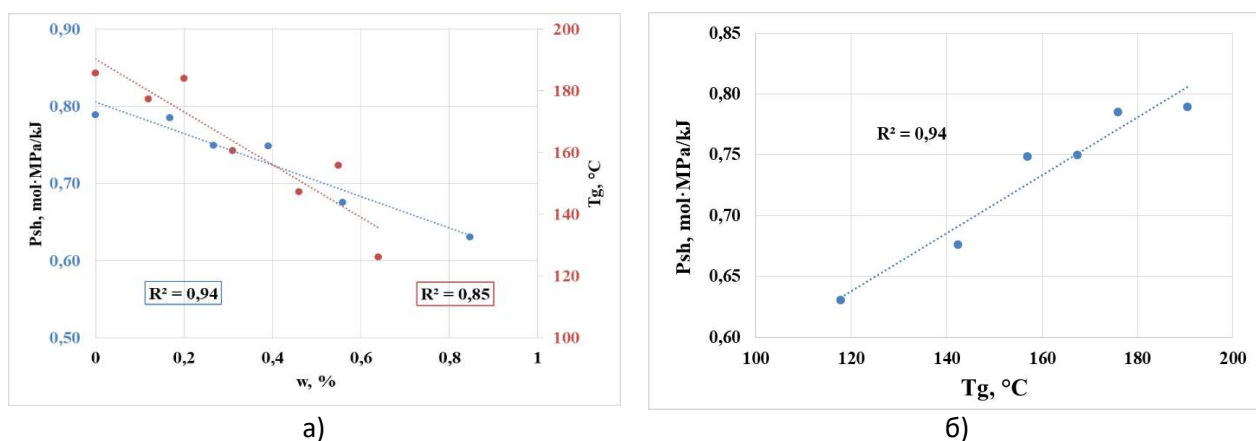


Рис. 2. Зависимость температуры стеклования и параметра прочности от влагосодержания (а); зависимость параметра прочности от температуры стеклования (б)

Величины P_{sh} и T_g линейно зависят от влагосодержания в образцах УП, на что указывает высокое значение коэффициента детерминации R^2 0,94 в первом случае и 0,85 – во втором (рис. 2. (а)). Отдельный интерес вызывает линейная связь ($R^2 = 0,94$) термодинамического параметра прочности, определенного посредством ТАА, и температуры стеклования, описывающей вязкоупругие свойства материала (рис. 2. (б)).

Таким образом, представленные в данной работе исследования прочностных свойств ПКМ являются перспективным способом изучения термодинамических процессов, описывающих изменение структуры материала. В результате накопления влаги из-за ее пластифицирующего действия на эпоксидную матрицу снижаются температура стеклования, параметр прочности и долговечность композита. Метод ТАА продемонстрировал высокую чувствительность прочностных показателей углепластика к влагосодержанию. Высокое значение R^2 зависимости $P_{sh}(T_g)$ указывает на то, что долговечность материала линейно уменьшается при понижении температуры стеклования.

Финансирование работы

Данная работа финансировалась за счёт гранта Российского научного фонда № 24-19-00009.

Литература

1. Старцев В.О. Антипов В. В., Славин А. В., Горбовец М. А.// Авиационные материалы и технологии. – 2023. – №. 2. – С. 71.
2. Kablov E.N., Kirillov V.N., Startsev O.V., Krotov A.S. // Russian Metallurgy (Metally). 2012. Т. 2012. № 4. С. 323-329.
3. Старцев В. О., Плотников В. И., Антипов Ю. В. //Труды ВИАМ. – 2018. – №. 5 (65). – С. 110-118.
4. Куцевич К.Е., Дементьева Л.А., Лукина Н.Ф. // Труды ВИАМ. – 2016. – №. 8 (44). – С. 50-57.

ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА В ПРОЦЕССЕ РАЗВИТИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ УСТАЛОСТИ

С. П. Дегтярева

*Центральный котлотурбинный институт им. И. И. Ползунова, г. Санкт–Петербург,
Россия;*

Bulgakova.sf@gmail.com

Согласно существующим представлениям, развитие термической усталости сопровождается и поддерживается накоплением повреждений [1 - 8] и этот подход используется при разработке метода оценки ресурса в работе изделий, подвергающихся в эксплуатации циклическим нагревам [1, 3, 4]. Накопление повреждений рассматривается как процесс, приводящий к образованию трещин и развитию разрушения под влиянием факторов нагружения, выдержки и формы термического цикла. Однако, используемые при этом термины такие, как повреждения, повреждаемость и накопление повреждений, представляют собой обобщенные понятия конкретных разнообразных нарушений строения твердого тела, которые возникают и формируются в ходе пластической деформации, которая компенсирует стесненную свободную термическую деформацию при нагреве и охлаждении. Исследования развития деформации в полуциклах термической усталости показали [8, 9], что диаграмма деформации в полуциклах термоциклических испытаний подобна диаграмме изотермического нагружения и можно ожидать идентичности в развитии разрушения, хотя имеют место отличия, связанные с зависимостью свойств испытываемых материалов от температуры. Однако изменение напряжений (σ) в зависимости от достигаемой деформации (ϵ) в полуциклах нагрева и охлаждения - это начальный участок кривой упрочнения – ее 1-ая стадия. Как и при изотермическом нагружении, пути и расстояния, проходимые дислокациями на этом этапе, сравнимы с размерами образца и зерен в поликристаллическом объекте. Взаимодействие дислокаций и появление структурных образований здесь проявляется крайне слабо. Больше сказывается влияние различных второстепенных факторов – формы образца, состояния его поверхности и др. [10]. В этих условиях развития процесса понятие «накопление повреждений» является неопределенным.

В тоже время представляется, что в условиях термоциклического нагружения события протекают иначе и уже в первых циклах в материале, сопровождая пластическую деформацию, начинается рост плотности дислокаций и формирование различного рода дислокационных образований, которые вызывают необратимые изменения субструктуры. Их изучению, как отмечается [10], уделено крайне недостаточное внимание, особенно в части металлофизического изучения элементарных актов взаимодействия дислокаций и формирования субструктурных образований в условиях периодических теплосмен материала, испытывающего стеснение свободной термической деформации.

Для того, чтобы понять, что конкретно происходит при термической усталости, какие физические механизмы, внешние факторы и накопление каких повреждений влияет на разрушение был проделан ряд термоциклических испытаний, где образец подвергался жесткому стеснению и циклическим теплосменам в разных температурных диапазонах. Установлено, что независимо от материала образца и температурных границ испытаний, раскрытие трещины происходит всегда на этапе охлаждения [12], когда на образец действуют силы растяжения: при нагреве края трещины схлопываются и оптически выявить ее невозможно, тогда как при охлаждении края расходятся и происходит рост трещины в глубину и длину.

Испытания, проведенные в работах [11, 12] посредством измерений микротвердости, уже в первых полуциклах обнаружили ее повышение в участках, испытывавших пластическую деформацию. Это свидетельствует об упрочнении материала, и указывает на изменение его субструктуры, хотя для 1-ой стадии кривой деформации это не характерно [10].

Исследование развития упрочнения посредством измерений микротвердости в данной работе было выполнено на стали 12X18H10T при различных способах и на различных этапах термического нагружения. Оно подтвердило, что деформация, создаваемая стеснением свободного термического удлинения, сопровождается упрочнением, но слабо проявляется в испытаниях, представляющих собой чередование теплосмен. К тому же полученных таким путем данных недостаточно, чтобы судить о субструктуре материала и ее изменении в ходе нагружения в полуциклах испытаний.

В связи с этим было проведено рентгенографическое исследование субструктуры и ее изменений в деформируемом материале методом аппроксимации. Съемку дифрактограмм и расчет ширины дифракционных линий (111, 200, 220 и 222) выполняли на образцах, которые подвергались пластической деформации в условиях термического нагружения в испытаниях двух типов: а) при многократном повторении полуцикла охлаждения и б) в ходе термоциклических испытаний (ТЦ), включающих чередование полуциклов нагрева и охлаждения.

В первом испытании разрушение происходило обычно после ~ 30 циклов и деформации $\sim 70\%$, которая соответствует величине δ диаграммы деформации использовавшегося в работе сплава 12X18H10T. Регистрируемая ширина линии к моменту разрушения имела очень большую величину. Она превышала исходную в 3 – 4 раза, свидетельствуя об очень существенных изменениях субструктуры материала – его микронапряжений (МКН) и блочности, подобно происходящему при механическом нагружении. Следует отметить, что наблюдаемое в этой виде испытаний разрушение после деформации $\sim 70\%$ (~ 30 ц.), которая составляет величину δ исследуемого сплава, является дополнительным подтверждением идентичности развития деформации в полуциклах и при изотермическом нагружении, установленной ранее [8, 9]

В тоже время в ходе ТЦ испытаний наблюдалось небольшое уширение дифракционных линий и к моменту разрушения при $N_{\text{раз}} \sim 1000$ циклов составляло не более 50% от исходной величины. Тем не менее следует отметить, что хотя имело место чередование сжатия (в полуцикле нагрева) и растяжения (при охлаждении) суммарная деформация каждого из них к моменту разрушения ($N_{\text{раз}}$) достигала до $\sim 1000\%$. Объяснение подобной динамики развития процесса и механизма развития разрушения в подобных условиях не встречается в известных исследованиях.

При этом следует заметить, что в нескольких первых циклах испытаний обоих типов уширения были очень близкими, что указывает на идентичность развития деформации в полуциклах обоих методов.

Заниженное уширение линий в ТЦ испытаниях подтверждается серией рентгеносъемок большого количества образцов, после их разрушения в испытаниях на термическую усталость.

Предполагается, что слабое изменение уширения в ТЦ испытаниях обусловлено следующими друг за другом полуциклами растяжения (охлаждение) и сжатия (нагрев), имеющими одинаковую величину пластической деформации и напряжения противоположного знака. В тоже время в полуцикле нагрева в отличие от охлаждения пластическая деформация происходит при повышенных температурах ($\sim T_{\text{max}}$), создавая благоприятные условия для полигонизации и формируя тем самым блочную структуру материала.

Также обращает на себя внимание еще одна особенность: различное расположение трещины при разрушении в двух проведенных типах испытаний (рис.1). В случае термоциклических испытаний трещина всегда развивается в переходной области между центральной зоной l_0 и заплечиками у одной из головок образца. При этом изменений формы центрального участка l_0 и образца в целом не наблюдается.

В эксперименте же с многократным повторением полуцикла охлаждения разрушению предшествует образование шейки в зоне участка l_0 и последующее развитие трещины в ней.

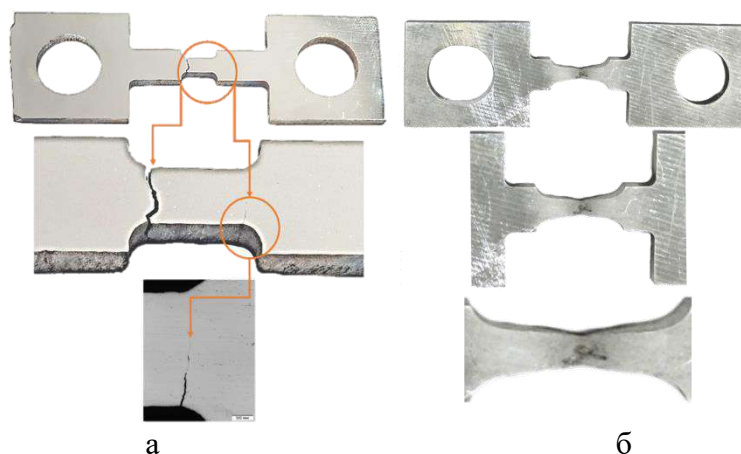


Рис.1 (а) – типичная локализация магистральной трещины в образцах типа ДСП после испытаний на термическую усталость;
(б) – образовавшаяся шейка и трещина в образце типа ДСП при испытаниях с многократным повторением полуцикла охлаждения

Литература

1. Дульнев Р.А., Котов П.И. Термическая усталость металлов. М. Металлургия. 1980. 200с. (С.14-17).
2. Биргер И.А., Демьянушко И.В., Темис Ю.М. Долговечность теплонапряженных элементов машин. // Проблемы прочности. 1975. №12, с.9-16.
3. Петреня Ю.К. Структурные аспекты повреждений металлических материалов. // Труды НПО ЦКТИ СПб 2009, в.296, с.68-73.
4. Дульнев Р.А. Суммирование повреждений и условие прочности при термоциклическом нагружении. // Проблемы прочности. 1971. №10. С.101-104. малоцикловом нагружении. // Проблемы прочности. 1989. №4. С.8-13.
5. Дульнев Р.А., Бычков Н.Г., Джамай В.В. Накопление повреждений и критерии термоциклической прочности материалов лопаток авиационных ГТД. // Материалы Всесоюзного симпозиума по малоцикловой усталости при повышенных температурах. Челябинск ЧПИ. 1974. В.2, С.17-38.
6. Гугелев Б.М., Гецов Л.Б., Журавлев Ю.А., Новикова Е.Г. Метод микроструктурного исследования повреждений в металлах при термической усталости. // Заводская лаборатория. 1976, №1, С.94-98.
7. Дульнев Р.А., Рыбина Т.В., Пименова Г.П. Структурные признаки термоусталостного повреждения. // Проблемы прочности. 1975. №7, С.45-52.
8. Серенсен С.В., Котов П.И. Об испытании при циклическом тепловом нагружении варьруемой жесткости в связи с исследованием термической усталости. // Заводская лаборатория. 1959. №10. - С.1216-1223.
9. Костин В.М., Егоров В.И., Соболев Н.Д., К изучению кинетики деформирования при термоусталостном нагружении. // Заводская лаборатория. 1975. №4. С.479- 482.
10. Утевский Л.М., Ройтбурд А.Л. Предисловие к русскому изданию. Ф.Р.Н. Набарро, З.С. Базинский, Д.Б Холт. Пластичность чистых монокристаллов. М.: Металлургия. 1967. 214с.
11. Баландин Ю.Ф. Термическая усталость металлов в судовом
12. Панфилов П.Е. Пластическая деформация и разрушение тугоплавкого металла с гранцентрированной кубической решеткой. // Автореферат дисс. На соискание ученой степени доктора физико-математических наук. 2005 г. 225 с.

СРАВНЕНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ МОРФОЛОГИЧЕСКИХ СОСТАВЛЯЮЩИХ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ РАЗНЫХ УСЛОВИЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

**Ц.В. Джемела¹, В.Е. Громов¹, М.А. Порфирьев¹, Ю.А. Шлярова¹,
Н.А. Попова², Е.В. Полевой³, Р.Н. Молоканов³**

¹*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*
gromov@physics.sibsiu.ru

²*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск*
natalya-porova-44@mail.ru

³*АО «Евраз Западно-Сибирский металлургический комбинат», Новокузнецк*
Egor.Polevoj@evraz.com, Roman.Molokanov@evraz.com

В 2024 году объем перевозок грузов по сети ОАО «РЖД» в Российской Федерации составил 1311,8 млн. т. Высокие объемы грузоперевозок, особенно в Восточном направлении, реализуется за счет увеличения веса поезда, повышения осевых нагрузок, применения более мощных локомотивов, что в свою очередь обуславливает высокие требования по прочности и эксплуатационной надежности к элементам верхнего пути, среди которых наиболее важными являются рельсы. В связи с поставленными перед специалистами железнодорожной отрасли задачами по разработке железнодорожного пути с ресурсом 2,5 млрд т брутто актуальным является также вопрос увеличения сроков межремонтной наработки и сроков жизненного цикла рельсов в целом. Решение указанных задач невозможно без изучения механизмов упрочнения и исследования изменений морфологической структуры рельсов под воздействием контактных знакопеременных нагрузок от колес подвижного состава при эксплуатации. В настоящем исследовании был проведен сравнительный анализ изменения структуры морфологических составляющих и фазового состава заэвтектоидной рельсовой стали при различных условиях эксплуатации и разной величине пропущенного тоннажа: на экспериментальном кольце (далее - ЭК) АО «ВНИИЖТ» (г. Щербинка) – 187 млн т брутто и на Забайкальской железной дороге (далее – ЗЖД) – 234 млн т брутто. Образцы вырезали из головки рельсов типа Р65 категории ДТ400ИК из стали марки Э90ХАФ, изготовленных в соответствии с требованиями ГОСТ Р 51685. Параметры тонкой структуры исследуемых образцов приведены в табл. 1-2, электронно-микроскопические изображения различных морфологических составляющих структуры на рис. 1.

В ходе проведенных исследований установлено, что структура заэвтектоидной стали в результате эксплуатации на ЭК на расстоянии 10 мм от поверхности образца представлена четырьмя морфологическими составляющими (рис. 1, а-г): пластинчатый (не разрушенный и практически идеальный) перлит, пластинчатый разрушенный перлит, фрагментированный перлит и глобулярный перлит. После эксплуатации на ЗЖД глобулярный перлит не обнаружен. Рассматривая отдельно изменения каждой структурной составляющей можно отметить следующее:

1. В образце ЭК (187 млн т брутто) по мере приближении к поверхности образца происходит снижение объемной доли пластинчатого перлита с 40% до 1%, при этом ширина пластин α -фазы уменьшается с 90 нм до 40 нм. Изменяются форма и размеры пластин цементита, и уменьшается его объемная доля (см. табл. 1). При увеличении пропущенного тоннажа до 234 млн т брутто (образец ЗЖД) объемная доля пластинчатого перлита также уменьшается, но при этом остается равной 15% (см. табл. 2).

2. Во фрагментированном перлите: в образце ЭК при приближении к поверхности происходит снижение объемной доли составляющей с 20% до 10%. Размеры пластин цементита не изменяются, но их объемная доля уменьшается (см. табл. 1). При увеличении пропущенного тоннажа до 234 млн т брутто (образец ЗЖД) объемная доля фрагментированного перлита на поверхности образца остается равной 10% (см. табл. 2).

3. В разрушенном перлите: в образце ЭК при приближении к поверхности образца происходит снижение объемной доли составляющей с 35% до 0%, а в образце ЗЖД объемная доля разрушенного перлита составляет 40% (см. табл. 1-2).

4. Субзеренная структура (рис. 1, д): при эксплуатации на ЭК на поверхности образца объемная доля субзеренной структуры составляет 90%, а при эксплуатации на ЗЖД – 35%.

Таблица 1. Параметры тонкой структуры заэвтектоидной стали Э90ХАФ после пропущенного тоннажа 187 млн т brutto (образец ЭК) [1]

Поверхность катания		Пластинчатый перлит		Разрушенный перлит	Глобулярный перлит		Субзеренная структура
		идеальный	фрагментирован.				
10 мм от поверхности (здесь и ниже – экспериментальное кольцо)							
Об. доля		40%	20%	35%	5%		0
Размер фрагментов (субзерен), нм			90×420				
Fe ₃ C на границах	размер, нм		20×130	20×365	50	35×120	
	об. доля		5.7%	5%	3.6%	4.8%	
Fe ₃ C внутри	размер, нм	20	15				
	об. доля	12%	0.2%				
2 мм от поверхности							
Об. доля		20%	30%	45%	3%		2%
Размер фрагментов (субзерен), нм			70×270				110
Fe ₃ C на границах	размер, нм		20×90	20×290	65	40×155	10×80
	об. доля		1.8%	2%	2.8%	2.4%	0.5%
Fe ₃ C внутри	размер, нм	20	20				
	об. доля	12%	0.6%				
Поверхность							
Об. доля		~1%	10%	0	0		90%
Размер фрагментов (субзерен), нм			50×160				80
Fe ₃ C на границах	размер, нм		15				15
	об. доля		0.6%				1.0%
Fe ₃ C внутри	размер, нм	15×20	15				10
	об. доля	1.1%	0.7%				0.2%
Fe ₃ C в стыках	размер, нм						20
	об. доля						0.01%

Таблица 2. Параметры тонкой структуры заэвтектоидной стали Э90ХАФ после пропущенного тоннажа 234 млн т brutto (образец ЗЖД) [1]

Поверхность катания		Перлит			Субзеренная структура
		Пластинчатый	Разрушенны й	Фрагментирова нный	
10 мм от поверхности (здесь и ниже – Забайкальская железная дорога)					
Об. доля		65%	25%	10%	0
Размер фрагментов (субзерен), нм				125×550	
Fe ₃ C на границах	размер, нм			25×355	
	об. доля			2.3%	

Fe ₃ C внутри	размер, нм	25	60×230	5×15	
	об. доля	12%	9%	0.16%	
2 мм от поверхности					
Об. доля		50%	20%	30%	0
Размер фрагментов (субзерен), нм				120×230	
Fe ₃ C на границах	размер, нм			20×220	
	об. доля			1.1%	
Fe ₃ C внутри	размер, нм	25	50×190	5×20	
	об. доля	12%	6.5%	0.16%	
Поверхность					
Об. доля		15%	40%	10%	35%
Размер фрагментов (субзерен), нм				60×125	150
Fe ₃ C на границах	размер, нм			8×85	4×40
	об. доля			0.5%	0.03%
Fe ₃ C внутри	размер, нм	20	25	10	10
	об. доля	2%	1.2%	0.16%	0.07%
Fe ₃ C в стыках	размер, нм				15
	об. доля				0.04

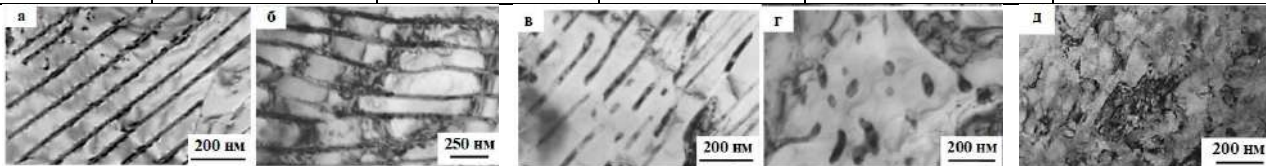


Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения различных морфологических составляющих структуры заэвтектоидной стали Э90ХАФ [1]: а – пластинчатый не разрушенный перлит; б – фрагментированный не разрушенный пластинчатый перлит; в – разрушенный пластинчатый перлит; г – глобулярный перлит; д – субзеренная структура

Таким образом, в результате проведенного исследования установлено, что при увеличении эксплуатации рельсов на глубине 10 мм от поверхности катания структура рельсов состоит из четырех морфологических составляющих: пластинчатый, фрагментированный, разрушенный и глобулярный перлит. В результате действия знакопеременных нагрузок на рельсы при их эксплуатации происходит разрушение пластинчатого и глобулярного перлита, интенсивная фрагментация перлита и образование субзеренной структуры, которая на поверхности материала составляет 90% в образце ЭК и 35% в образце ЗЖД. Факт, что длительная эксплуатация заэвтектоидного рельса приводит к измельчению структуры и разрушению цементита отмечалось и ранее в [2], при этом описания микроструктуры оставались качественными, а не количественными. В настоящей работе этот факт подтвержден не только на качественном, но и на количественном уровне.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-20020, <https://rscf.ru/project/25-29-20020/>.

Литература

1. Тонкая структура длиномерных рельсов из заэвтектоидной стали после длительной эксплуатации / М.А. Порфирьев, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов [и др.]. Новокузнецк: Полиграфист, 2023. 284 с.
2. R. Pan, Yu. Chen, H. Lan, S. E, R. Ren // Wear. 2022. V. 504-505. P. 204420.

О ВЛИЯНИИ ТЕРМОБАРИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРУ ВЭС AlNiCoFeCrCu ЭКВИАТОМНОГО СОСТАВА

В.В. Димчева¹, С.Г. Меньшикова²

¹*Удмуртский государственный университет, Ижевск*

²*Удмуртский федеральный исследовательский центр УрО РАН, Ижевск*
svetlmenh@udman.ru

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) алюминия с переходными металлами (ПМ) типа Al-Ni-Co-Fe-Cr-Cu эквиатомного состава, а также близких к эквиатомным, обладают уникальными физико-механическими свойствами: высокими прочностью, твердостью, стойкостью к истиранию, термостойкостью, удельным сопротивлением, устойчивостью к высокотемпературному окислению и размягчению, дисперсионным твердением, положительным температурным коэффициентом упрочнения. Сравнительно низкие значения удельного веса обуславливают возможности практического применения подобных сплавов в промышленности. Термобарические воздействия (высокие температура (~2000 К) и давление (~10 ГПа)) относятся к экстремальным физическим воздействиям. В сочетании с высокой скоростью охлаждения расплава такие воздействия позволяют создать уникальные материалы, получение которых при нормальных условиях затруднено. Представляет интерес также выяснить как высокое давление, наряду с высокой температурой, влияет на стабильность ВЭС с различными исходными структурами.

Цель работы заключалась в исследовании эволюции структуры эквиатомного ВЭС AlNiCoFeCrCu, полученного методом дуговой плавки, после термического (нагрев до 1650°C) и термобарического (давления до 10 ГПа, нагрев до 1650°C) воздействий.

Структура сплава после дуговой плавки микрокристаллическая дендритная. В дендритах преобладает медь. Междендритная область имеет структуру типа видманштеттовой. В слитке два типа структур: фазы типа В2 (в матричном пространстве) и фазы типа А1 (в дендритах). Микротвердость (H_v) сплава ~6.5 ГПа. При нагреве сплава до 1650°C на термограмме ДТА фиксируются три процесса, происходящих в образце. При последующем затвердевании со скоростью 1 град/с формируется структура с двумя типами дендритов с субструктурой. Дендриты различаются размером, формой и содержанием элементов. Междендритное пространство, как и в образце после дуговой плавки, представлено структурой типа видманштеттовой, но размеры пластин на порядок выше. При кристаллизации одновременно происходит расслоение в дендритах и междендритном пространстве с выделением нескольких фаз различного состава и морфологии. H_v сплава уменьшается до 5.0 ГПа. После термобарического воздействия (нагрев до 1650°C и последующее охлаждение со скоростью 1000 град/с при давлениях 3, 5 и 8 ГПа) структура всех полученных образцов однородная и плотная. Структура мельче, чем после термического воздействия (при нагреве сплава до 1650°C), есть корреляция: формируются два типа дендритов, различающихся по форме, морфологии и содержанию элементов, отличных от дендритов после термического воздействия. Первый тип дендритов обогащен медью, второй тип-алюминием. Дендриты обоих типов окаймляют прослойки, обогащены медью. В междендритном пространстве-смесь фаз, каждая фаза представляет собой твердый раствор. В зависимости от давления, в сплаве формируется структура на основе твердого раствора типа В2 или структура смешанных фаз А1, А2 и В2 типов. При давлениях 3-4 ГПа H_v в два раза ниже, чем в исходном образце и составляет 3.3 ГПа. При увеличении давления до 5-7 ГПа H_v немного увеличивается и составляет 3.5 ГПа. При давлении 8-10 ГПа фазовый состав сплава тот же, что и при 5-7 ГПа, происходит измельчение структуры почти в 1.5-2 раза, H_v увеличивается до 4.5 ГПа, в зависимости от значения давления.

Выражаем признательность академику РАН, д.ф.-м.н. В.В. Бражкину за содействие в получении образцов в камере типа «тороид» (ИФВД РАН, г. Москва, г. Троицк).

СОХРАНЕНИЕ ГРАДИЕНТНОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ В ВЫСОКОНИКЕЛЕВЫХ СЛОИСТЫХ ОКСИДАХ ДЛЯ Li-ИОННЫХ АККУМУЛЯТОРОВ: ДИФФУЗИОННЫЙ АСПЕКТ

Дикхтяр Ю.Ю.^{1,2}, Статник Е.С.¹, Садыкова Ю.А.¹, Корсунский А.М.¹, Абакумов А.М.¹

¹Сколковский институт науки и технологий, Москва

²Химический факультет МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва

y.dikhtyar@skoltech.ru (yurydikhtyar@gmail.com)

Химические источники тока, а именно Li-ионные аккумуляторы, закрывают потребности энергоемких отраслей техники (портативные устройства, автомобили на электротяге) благодаря высоким электрохимическим характеристикам: высокой удельной разрядной емкости (до 220 мАч/г в окне потенциалов 2.7 – 4.3 V против Li/Li⁺ анода) и высокой плотности энергии (до 800 Втч/кг) [1]. Такие характеристики обеспечивает основной компонент электрохимической системы – катод на основе смешанного слоистого оксида Li и переходных металлов (ТМ) LiNi_xMn_yCo_zO₂ (NMC_{xyz}, x+y+z = 1) с высоким (x > 0.6) содержанием Ni (так называемые Ni-rich катодные материалы) и структурой α-NaFeO₂ (пр. гр. R3m). Усилия исследователей по всему миру направлены на улучшение скоростных характеристик (снижению падения разрядной емкости при увеличении плотности тока), безопасности (снижение выделения молекулярного кислорода в процессе деградации материала) и циклического ресурса (сохранение емкости при длительном циклировании, трещиностойкость) аккумуляторов на основе NMC.

Гомо- и гетеровалентное замещение в подрешетках ТМ³⁺ и Li⁺ не привело к значимому улучшению электрохимических свойств материалов [2], поэтому микроструктурная организация первичных частиц, а также градиентное распределение ионов переходных металлов в агломерате рассматриваются как наиболее перспективные способы улучшения обозначенных выше характеристик. Однако, в случае высокого содержания Ni (x > 0.8) после высокотемпературного литирования не удастся сохранить заданное на этапе синтеза прекурсора распределение ТМ без применения добавок оксидов металлов в высокой степени окисления (Ta₂O₅, WO₃ и т. п.). В дальнейшем эти добавки остаются в конечном материале в виде литиевых соединений и электрохимически неактивны, что снижает плотность энергии. Поэтому, цель работы – исследовать возможность сохранения градиентного распределения ТМ в NMC с высоким содержанием Ni (x > 0.8) после высокотемпературного литирования без применения добавок оксидов металлов в высокой степени окисления.

В качестве модельной системы выбран состав Ni : Co = 0.833 : 0.167. Агломерат в центре обогащен Ni, а ближе к краю частицы – Co (обозначение [Ni→Co]). Исходный гидроксидный прекурсор ([Ni→Co](OH)₂) с градиентным распределением Ni и Co синтезирован в реакторе соосаждения в присутствии комплексообразователя (гидроксида аммония). Из полученного гидроксидного прекурсора при помощи окисления раствором NaClO (~25%) синтезирован еще один с более высокой степенью окисления ТМ – [Ni→Co]OOH для возможного снижения диффузии переходных металлов во время высокотемпературного литирования. Полученные промежуточные соединения ([Ni→Co](OH)₂ и [Ni→Co]OOH) смешивали с избытком LiOH·H₂O, нагревали и выдерживали при разных финальных температурах: 600°C, 650°C, 675°C, 700°C, 750°C и 800°C. Полученные материалы охарактеризованы методами рентгеновской дифракции на поликристаллических образцах, а также проанализированы при помощи сканирующей электронной микроскопии и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (рис. 1).

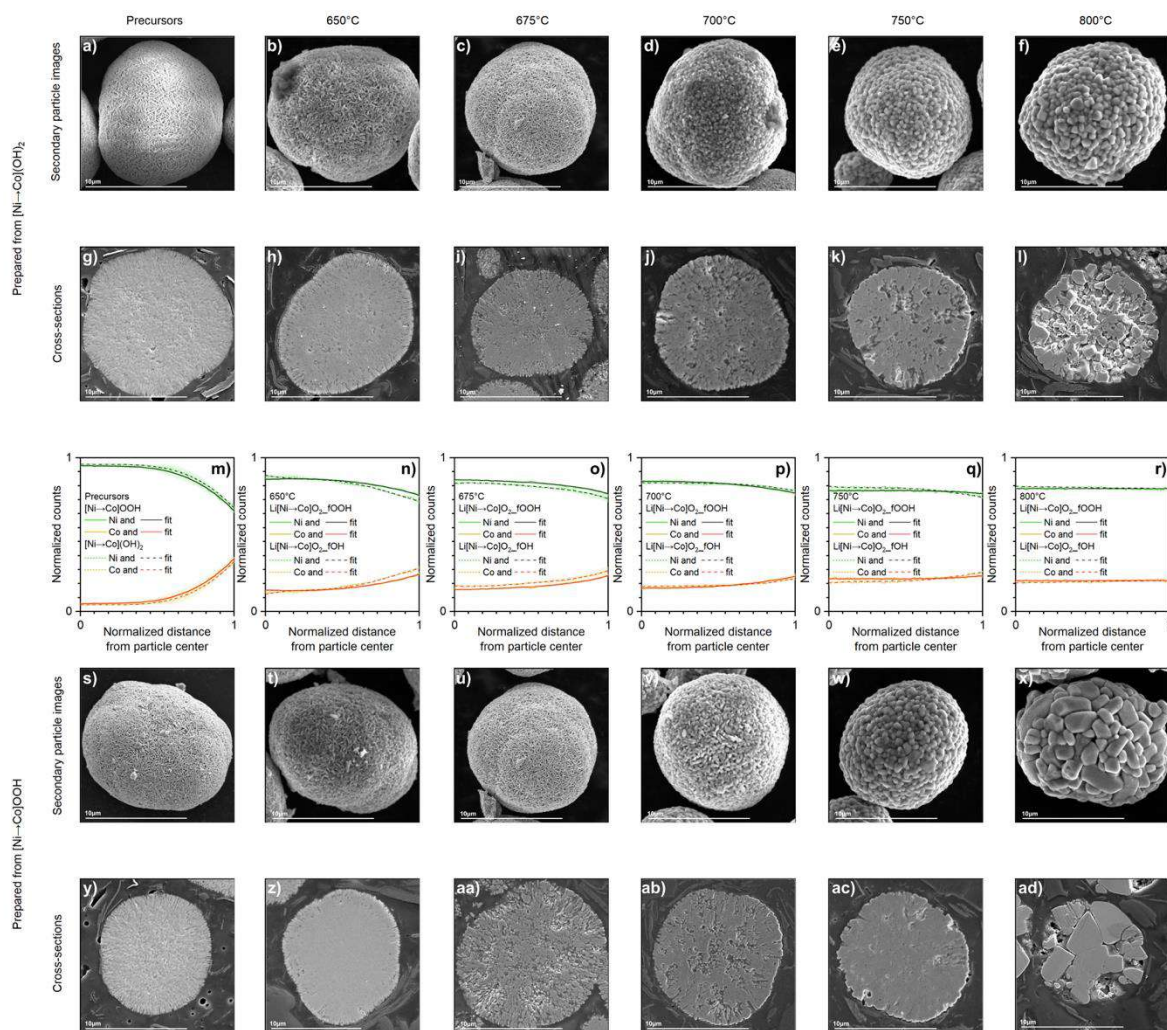


Рис. 1. SEM и SEM-EDX анализ синтезированных прекурсоров и материалов. SEM изображения частиц $\text{Li}[\text{Ni} \rightarrow \text{Co}]\text{O}_2$, синтезированных из прекурсора $[\text{Ni} \rightarrow \text{Co}](\text{OH})_2$ (a) и литированных при различных температурах: 650°C (b), 675°C (c), 700°C (d), 750°C (e), 800°C (f); соответствующие шлифы материалов $\text{Li}[\text{Ni} \rightarrow \text{Co}]\text{O}_2$, синтезированных из прекурсора $[\text{Ni} \rightarrow \text{Co}](\text{OH})_2$ (g) и литированных при различных температурах: 650°C (h), 675°C (i), 700°C (j), 750°C (k), 800°C (l); нормализованные профили ТМ (SEM-EDX данные) для материалов, полученных из разных прекурсоров ($[\text{Ni} \rightarrow \text{Co}](\text{OH})_2$ или $[\text{Ni} \rightarrow \text{Co}]\text{OOH}$) и литированных при различных температурах: 650°C (m), 675°C (n), 700°C (o), 750°C (p), 800°C (q) (черная и красная линии – аппроксимация для Ni- и Co-линий соответственно в материалах, полученных из $[\text{Ni} \rightarrow \text{Co}]\text{OOH}$; черная и красная пунктирные линии – аппроксимация для Ni- и Co-линий соответственно в материалах, полученных из $[\text{Ni} \rightarrow \text{Co}](\text{OH})_2$); SEM изображения частиц $\text{Li}[\text{Ni} \rightarrow \text{Co}]\text{O}_2$, синтезированных из прекурсора $[\text{Ni} \rightarrow \text{Co}]\text{OOH}$ (s) и литированных при различных температурах: 650°C (t), 675°C (u), 700°C (v), 750°C (w), 800°C (x); соответствующие шлифы материалов $\text{Li}[\text{Ni} \rightarrow \text{Co}]\text{O}_2$, синтезированных из прекурсора $[\text{Ni} \rightarrow \text{Co}]\text{OOH}$ (y) и литированных при различных температурах: 650°C (z), 675°C (aa), 700°C (ab), 750°C (ac), 800°C (ad).

При помощи решения уравнения диффузии в сферических координатах с граничными условиями, отвечающими постановке задачи (начальное распределение ионов переходных металлов есть функция от радиуса, поток ионов в центре и на границе частицы нулевой, при бесконечно большом времени распределение ионов переходных металлов одинаково в любой точке радиуса), получены предэкспоненциальные (D_0^{TM}) и экспоненциальные (E_a) множители в уравнении температурной зависимости кажущихся коэффициентов диффузии ТМ.

Полученные материалы также проанализированы с точки зрения электрохимических свойств (рис. 2).

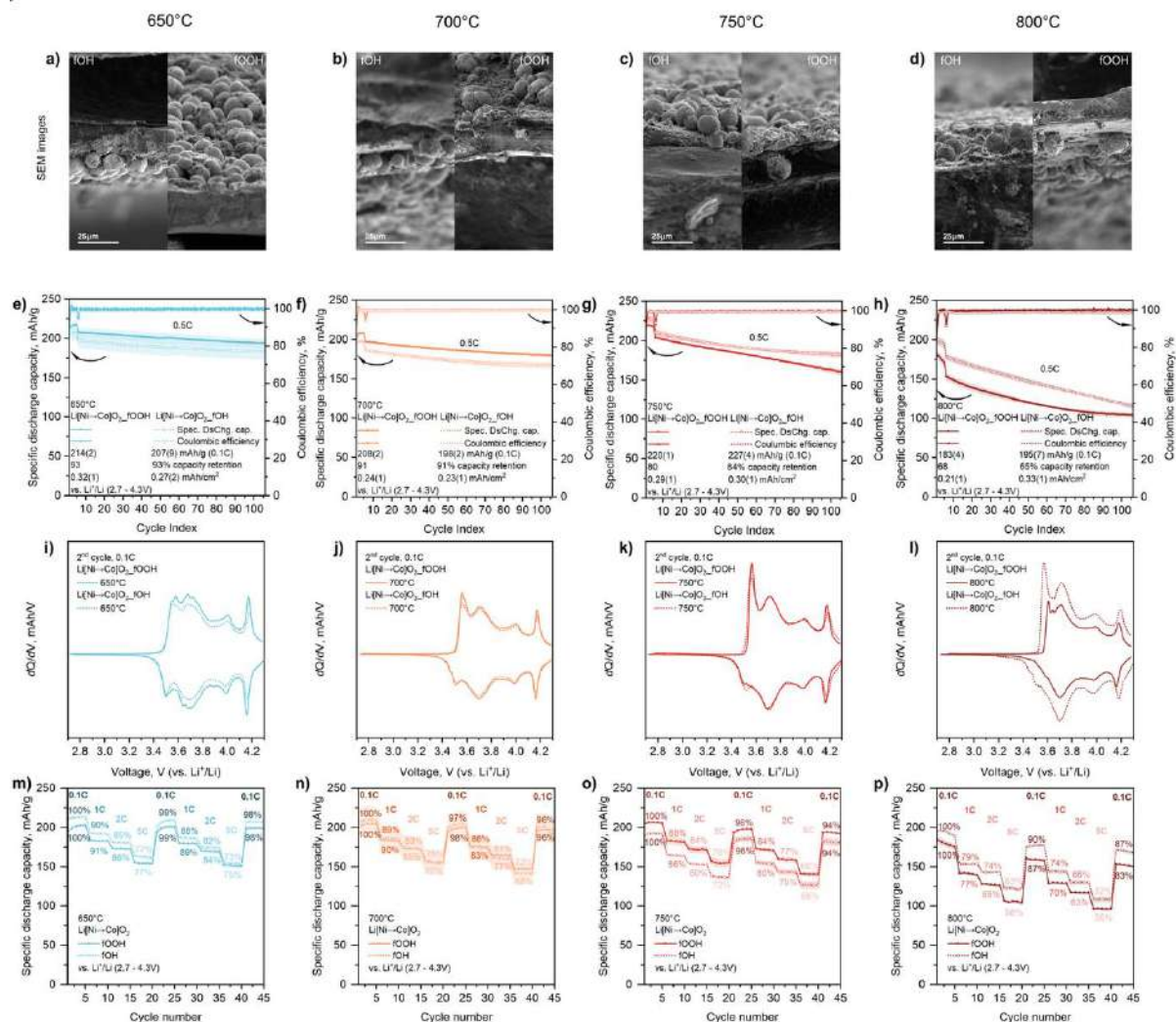


Рис. 2. Электрохимические свойства выбранных материалов. SEM изображения катодов, приготовленных из материалов, полученных из разных прекурсоров – $[\text{Ni} \rightarrow \text{Co}](\text{OH})_2$ (обозначены как fOH) и $[\text{Ni} \rightarrow \text{Co}]\text{OOH}$ (обозначены как fOOH) при разных температурах литирования: 650°C (a), 700°C (b), 750°C (c), 800°C (d); сохранение емкости при электрохимическом циклировании в ячейках CR2032 (2.7 – 4.3 V vs. Li^+/Li) материалов, полученных при разных температурах: 650°C (e), 700°C (f), 750°C (g), 800°C (h); кривые dQ/dV 2го цикла (ячейки CR2032, 2.7 – 4.3 V vs. Li^+/Li) материалов, полученных при разных температурах: 650°C (i), 700°C (j), 750°C (k), 800°C (l); скоростные характеристики (2.7 – 4.3 V vs. Li^+/Li) материалов, полученных при разных температурах: 650°C (m), 700°C (n), 750°C (o), 800°C (p).

В докладе будут более подробно рассмотрены результаты проведенных исследований, обсуждены полученные данные в том числе с точки зрения кристаллохимических особенностей полученных материалов.

Работа поддержана Российским научным фондом (грант 23-73-30003)

Литература

- [1] Chikkannanavar, S.B., Bernardi, D.M., Liu, L., 2014, J Power Sources. **248** 91–100.
- [2] G. Ko, S. Jeong, S. Park, J. Lee, S. Kim, Y. Shin, W. Kim, K. Kwon, 2023, Energy Storage Mater. **60** 102840.

МИРОВЫЕ ТЕНДЕНЦИИ В ИЗУЧЕНИИ И ПРИМЕНЕНИИ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ

С.В. Дмитриев^{1,2}, И.С. Сугоняко², А.Ю. Моркина², Е.А. Корзникова²

¹ *Институт физики молекул и кристаллов Уфимского федерального исследовательского центра РАН, Уфа*

² *Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа*
dmitriev.sergey.v@gmail.com

В связи с известными ограничениями традиционных методов обработки металлов, такими как высокое потребление энергии, невысокие скорости процессов и возможное появление дефектов, электроимпульсная обработка рассматривается в качестве альтернативы, которая предлагает энергосберегающие и быстропротекающие способы воздействия на структуру и свойства электропроводящих материалов [1-3]. В данном докладе обобщены последние достижения в области электроимпульсной обработки металлов и сплавов для улучшения их свойств посредством управления микроструктурой и рассмотрены направления развития технологии электроимпульсной обработки. Прежде всего обсуждаются известные механизмы взаимодействия электромагнитных полей с металлическими материалами, включая термические и атермические эффекты. Далее дается обзор влияния электроимпульсной обработки на различные параметры микроструктуры металлов, такие как размер зерна, фазовый состав, плотность дислокаций, модификация ансамбля прочих дефектов. Показано влияние электроимпульсной обработки на физико-механические свойства металлов, такие как прочность на растяжение, усталостная прочность, износостойкость, коррозионная стойкость, ударная вязкость и изменение внутренних напряжений. Представлены результаты как зарубежных, так и российских, в том числе, уфимских исследователей. В заключении обсуждаются новые возможности технологии электроимпульсной обработки в оптимизации свойств металлических материалов для различных применений, описаны проблемы, которые должны быть решены в предстоящих исследованиях.

Благодарности

Работа выполнена в рамках программы Министерства науки и высшего образования Российской Федерации «ПРИОРИТЕТ 2030», Уфимский государственный нефтяной технический университет.

Литература

1. L. Xie, H. Sun, Y. Wen, L. Hua, L.-C. Zhang // Progress in Materials Science. 2025. V. 153. P. 101488.
2. S. Fujian, W. Shang, L. Junhui, W. Dongfeng, X. Gang, N. Qiulin // Journal of Materials Engineering and Performance. 2024. V. 33(3). P. 1169 – 1178.
3. L. Xue, C. Liao, M. Wu, Q. Li, Z. Hu, Y. Yang, J. Liu // Journal of Cleaner Production. 2024. V. 439. P. 140864.

ВЛИЯНИЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mg-Y-Gd-Sm-Zr-X (X-Zn, Sc, Zn+Sc)

Е.А. Лукьянова, Т.В. Добаткина, И.Е. Тарытина, О.В. Рыбальченко,
Н.С. Мартыненко, П.Б. Страумал, В.А. Андреев, С.В. Добаткин

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
dobat@imet.ac.ru

Легирование магниевых сплавов редкоземельными металлами позволяет существенно повысить их механические свойства [1]. Известно, что для достижения высокого уровня свойств сплавов можно использовать различные способы деформационной обработки. В частности, высокую прочность в магниевых сплавах можно достичь с помощью ротационнойковки (РК) [2] и дополнительного легирования. В настоящей работе представлены результаты исследования влияния добавок цинка (0,5%, 1%) и скандия (1%, 2%) и их совместного содержания (1% Zn, 1% Sc) на свойства сплава Mg-5%Y-5%Gd-2%Sm-1%Zr типа ИМВ7-1 с самарием [3]. Полученные в работе результаты показали, что РК значительно улучшает свойства сплава Mg-5%Y-5%Gd-2%Sm-1%Zr с различными добавками цинка и скандия. Так пределы прочности при растяжении сплавов в недеформированном состоянии после гомогенизации составляли 215 МПа (Mg-5%Y-5%Gd-2%Sm-1%Zr), 245 МПа (Mg-5%Y-5%Gd-2%Sm-1%Zr-1%Zn), 181 МПа (Mg-5%Y-5%Gd-1%Zr-2%Sm-1%Zr-2%Sc), 220 (Mg-5%Y-5%Gd-1%Zr-2%Sm-1%Zn-1%Sc) [4]. А после РК с коэффициентом вытяжки для прутка диаметром 12 мм $\mu = 2,5$ предел прочности значительно повышается и достигает 394 МПа (Mg-5%Y-5%Gd-2%Sm-1%Zr), 414 МПа (Mg-5%Y-5%Gd-1%Zr-2%Sm-1%Zr-1%Zn), 372 МПа (Mg-5%Y-5%Gd-2%Sm-1%Zr-2%Sc), 389 МПа, (Mg-5%Y-5%Gd-1%Zr-2%Sm-1%Zn-1%Sc). Добавка Zn является эффективным компонентом и способствует повышению механических свойств сплавов Mg-Y-Gd-Sm-Zr после РК, в то время как Sc не оказывает значимого положительного влияния на их свойства. Повышение прочностных свойств всех сплавов после деформации обусловлено измельчением зерна, которое происходит в результате статической и динамической рекристаллизации. Скандий не оказал существенного влияния на микроструктуру и свойства исследуемых сплавов. Добавки цинка оказались более эффективными за счет образования в структуре LPSO-фазы [5] и подавления двойникования. В сплавах, содержащих цинк, формировалось наиболее мелкое рекристаллизованное зерно после РК и были получены более высокие механические свойства по сравнению со сплавами без дополнительных добавок и добавками скандия.

Литература

1. L.L. Rokhlin Magnesium Alloys Containing Rare-Earth Metals. London – New York: Taylor and Francis. 2003. 245 p.
2. Л.Л. Рохлин, Е.А. Лукьянова, Т.В. Добаткина, И.Е. Тарытина, А.С. Баикин // Металлы. 2023. № 2. С. 26-31.
3. Е.А. Лукьянова, Л.Л. Рохлин, Т.В. Добаткина, И.Г. Королькова, И.Е. Тарытина, С.В. Добаткин. Литейный магниевый сплав с редкоземельными металлами // Патент № 2617072. Бюл. № 11. 2017. RU 2617072.
4. Е.А. Лукьянова, И.Е. Тарытина, О.В. Рыбальченко, Н.С. Мартыненко, Г.В. Рыбальченко, Д.Р. Темралиева, Т.Н. Пенкина, Т.В. Добаткина, С.В. Добаткин // Металлы. 2024. №5. С. 3-17.
5. D. Deng, R. Cheng, B. Jiang, M. Yang, H. Wang, Y. Zhou., C. Yu, Y. Ma, J. Peng, F. Pan // Journal of Alloys and Compounds. 2023. V. 968. 171782.

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием № 075-00319-25-00.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЮРОМЕТРИЧЕСКИХ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ CoCrFeMnNi

В.К. Дробышев, И.А. Панченко, С.В. Коновалов, Е.М. Запольская

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
drobyshev_vk@mail.ru

В последние два десятилетия научный интерес направлен в сторону многокомпонентных систем, где матрица формируется пятью и более элементами в эквивалентных пропорциях [1, 2]. Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) демонстрируют уникальные комбинации свойств, обусловленные эффектом высокой энтропии смешения [3].

В настоящей работе изучали пять вариантов сплава с 20 ат. % Ni и вариациями Co (15 – 25 ат. %), Cr (15 – 25 ат. %), Fe (10 – 30 ат. %), Mn (10 – 30 ат. %). Образцы имели следующий состав: $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{10}\text{Mn}_{30}\text{Ni}_{20}$, $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$, $\text{Co}_{25}\text{Cr}_{25}\text{Fe}_{15}\text{Mn}_{15}\text{Ni}_{20}$, $\text{Co}_{15}\text{Cr}_{15}\text{Fe}_{25}\text{Mn}_{25}\text{Ni}_{20}$, $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{30}\text{Mn}_{10}\text{Ni}_{20}$.

Нанодюрметрия, модуль упругости были определены методом наноиндентирования при комнатной температуре на приборе НаноСкан-4D с нагрузкой на индентор 0,1 Н в соответствии с ГОСТ Р 8.748 – 2011 (ISO 14577-1:2015). Микротвердость проводилась с использованием микротвердомера HVS-1000 по Микро-Виккерсу ГОСТ 9450-76 путём вдавливания алмазной пирамидки. Испытательная нагрузка – 10 Н, длительность нагрузки 10 секунд. Испытания трибологии проводили в условиях сухого трения по схеме диск-палец на трибометре Pin on Disc and Oscillating TRIBOtester (TRIBOtechnic, Франция) при следующих параметрах: шарик из твердого сплава ВК8 диаметром 6 мм, скорость скольжения 25 мм/с, нагрузка на индентор 5 Н, температура проведения испытания комнатная. Профиль канавки износа и ее параметры исследовали контактным нанопрофилометром.

Результаты проведенных механических испытаний пяти сплавов системы CoCrFeMnNi с различным соотношением компонентов представлены в таблице 1 и рис. 1.

Таблица 1. Результаты микро-, наноиндентирования, модуля упругости, износостойкости

Сплавы	H, ГПа	E, ГПа	HV _{0,5}	Скорость износа, $\times 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н}\cdot\text{м})$	Коэффициент трения
$\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{10}\text{Mn}_{30}\text{Ni}_{20}$	1,74	60	146	7,8	0,783
$\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$	2,06	109	142	6,1	0,743
$\text{Co}_{25}\text{Cr}_{25}\text{Fe}_{15}\text{Mn}_{15}\text{Ni}_{20}$	1,80	107	138	5,8	0,663
$\text{Co}_{15}\text{Cr}_{15}\text{Fe}_{25}\text{Mn}_{25}\text{Ni}_{20}$	1,64	93,8	132	8,3	0,771
$\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{30}\text{Mn}_{10}\text{Ni}_{20}$	1,68	106	121	8,7	0,824

Полученный эквивалентный сплав $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$ обладает оптимальными механическими характеристиками: нанотвердость 2,06 ГПа, модуль Юнга 109 ГПа, скорость износа $6,1 \times 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н}\cdot\text{м})$. Высокое содержание марганца в сплаве $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{10}\text{Mn}_{30}\text{Ni}_{20}$ способствует формированию вторичных фаз MnNi, увеличивающих микротвердость до 146 HV, однако избыток Mn провоцирует хрупкость и рост коэффициента трения до 0,783. Минимальный износ зафиксирован у сплава $\text{Co}_{25}\text{Cr}_{25}\text{Fe}_{15}\text{Mn}_{15}\text{Ni}_{20}$ ($5,8 \times 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н}\cdot\text{м})$) вероятнее всего из-за формирования защитных оксидных слоев $\text{Cr}_2\text{O}_3/\text{MnO}_2$, снижающих адгезию. При переходе от эквивалентного состава $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$ (рис. 1, а) к сплаву с повышенным содержанием Cr/Co (25/25 ат. %) и сниженным содержанием Fe/Mn (15/15 ат. %) (рис. 1, б) глубина резания контртела и площадь поперечного сечения канавки уменьшились на 38% и 15% соответственно. Данное уменьшение геометрических параметров канавки указывает на возросшее сопротивление пластической деформации и ее локализацию,

обусловленное увеличенным содержанием Cr и Co. Оптимальный баланс прочности и износостойкости достигнут в эквиатомном сплаве Co₂₀Cr₂₀Fe₂₀Mn₂₀Ni₂₀ со скоростью износа $6,1 \times 10^{-5}$ мм³/Н·м при коэффициенте трения 0,743.

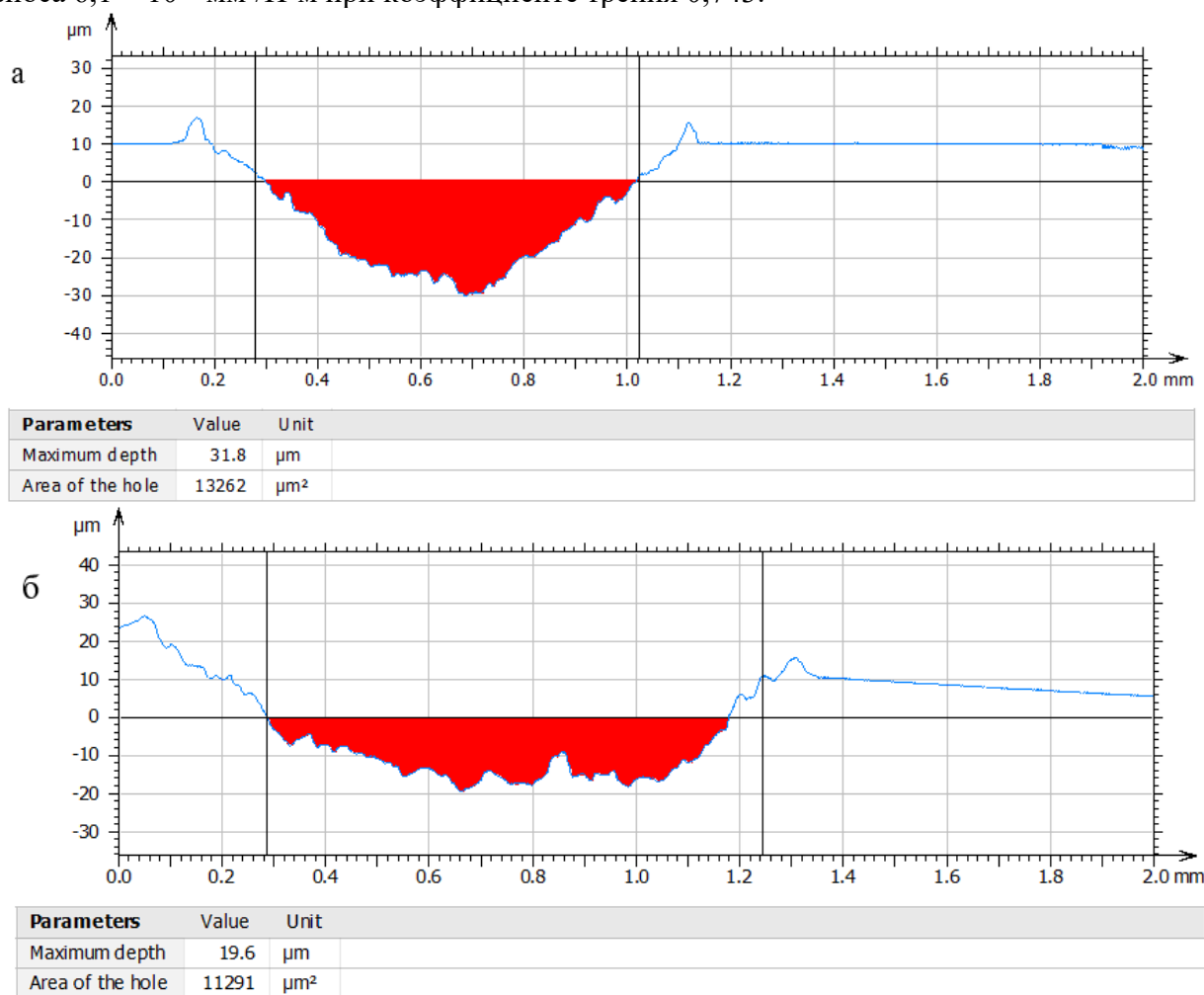


Рис. 1. Профили дорожки трения образцов высокоэнтروпийных сплавов Co₂₀Cr₂₀Fe₂₀Mn₂₀Ni₂₀ (а) и Co₂₅Cr₂₅Fe₁₅Mn₁₅Ni₂₀ (б)

Финансирование. Исследование проводилось в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-00087-2401.

Литература

1. A. Tikhonovsky, G.A. Salishchev. Effect of thermomechanical processing on microstructure and mechanical properties of the carbon-containing CoCrFeNiMn high entropy alloy // Journal of Alloys and Compounds. 2017. Vol. 693. P. 394-405.
2. I.A. Panchenko, V.K. Drobyshev, S.V. Konovalov, D.A. Bessonov Structural Change in Co–Cr–Fe–Mn–Ni Alloys upon Variation in Mn and Fe Concentrations // Technical Physics Letters. 2024. Vol. 50. No. 3. P. 282-287. <https://doi.org/10.1134/s1063785024700391>.
3. B. Cantor, I.T.H. Chang, P. Knight, A.J.B. Vincent. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys // Mater. Sci. Eng. A. 2004. № 375-377. P. 213-218. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257>.

ВАРИАЦИЯ ВНУТРЕННЕЙ АРХИТЕКТУРЫ КОСТНЫХ СКАФФОЛДОВ ДЛЯ ОПТИМИЗАЦИИ ИХ МЕХАНИЧЕСКОГО ОТКЛИКА

Еленская Н.В., Затонская В.М., Кононов Е.А., Ташкинов М.А.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь
n.elenskaya@pstu.ru

Компенсация потери ткани, вызванной, в том числе, прогрессирующим опухолем и последующей хирургической резекцией, остаётся серьёзной проблемой в клинической медицине. Эффективное лечение таких дефектов с целью восстановления нормальной структуры и функции кости остаётся важной клинической задачей, особенно в случаях, когда процесс заживления кости нарушен или замедлен. Эти проблемы подчёркивают критическую необходимость разработки эффективных костных скаффолдов – структур, способных поддерживать регенерацию и восстанавливать функцию кости. Такой объект должен имитировать структуру и свойства замещающей ткани, брать на себя функции структурной поддержки, а также обеспечивать среду для пролиферации и дифференцировки клеток. При этом, механические свойства скаффолда определяются не только свойствами материала, из которого он изготовлен, но и его внутренней архитектурой.

Цель данного исследования — оценить возможности управления механическими свойствами скаффолдов на основе трижды периодических минимальных поверхностей (ТПМП) за счёт контроля морфологических параметров (внутренней архитектуры скаффолда), с последующим сравнением полученных данных с референтными параметрами трабекулярной костной ткани. Для этого были созданы скаффолды с механическими свойствами, приближенными к характеристикам эталонного фрагмента костной ткани. Оптимизация достигалась за счёт регулирования внутренних параметров архитектуры трижды периодических минимальных поверхностей (ТПМП) и изменения пространственной ориентации элементарных ячеек. Проведен анализ соответствия разработанных структур основным требованиям к архитектуре скаффолдов, включая важные биологические параметры, такие как пористость. Механические свойства моделей оценивались по эффективному упругому отклику при сжимающих нагрузках в трёх взаимно перпендикулярных направлениях, степени анизотропии и распределению напряжений внутри объёма спроектированных скаффолдов. В ходе численного моделирования была создана структура, у которой эффективный упругий модуль и распределение напряжений по объёму приближены к характеристикам референтного фрагмента костной ткани.

Исследование выполнено в Пермском национальном исследовательском политехническом университете при поддержке Российского научного фонда (проект № 25-79-00308).

ОСОБЕННОСТИ ИЗНОСА НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЖС6У И ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ1-0 ПРИ ТРЕНИИ ПО СХЕМЕ ПАЛЕЦ-ДИСК

А.А. Елисеев, А.В. Филиппов

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
alan@ispms.ru

Подбор пар трения является сложной технологической и научной задачей. В зависимости от условий работы, к материалам предъявляются различные требования. Исходя из этих требования создаются новые материалы, которые могут обеспечить надежность и долговечность. В некоторых случаях требования к материалам могут быть взаимоисключающими. Например, при сварке трением с перемешиванием от инструмента требуется высокая износостойкость, иначе инструмент в результате критического износа изменяет геометрические параметры, что препятствует сварке. Кроме того, частицы износа нежелательно модифицируют сварной шов. Однако такая задача не может быть решена использованием антифрикционного материала, поскольку в процессе сварки трением с перемешиванием инструмент в результате трения разогревает материал заготовки и происходит адгезионный массоперенос. Соответственно, необходим баланс между способностью к адгезии и износом. В случае сварки алюминиевых сплавов, такие материалы известны и широко используются – например, инструментальная сталь H13 или быстрорежущие стали. Однако для сварки титановых сплавов такие стали не подходят в виду высокой температуры сварки. Возможным решением может являться никелевый суперсплав ЖС6У. Данный сплав сочетает в себе высокую жаропрочность, твердость и сопротивляемость коррозии. Прежде сплавы данного класса разрабатывались преимущественно для использования в турбинах, поэтому почти не изучены в контексте сухого трения, особенно в паре с титановыми сплавами. Целью данной работы является исследование особенностей износа никелевого сплава ЖС6У и титанового сплава ВТ1-0 при трении по схеме палец-диск.

В качестве материалов для трибологических испытаний использовались диски из сплава ВТ1-0 толщиной 2,5 мм и пальцы с полусферическим наконечником из сплава ЖС6У диаметром 6 мм. Диапазон скоростей трения составлял от 0,46 м/с до 1,84 м/с. Температура окружающей среды при испытании составляла 200 °С. Путь трения в каждом испытании составлял 800 м, нагрузка на палец – 22 Н.

В результате трибологических испытаний было обнаружено, что конечный коэффициент трения и износ диска из сплава ВТ1-0 был максимальным при скорости трения 0,92 м/с. При этом значения коэффициента трения, потери массы диска и ширины и глубины дорожки трения коррелируют между собой – при увеличении скорости сначала увеличиваются до максимального значения, а затем уменьшаются. Исследования дорожек трения методами растровой электронной микроскопии показали наличие участков с сильно фрагментированным слоем переноса. Данный слой характеризовался наличием большого количества трещин. ЭДС-анализ слоя переноса показал большое содержание кислорода – до 11%. Таким образом, можно сделать вывод, что в процессе трения на границе пары трения образуется трибослой преимущественно из материала диска. Этот трибослой захватывается пальцем и переносится обратно на диск. В процессе происходит механохимическое окисление слоя переноса, поскольку испытания проводились в воздушной атмосфере. В свою очередь окисление приводит к охрупчиванию слоя переноса и появлению трещин. При этом окисление слоя переноса также приводит и к уменьшению коэффициента трения, поскольку после переноса палец продолжает двигаться по уже окисленному материалу диска, который имеет другие трибологические свойства. Поэтому в процессе трения коэффициент трения уменьшался до установления постоянного режима. В случае же скорости 0,92 м/с, видимо, адгезия пальца и диска была настолько высокой, что палец в процессе трения постоянно снимал окисленный слой и входил в контакт с нижним слоем чистого титана, не

подверженным окислению, и непрерывно его изнашивал. Также было обнаружено, что слой переноса на дорожке содержит частицы износа пальца из сплава ЖС6У. Участки дорожек трения, которые не были покрыты слоем переноса, не содержали частиц износа пальца и других следов элементов сплава ЖС6У. Из этого можно заключить, что износ пальца происходит только по адгезионному механизму в механически смешанном слое.

Исследование износа пальцев показало, что площадь поверхности трения прямо пропорционально зависит от скорости трения. Ранее было обнаружено, что глубина дорожки трения на диске изменяется нелинейно в зависимости от скорости трения, поэтому не объясняет в полной мере данную зависимость. Если учитывать износ пальца и износ диска совместно, то можно объяснить линейный характер увеличения площадки износа на пине следующим образом. При увеличении скорости трения до 500 об/мин сильно увеличивается износ диска и увеличивается глубина дорожки трения. Соответственно, палец глубже погружается в диск и увеличивается площадка трения. Дальнейшее увеличение скорости приводит уменьшению глубины дорожки трения, но при этом значительно увеличивается износ пальца, как показало измерение массы. Поскольку палец изначально имеет полусферическую форму, его износ приводит к увеличению площадки трения. Также, кроме износа, имеет место пластическая деформация поверхности пина при трении. Это также привело к увеличению площади поверхности трения.

Несмотря на то, что пальцы проходили один и тот же путь при трении, из-за разной скорости трения изменялась продолжительность испытания. Поэтому была вычислена скорость износа как отношение величины износа и времени испытания. Было обнаружено, что скорость износа увеличивается с увеличением скорости трения по экспоненциальному закону.

В результате исследований методами растровой электронной микроскопии было обнаружено, что слой переноса, налипший на палец, может иметь сложную структуру и разделяться на несколько подслоев. Можно сделать вывод, что сначала в результате адгезии титан налипает на поверхность пальца, а затем в результате когезии слой переноса растет. Обнаружено, что под слоем переноса происходит диффузия материала пальца в слой переноса. Таким образом, поверхностный слой сплава ЖС6У разупрочняется и разрушается, а частицы износа пальца образуют механически смешанный слой с частицами окисленного титана. В результате этих процессов толщина слоя переноса постоянно изменяется и достигает максимального значения в 20 мкм.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0006.

РАЗРАБОТКА КАТОДНОГО МАТЕРИАЛА ДЛЯ РАБОТЫ Zn – ИОННОГО АККУМУЛЯТОРА НА ОСНОВЕ ФЕРРИТОВ СО СТРУКТУРОЙ МАГНЕТОПЛОМБИТА

**В.Е. Живулин¹, Н.А. Живулина¹, С.А. Созыкин¹, Д.Е. Живулин¹, А.В. Верховых¹
Д.А. Винник^{1,2,3}**

1. Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет)», Челябинск, Россия.
2. Московский физико-технический институт (национальный исследовательский университет), Долгопрудный, Россия
3. Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
Zhivulinve@mail.ru

Развитие транспортных средств на электрической тяге требует совершенствования способов хранения электрической энергии. Неоспоримым лидером по распространенности выступают литий-ионные аккумуляторы, имеющие ряд серьезных недостатков, в числе которых взрывоопасность и высокая стоимость лития. Между тем, по всему миру разрабатываются альтернативные типы аккумуляторов: натрий-ионные, калий-ионные, цинк-ионные. Последние в теории должны обладать высокой емкостью и низкой стоимостью, но работы по ним находятся на стадии научных изысканий и далеки от коммерчески выгодного внедрения. Для улучшения эксплуатационных характеристик цинк-ионных аккумуляторов необходимо решить множество проблем, связанных с выбором подходящих материалов и совершенствованием методики сборки батарей.

Важными характеристиками аккумуляторов выступают обратимая емкость и максимально возможное при приемлемой емкости количество циклов разрядки/зарядки. Добиться одновременно высоких показателей по этим критериям – актуальная задача современной науки. Для ее достижения необходимо подобрать материалы электродов и электролита, условия их синтеза и обработки, обеспечить высокую точность технологических операций по компоновке батарей.

Настоящая работа посвящена изучению возможности использования гексаферрита бария $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$, а также твердых растворов замещения на его основе в качестве катодного материала в составе Zn-ионного аккумулятора.

Для исследования были выбраны ферриты состава $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$, $\text{BaFe}_{11.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_{19}$ и $\text{BaFe}_9\text{Mn}_3\text{O}_{19}$. Образцы для исследования были получены методом твердофазного синтеза. В качестве исходных компонентов для синтеза использовали оксиды железа Fe_2O_3 , марганца Mn_2O_3 и карбонат бария. Исходные вещества отмерялись в стехиометрическом отношении и перетирались при помощи агатовой ступы. Порошок исходных оксидов прессовали в таблетку и спекали при температуре 1350 °С. Продолжительность изотермической выдержки при максимальной температуре составляла 5 часов.

Полученные в результате синтеза образцы были аттестованы методом рентгенофазового анализа и электронной микроскопии. По данным рентгенофазового анализа все полученные образцы имеют одну кристаллическую фазу, соответствующую структуре магнетопломбита. По данным энергодисперсионной спектроскопии элементный состав полученных образцов согласуется с изначально заданным.

Катод для исследования в составе Zn – ионного аккумулятора готовили по следующей методике. Полученные керамические образцы перетирались в порошок при помощи агатовой ступы. Полученный порошок феррита смешивали с мелкодисперсным графитом в массовом соотношении 80/20. В качестве связующего к полученной смеси добавляли лак марки НЦ-62 разведенный в ацетоне. Полученную в результате массу наносили на подложку из нержавеющей стали толщиной 0.05 мм при помощи аппликатора ножевого типа. Толщина покрытия составляла 350 мкм.

Испытание катодов производили в электрохимические ячейки анодом в которой выступала цинковая фольга толщиной 0,1 мм. В качестве электролита использовали водный раствор 2М ZnSO_4 и 0,1М MnSO_4 .

Испытание проводили методом циклического заряда разряда. Заряд осуществляли до напряжения, не превышающего 1,95 В, разряд до напряжения 1 В. Ток заряда и разряда варьировался и составлял 0,2 ;0,5; 1; 1,5 и 2 мА. При каждом значении тока производилось не менее 20 циклов заряда –разряда.

В результате проведённых испытаний было выявлено, что наибольшее значение емкости имеет исходный не замещенный гексаферрит бария. Частичное замещение железа на марганец приводит к монотонному снижению емкости ячейки.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства образования и науки Челябинской области за счет гранта в форме субсидии №184/3 от 25.12.2024 на создание региональной молодежной лаборатории.

СИНТЕЗ И ХАРКТЕРИЗАЦИЯ КАТОДНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ОКСИДА МАРГАНЦА IV ДЛЯ ВОДНОГО ЦИНК ИОННОГО АККУМУЛЯТОРА

Д.Е. Живулин¹, С.А. Созыкин¹, А.В. Верховых¹, Н.О. Черкасова², В.Е. Живулин²

¹ Южно-уральский государственный университет, 454080, г. Челябинск
zhivulin-74@mail.ru

Перед существующими аккумуляторными технологиями цинк-ионные батареи обладают комплексным преимуществом: они не только дешевле в производстве благодаря доступности цинка, но и, в отличие от многих литиевых батарей, легко поддаются переработке. Это создаёт потенциал для замкнутого цикла использования и снижает экологический ущерб. Усилия, направленные на разработку цинк-ионных батарей, имеют большое значение для снижения стоимости хранения электроэнергии, что, в свою очередь, может стать толчком для развития зелёной энергетики.

Одним из перспективных материалов для создания анода цинк-ионного аккумулятора является оксид марганца(IV). Оксид марганца(IV) имеет множество полиморфных модификаций [2]. Наиболее стабильными формами являются соединения с минералогическими названиями: пиролюзит, рамселлит, нсутит. Полиморфизм данного соединения обусловлен тем, что ионы марганца, окружённые шестью атомами кислорода, образуют октаэдры, которые могут комбинироваться различными способами.

Наиболее интересной модификацией оксида марганца(IV) с точки зрения создания анода для цинк-ионного аккумулятора является α - MnO_2 . Особенностью структуры данной модификации является наличие каналов размером 2×2 Å, расположенных вдоль оси z . Морфология монокристаллов представляет собой вытянутые вдоль этой оси иглы, что обусловлено наибольшей скоростью роста. Варьируя условия синтеза, можно изменять длину, толщину и степень дефектности кристаллов. Множество работ посвящено поиску оптимальных условий синтеза, позволяющих контролировать морфологию. Так, в литературе встречаются описания синтеза структур различной морфологии, таких как «нановолосы», «нанопроволоки», «иглы» и др.

Синтез α - MnO_2 проводили путём окисления сульфата марганца (MnSO_4) перманганатом калия (KMnO_4) с последующей гидротермальной обработкой в автоклаве при температуре 150 °С в течение 3 часов (степень заполнения автоклава — 65%).

Фазовый состав полученного α - MnO_2 подтверждён методом рентгенофазового анализа (РФА). Значительное уширение рентгеновских максимумов не позволяет однозначно утверждать, что образец состоит только из одной фазы. Вполне вероятно, что в процессе гидротермального синтеза могла образоваться дополнительная фаза — оксигидроксид марганца $\text{MnO}(\text{OH})$. По данным элементного анализа, в материале присутствует 0,3 % серы и 1,8 ат. % калия, что свидетельствует о загрязнении образца, а также косвенно может указывать на наличие дополнительной фазы, которая не определяется методом РФА. По данным термического анализа, в интервале температур 20–300 °С наблюдается потеря массы, связанная с десорбцией ОН-групп. Этот процесс подтверждён методом ИК-спектроскопии.

Полученный материал был испытан в качестве катода цинк-ионного аккумулятора.

Работа выполнена в РМЛ электромеханических, электронных и электрохимических систем ЮУрГУ.

РЕЗИСТИВНОЕ ПЕРЕКЛЮЧЕНИЕ МЕМРИСТИВНЫХ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПЛЕНОК ОКСИДА ТИТАНА НА ГРАФЕНЕ

И.Л. Житяев^{1,2}, М.С. Картель¹, Ю.Ю. Житяева¹, В.А. Смирнов^{1,2}

¹*Южный федеральный университет, Научно-исследовательская лаборатория
"Нейроэлектроника и мемристивные наноматериалы", Таганрог*

²*Южный федеральный университет, Институт нанотехнологий, электроники и
приборостроения, Таганрог*

izhityaev@sfedu.ru

Современные нейроморфные технологии представляют собой прорывное направление в преодолении ограничений традиционной фон-неймановской архитектуры, где разделение памяти и процессора приводит к значительным энергозатратам. Мемристоры, демонстрирующие резистивное переключение, рассматриваются как основные элементы для создания энергоэффективных нейроморфных систем, способных имитировать синаптическую пластичность биологических нейросетей [1].

Настоящее исследование фокусируется на компьютерном моделировании структур ИТО/TiO₂/графен и оценке их вольт-амперных характеристик с использованием COMSOL Multiphysics®. Структура ИТО/TiO₂/графен расположена на поверхности пленки из полиэтилентерефталата (ПЭТ), обеспечивающей гибкость и устойчивость структуры к многократным механическим деформациям при сохранении функциональных характеристик. Перспективность подобной комбинации материалов объясняется возможностью реализации на их основе нейроморфных систем гибкой электроники.

В данной работе рассмотрена планарная мемристорная структура с двумя электродами (на первый электрод подавался (+/-) потенциал, второй – был заземлен), расположенными на расстоянии 10 нм друг от друга на поверхности TiO₂-пленки. Особое внимание уделено механизму переключения, обусловленному миграцией кислородных вакансий в структуре оксида. Выбор TiO₂ в качестве активного слоя (толщиной 2-10 нм) вызван рядом критических факторов: высокой подвижностью кислородных вакансий при 300 К, технологической совместимостью с КМОП-процессами и возможностью точного контроля стехиометрии методами магнетронного распыления. ИТО (оксид индия-олова), имея прозрачность в видимом диапазоне (более 85%), оптимальную работу выхода (4.7-4.9 эВ) и стабильность характеристик, обеспечивает верхний интерфейс к диоксиду титана. Графеновый подслой, обладающий высокой проводимостью, механической прочностью и химической стабильностью, не только снижает общее сопротивление структуры, но и обеспечивает равномерное распределение тока, уменьшая вариативность параметров резистивного переключения мемристорных пленок.

Результаты моделирования выявили корреляцию между толщиной TiO₂ и параметрами переключения. Уменьшение толщины TiO₂ с 10 до 2 нм при сохранении величины межэлектродного расстояния способствует возрастанию максимальной напряженности электрического поля в ~2.5 раза, максимальный ток на вольт-амперной характеристике увеличился на 420%, отношение HRS/LRS увеличивается на порядок и достигает значений $1.4 \cdot 10^4$.

Полученные результаты необходимо учитывать при проектировании наноразмерных мемристорных ячеек для нейроморфных систем искусственного интеллекта робототехнических комплексов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-79-00306, <https://rscf.ru/project/24-79-00306/> в Южном федеральном университете.

Литература

1. A.V. Saenko, R.V. Tominov, I.L. Jityaev, Z.E. Vakulov, V.I. Avilov, N.V. Polupanov, V.A. Smirnov // Nanomaterials. 2024. Vol. 14. №. 23. P. 1901.

СИНТЕЗ И СВОЙСТВА НИКЕЛЬСОДЕРЖАЩИХ ПИРОХЛОРОВ НА ОСНОВЕ НИОБАТА/ТАНТАЛАТА ВИСМУТА

Жук Н.А.^{1*}, Н.А. Секушин², М.Г. Кржижановская³, К.А. Баданина¹

¹*Сыктывкарский государственный университет, Сыктывкар*

²*Институт химии Коми научного центра УрО РАН, Сыктывкар*

³*Санкт-Петербургский государственный университет*

nzhuck@mail.ru

Изучены кристаллическая структура, тепловые и электрические свойства никельсодержащих пирохлоров состава $\text{Bi}_2\text{NiNb}(\text{Ta})_2\text{O}_9$. Неупорядоченная кристаллическая структура пирохлоров (пр. гр. $Fd-3m$, $Z=4$) уточнена методом Ритвелда на основе данных рентгеновской порошковой дифракции (РФА). В отличие от рыхлого, пористого танталового пирохлора, микроструктура ниобиевой керамики плотная и малопористая. Ниобиевый/танталовый пирохлор имеют неупорядоченную структуру кубического пирохлора, в которой катионы висмута смещены в позицию 96g, а атомы кислорода распределены по позициям 48f и 8a с частичным заполнением. Катионы никеля(II) распределены по позициям висмута и ниобия. Толерантность октаэдрической подрешетки танталового пирохлора к катионам никеля выше, а ее емкость по Ni(II) на 5,3% больше, чем у октаэдрической подрешетки ниобиевого пирохлора. В то же время вакантность подрешетки висмута составляет 22% по сравнению с 18% для ниобиевого пирохлора. Тепловое расширение ячейки изучено методом высокотемпературной рентгеновской дифракции в интервале температур 30-1200 °C. Коэффициент термического расширения у $\text{Bi}_2\text{NiNb}_2\text{O}_9$ выше, чем у танталового пирохлора, монотонно увеличивается от $5,12 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ (30 °C) до $7,73 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ (750 °C). Механизм термической диссоциации пирохлоров $\text{Bi}_2\text{NiNb}_2\text{O}_9$ и $\text{Bi}_2\text{NiTa}_2\text{O}_9$ подобен и заключается в образовании изоструктурных промежуточных соединений $\text{NiNb}_2\text{O}_6/\text{NiTa}_2\text{O}_6$ и близости температур термической диссоциации пирохлоров 1110/1080 °C, что связано с летучестью и удалением оксида висмута(III) при высокой температуре. Диэлектрические характеристики ниобиевого пирохлора существенно лучше, чем у танталсодержащего пирохлора аналогичного состава. $\text{Bi}_2\text{NiNb}_2\text{O}_9$ характеризуется высокой энергией активации 1,43 эВ; высокой частотно-независимой диэлектрической проницаемостью ~ 144 (до 300 °C) и тангенсом угла диэлектрических потерь $\sim 0,002$ на частоте 1 МГц. Ионный транспорт не обнаружен. Исследованная керамика может быть использована при создании многослойных керамических конденсаторов. Ниобиевые пирохлоры в целом демонстрируют лучшие диэлектрические свойства по сравнению с танталовыми пирохлорами, поскольку характеризуются плотной, беззеренной микроструктурой и наибольшей поляризуемостью связей Nb-O в октаэдре по сравнению с жесткими и короткими связями Ta-O. Более того, различные типы замещения ионов тантала(V)/ниобия(V) переходными 3d-ионами приводят к незначительным вариациям значений диэлектрических параметров. Это связано с тем, что количества переходных 3d-ионов недостаточны для уверенного влияния на свойства керамики и ограничены требованием сохранения стабильности трёхмерного каркаса структуры. Это означает, что поляризуемость октаэдрического каркаса, а точнее, природа атомов, образующих каркас (в основном ниобия/тантала), в целом определяет диэлектрические свойства керамики.

ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО ГРАНУЛИРУЕМОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ВВ751П

Р.И. Зайнуллин, Ш.Х. Мухтаров, Р.В. Шахов, А.А. Ганеев, В.М. Имаев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
zayn.rishat@imsp.ru

Для удовлетворения растущих потребностей в авиационной промышленности разрабатываются новые высоколегированные сплавы на никелевой основе и технологии их производства. Детали из жаропрочных гранулируемых никелевых сплавов часто изготавливаются методом горячего изостатического прессования (ГИП) с последующей термической обработкой, что экономически эффективно и хорошо подходит для получения деталей сложных геометрических форм деталей газотурбинных двигателей (ГТД), таких как диски. Принято считать, что гранулируемые никелевые сплавы считаются недеформируемыми, но для улучшения их механических свойств может быть применена деформационная обработка [1].

Целью настоящей работы было изучение влияния горячей деформации и термической обработки на механические свойства жаропрочного гранулируемого никелевого сплава. В качестве исходного материала был взят сплав ВВ751П (Ni-10(Al, Ti, Nb)-34,5(Co, Cr, Mo, W, V, Hf)-0,057(C, B) (масс.%). Этот сплав был разработан в качестве материала для дисков ГТД, и используется в двигателе ПД-14 [2]. Исходный материал поставлялся в состоянии после ГИП и термической обработки. Средний размер γ зерен в состоянии поставки составлял $d_{\gamma} \approx 30$ мкм, объемная доля фазы γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti}, \text{Nb})$) составляла около 65%. Горячая обработка включала изотермическую или квазиизотермическую деформацию. В результате были получены заготовки с мелкозернистой структурой, которые затем подвергались различным режимам термообработки. В результате были получены микроструктурные состояния с размером γ зерен в диапазоне 8–32 мкм и имели близкую морфологию и размеры γ' фазы. Из деформированного и термически обработанного материала были изготовлены образцы и проведены испытания на ползучесть и длительную прочность. Испытания на длительную прочность и ползучесть показали, что образцы, подвергнутые горячей деформации, демонстрируют лучшие механические свойства, чем полученные только термической обработкой. При этом длительная прочность в условиях испытаний 650 °C/1078 МПа и 750 °C/620 МПа деформированного сплава превышала 110 ч. Сравнение длительной прочности с другими зарубежными жаропрочными никелевыми сплавами показало, что сплав ВВ751П в деформированном и термообработанном состояниях продемонстрировал схожие значения параметра Ларсона-Миллера как у сплавов FGH100 и AF115 [3, 4] и лучше, чем у сплава N18 [5].

Исследование поддержано Российским научным фондом (проект №25-29-00806).

Литература

1. Е.И. Разуваев, М.В. Бубнов, М.М. Бакрадзе, С.А. Сидоров // Авиационные материалы и технологии. 2016. №S1 (43). С. 80-86.
2. С.В. Рогожкин, Л.Б. Бер, А.А. Никитин, А.А. Хомич, О.А. Разницын, А.А. Лукьянчук, А.С. Шутова, М.М. Карашаев, А.Г. Залужный // Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121. № 1. С. 60-71.
3. C.L. Jia, C.C. Ge, Q.Z. Yan // Materials Science and Engineering A. 2016. V. 659. P. 287-294.
4. H. Merrick, R.C. Benn, P.R. Bhowal // United States patent 6,468,368 B1, 22.10.2002.
5. J.Y. Guedou, J.C. Lautridou, Y. Honnorat // Superalloys 1992. 1992. P. 267-276.

СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Co-Cr-B-Si ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Э.Н. Занаева¹, А.И. Базлов^{1,2}

¹Университет МИСИС, Москва

²Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург
zanaeva@misis.ru

Применение закалки из жидкого состояния (спиннингования) позволяет получать однородную аморфную структуру, которая является прекурсором для формирования нанокристаллической структуры сплавов при кристаллизации. Так, внедрение технологии спиннингования может повысить технологичность изготовления постоянных магнитов на основе новых сплавов с исходной аморфной структурой. Поиск оптимальных составов сплавов системы Fe-Co-Cr, легированных элементами неметаллами, в которых одновременно наблюдается возможность аморфизации при спиннинговании, формирование структуры, характеризующейся оптимальным соотношением фаз α и Fe_3B , при сохранении возможности к спинодальному распаду ОЦК твердого раствора, является проблемой, решение которой откроет путь для создания высокотехнологичных энергоэффективных магнитотвердых материалов со структурой естественного композита.

В качестве объектов исследования выбраны сплавы системы Fe-Co-Cr-B-Si, в которых содержание элементов-аморфизаторов, бора и кремния, было неизменным и составило 16 ат.%, соотношение элементов металлов Fe к Co варьировалось и составляло 1, 3 и 7. Кремний помимо повышения стеклообразующей способности сплавов также является элементом α -стабилизатором. Лигатуры сплавов выбранных составов выплавляли из чистых компонентов в вакуумной дуговой печи с нерасходуемым электродом. Далее, в установке для спиннингования получали металлические ленты толщиной 10 – 50 мкм методом закалки расплава на вращающийся медный диск-кристаллизатор в атмосфере аргона высокой чистоты. Исследование структуры проводили методом рентгеновского фазового анализа в монохроматическом излучении $\text{Cu-K}\alpha$ на дифрактометре Bruker D8 Advance на полированной подложке из монокристалла кремния. Методом дифференциальной сканирующей калориметрии проводили нагрев навески с постоянной скоростью нагрева 40 °C/мин в потоке аргона для определения характеристических температур сплавов.

Вследствие одинакового содержания элементов-аморфизаторов в составе, полученные сплавы характеризуются значением критической толщины лент 20 мкм при этом соотношение элементов металлов не влияет на это значение. При этом соотношение металлов в составе сплавов оказывает значительное влияние на характер термограмм. В результате прохождения всех стадий кристаллизации аморфной структуры фазовый состав сплавов одинаков и представляет собой смесь α -твердого раствора и стабильного борида Me_2B . Важно отметить, что при равном суммарном содержании атомов металлов в составе сплавов, процесс первичной кристаллизации аморфной фазы в них различен, что не характерно для сплавов систем Me-B, где определяющее влияние на процесс кристаллизации оказывает содержание бора в составе сплава. В данном случае определяющее значение на механизм кристаллизации аморфной фазы имеет соотношение металлов., а также соотношение металлов в составе исследуемых сплавов, оказывает значительное влияние на период решетки кристаллизующейся ОЦК фазы. Формирование в структуре сплавов эвтектической смеси $\alpha + \text{Me}_2\text{B}$ обуславливает формирование высоких значений намагниченности сплавов, при относительно низкой коэрцитивной силе, что обусловлено малым количеством магнитотвердой фазы Me_2B . В то время как наибольшими значениями коэрцитивной силы обладает эвтектическая смесь $\alpha + \text{Me}_3\text{B}$. Стоит отметить, что увеличение коэрцитивной силы зависит от соотношения фаз α и Me_3B в структуре сплавов.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 24-79-00267.

ВОЛНЫ НЕЛИНЕЙНОЙ СУПРАТРАНСМИССИИ В КРИСТАЛЛАХ С ДЕФЕКТАМИ

П.В. Захаров¹, И.С. Луценко¹, М.Д. Старостенков²

¹*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург*

²*Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Барнаул*
zakharovpvl@rambler.ru

Явление нелинейной супратрансмиссии (НСТ) проявляется в передаче энергии гармонического внешнего воздействия в дискретные среды на частотах вне их спектра [1-3]. НСТ тесно связана с рядом явлений таких как модуляционная неустойчивость, генерация солитонов, бифуркация и хаос в распределенных системах [4]. Отметим, что данный эффект проявляется в условиях высокой интенсивности воздействия на дискретные структуры, близких к предельным значениям устойчивости материалов. Это важно в контексте нестандартного поведения материалов, поддерживающих НСТ, в экстремальных условиях.

В данной работе в качестве модели для изучения характеристик волн солитонного типа, сгенерированных при проявлении нелинейной супратрансмиссии, выбран кристалл имеющий запрещенную зону в фононном спектре [5]. Модель кристаллической структуры представляла собой гранецентрированную кубическую решетку состава A_3B со сверхструктурой $L1_2$. В качестве потенциала межатомных связей выбран eam-потенциал для сплавов системы Pt-Al [6]. С одной стороны, он обеспечивает реалистичное описание механических свойств материалов на основе платины и алюминия, с другой обладает ярко выраженной нелинейностью для существенных смещений атомов из положения равновесия. Моделирование осуществлялось в программном пакете LAMMPS [7], с последующей обработкой данных программными средствами собственной разработки.

Ячейка представляла из себя кристалл Pt_3Al прямоугольной формы, содержащий от 10^4 до 10^6 частиц, с предварительно внедренными в него дефектами. Размеры расчетной ячейки варьировались вдоль одной оси для обеспечения большего пробега волны. В качестве основных дефектов выбраны межузельные атомы и вакансии, а также поры различного диаметра и формы. Производилась предварительная релаксация ячейки для минимизации энергии.

Генерация волн солитонного типа осуществлялась путем периодического воздействия на одну из границ ячейки на частотах, соответствующих запрещенной зоне кристалла: от 6,28 до 7,9 ТГц. Важным параметром для волн НСТ является амплитуда воздействия, в данном случае она составляла 0,1-0,2 Å. Этого достаточно для обеспечения возбуждения солитонов, и в тоже время сохранения кристаллической структуры.

Форма полученных уединенных волн соответствует решению уравнения $\sin$ -Гордона. Предварительно нами изучен вопрос профиля данных волн и параметров, описывающих их эволюцию в работе [8]. Здесь мы опирались на эти результаты для исследования именно устойчивости волн к взаимодействию с дефектами и их влиянию на сами дефекты.

Ни рисунке 1 показаны части кристаллов, соответствующие области генерации волн (а) и после прохождения нанопоры (б). Несмотря на изменение профиля волны после взаимодействия с дефектом, он соответствует решению уравнения $\sin$ -Гордона, но уже с другими параметрами. Изучение эволюции данных параметров и их последующего восстановления является важной теоретической задачей, решение которой только аналитическими средствами затруднительно. Нами получен набор численных данных позволяющий построить соответствующие зависимости и оценить устойчивость волн, коэффициент восстановления, а также безвозвратные потери энергии таких волн. Рассеянная энергия может инициировать структурные изменения при наличии дефектов и напряжений в кристалле. К тому же перераспределение энергии в профиле самой волны подтверждает их

устойчивость не только в идеальных структурах, но и с нарушением трансляционной симметрии.

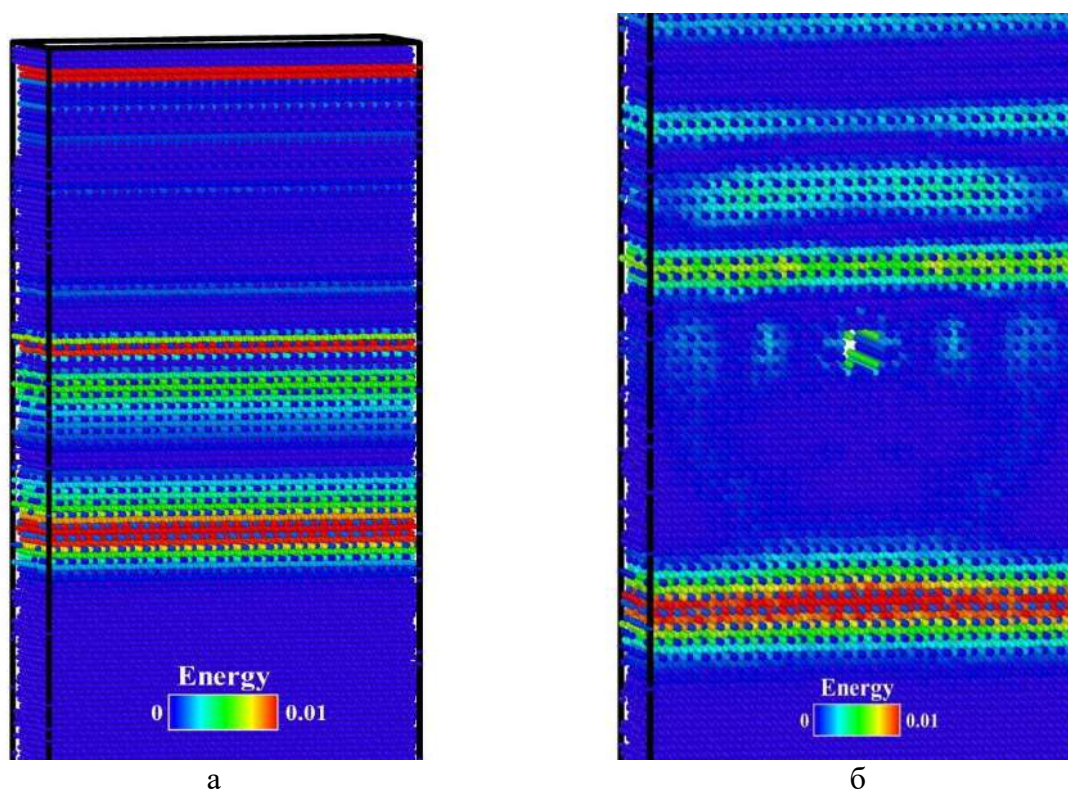


Рис. 1. Энергетический профиль сгенерированной волны солитонного типа вблизи области зарождения (а) и после прохождения поры размером 5Å.

Возбужденные волны солитонного типа в существенной мере оказались устойчивыми к точечным дефектным структурам. Дефекты, сопоставимые по размерам с длиной волны, приводят к искажению фронта с последующим его восстановлением и потерей части энергии. Понимание НСТ и взаимодействия сгенерированных волн может способствовать обнаружению точек возникновения повреждений в материалах под высокоамплитудными циклическими нагрузками, где энергия начинает локально проникать в материал и концентрироваться.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-22-20038 (<https://rscf.ru/project/24-2220038/>) и гранта Санкт-Петербургского научного фонда № 24-22-20038. Часть результатов работы была получена с использованием вычислительных ресурсов суперкомпьютерного центра Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого (www.scc.spbstu.ru).

Литература

1. F. Geniet, J. Leon // Physical Review Letters. 2002. Vol. 89. №13. 134102. P. 1341021–1341024.
2. F. Geniet, J. Leon // Journal of Physics Condensed Matter. 2003. Vol. 15, №17. P. 2933–2949.
3. P. Anghel-Vasilescu, J. Dornigac, F. Geniet, J. Leon, M. Taki // Physical Review Letters. 2010. Vol. 105. №7. P. 074101.
4. П.В. Захаров // Компьютерные исследования и моделирование. 2023. 15. №3. С. 599–617.
5. Чередниченко А.И., Ерёмин А.М., Васильев А.Э., Старостенков М.Д., Захаров П.В. // Южно-Сибирский научный вестник. 2023. № 1 (47). С. 50-55.
6. X. W. Zhou, R. A. Johnson, H. N. G. Wadley // Physical Review B. 2004. 69(14), P. 144113.
7. LAMMPS Molecular Dynamics Simulator [Официальный сайт]. – URL: <http://lammps.sandia.gov/>
8. Zakharov, P.V.; Korznikova, E.A.; Izosimov, A.A.; Kochkin, A.S. // Computation. 2023. 11(10). P. 193.

АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В ДВУХСЛОЙНОМ ЦИЛИНДРЕ ИЗ ВЯЗКОУПРУГОГО МАТЕРИАЛА ПРИ МНОГОЭТАПНОЙ КОНЕЧНОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЯ И РАСТЯЖЕНИЯ-СЖАТИЯ

В.А. Левин ¹, К.М. Зингерман ², Д.Р. Бирюков ³

¹Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва

²Тверской государственный университет, Тверь

³ООО «Фидесис», Москва

zingerman@rambler.ru

Исследуется в рамках теории многократного наложения больших деформаций напряженно-деформированное состояние последовательно формируемого двухслойного цилиндра, каждый слой которого изготовлен из вязкоупругого несжимаемого материала. После присоединения каждого очередного слоя выполняется растяжение-сжатие и кручение составного цилиндра в соответствии с заданной программой деформирования. Задача формулируется и решается в квазистатической постановке. Получено точное аналитическое решение задачи для класса несжимаемых изотропных вязкоупругих материалов, механическое поведение которых описывается определяющими соотношениями интегрального типа с экспоненциальным ядром. Приведены результаты численных расчетов.

Механическая постановка задачи в рамках теории многократного наложения больших деформаций следующая [1-3]. Имеется цилиндрический стержень, изготовленный из несжимаемого изотропного вязкоупругого материала. Первоначально в этом стержне нет напряжений и деформаций. Затем в течение определенного промежутка времени стержень подвергается первоначальной деформации кручения, а также растяжению или сжатию в осевом направлении под действием крутящего момента и осевой силы. Эта деформация может изменяться со временем в соответствии с заданным правилом (программой деформирования). Боковая поверхность цилиндра свободна от нагрузок. Из-за несжимаемости материала растяжение или сжатие стержня вдоль его оси сопровождается, соответственно, сжатием или растяжением стержня в радиальном направлении. Предполагается, что в конце заданного интервала времени стержень находится в первом промежуточном состоянии. В этом состоянии к нему присоединяется полый недеформированный вязкоупругий цилиндр (слой). Внутренний радиус этого полого цилиндра совпадает с радиусом стержня после начальной деформации, а длина совпадает с длиной стержня после начальной деформации. Цилиндры склеиваются вдоль их общей граничной поверхности (для исходного цилиндра это внешняя граница, для присоединенного цилиндра - внутренняя), и в дальнейшем предполагается, что на этой поверхности выполняются условия идеального контакта. Далее (в течение следующего интервала времени) происходит совместная дополнительная деформация цилиндров. Это также деформация кручения вместе с растяжением или сжатием вдоль оси, которая возникает в результате действия крутящего момента вместе с осевой силой. По истечении второго интервала времени составной цилиндр переходит в конечное состояние. Каждый этап деформирования происходит на протяжении заданного отрезка времени

$$t_{m-1} \leq t \leq t_m \quad (m = 1, \dots, n); \quad t_0 = 0.$$

Определяющие соотношения для вязкоупругого материала имеют вид [4]:

$$\begin{aligned} \Sigma_{l,m} \Big|_{t=t_m} &= -p_m \mathbf{G}_{l,m}^{-1} + \\ &+ \sum_{q=l}^m \int_{t^{(q-1)}}^{t^{(q)}} (\mu + \eta e^{-\beta(t_q - \tau)}) \left(\mathbf{E} - \frac{1}{3} \frac{\partial (\mathbf{G}_{l,q}^{-1} \text{tr } \mathbf{G}_{l,q})}{\partial \tau} \right) d\tau \end{aligned} \quad (1)$$

Здесь μ, η, β – параметры материала, p_m – множитель Лагранжа (давление). $\Sigma_{l,m}$ – тензор обобщённых напряжений при переходе из состояния l в состояние m ; $G_{l,m}$ – тензор меры деформаций Грина при переходе из состояния l в m ; E – единичный тензор; $\text{tr } X = X \cdot E$ – след тензора второго ранга X . При вычислении тензора $\Sigma_{l,n}$ в произвольный момент n -го (завершающего) этапа деформации следует в последнем интеграле ($q = m$) заменить t_m на t .

Будем обозначать через r_m, φ_m, z_m цилиндрические координаты частиц в составном цилиндре в состоянии m .

Координаты частиц цилиндра во время m -ого этапа деформации связаны с координатами этих частиц в предыдущем состоянии следующим образом:

$$r_m = \lambda_m(t)r_{m-1} \quad \varphi_m = \varphi_{m-1} + \alpha_m(t) \quad z_m = z_{m-1} \cdot \lambda_m^{-2}(t) \quad (2)$$

где $\lambda_m(t)$ – заданная кратность удлинения на этапе m ; $\alpha_m(t) = k_m(t)z_{m-1}$; $k_m(t)$ – заданная характеристика деформации кручения на этапе m . Соотношения (2) обеспечивают выполнение условия несжимаемости. Отметим, что при $t \leq t_{m-1}$ должны выполняться равенства $\lambda_m(t) = 1, k_m(t) = 0$. При $t \geq t_m$ должны выполняться равенства $\lambda_m(t) = \lambda_m(t_m), k_m(t) = k_m(t_m)$.

В соответствии с заданным законом движения (2) может быть найден аффинор деформации при переходе из состояния $(m - 1)$ в состояние m . Далее вычисляются тензоры меры деформаций Грина при переходе из состояния l в m ($l < m$) и интегралы в формуле (1). Подстановка полученных выражений в уравнение равновесия позволяет записать дифференциальные уравнения для множителей Лагранжа, решение которых при учете граничных условий позволяет найти обобщенные и истинные напряжения. Подробно метод решения изложен в [5].

Численные расчёты выполнены для двухслойного цилиндра. Далее используются следующие обозначения: R – радиус внутреннего слоя в первом промежуточном состоянии на первом этапе деформирования, T – длительность первого этапа деформирования ($R = R_1^{(1)}, T = t_1$); $r = r_1/R$. Константы материала: $\eta = \mu, \beta = 1/T$. Длительность обоих этапов деформации одинакова. Внешний радиус второго слоя в момент присоединения $R_2^{(1)} = 2R$. Программа деформирования определяется следующими зависимостями параметров деформаций от времени:

$$\begin{aligned} \lambda_1(t) &= 0,2H(t) + 1, & \lambda_2(t) &= 1 + (L - 1)H(t - t_1), \\ k_1(t) &= KH(t), & k_2(t) &= KH(t - t_1), \end{aligned}$$

здесь $H(t)$ – функция Хевисайда; L и K – числовые параметры.

На рис. 1 приведены зависимости истинного окружного напряжения на внешней границе составного цилиндра от K при $L = 1$ для различных моментов времени (указанных под рисунком). Следует отметить существенную нелинейность этих зависимостей.

Полученные результаты могут представлять интерес для моделирования напряженного состояния элементов конструкций при совместном действии кручения и высокого давления [6,7].

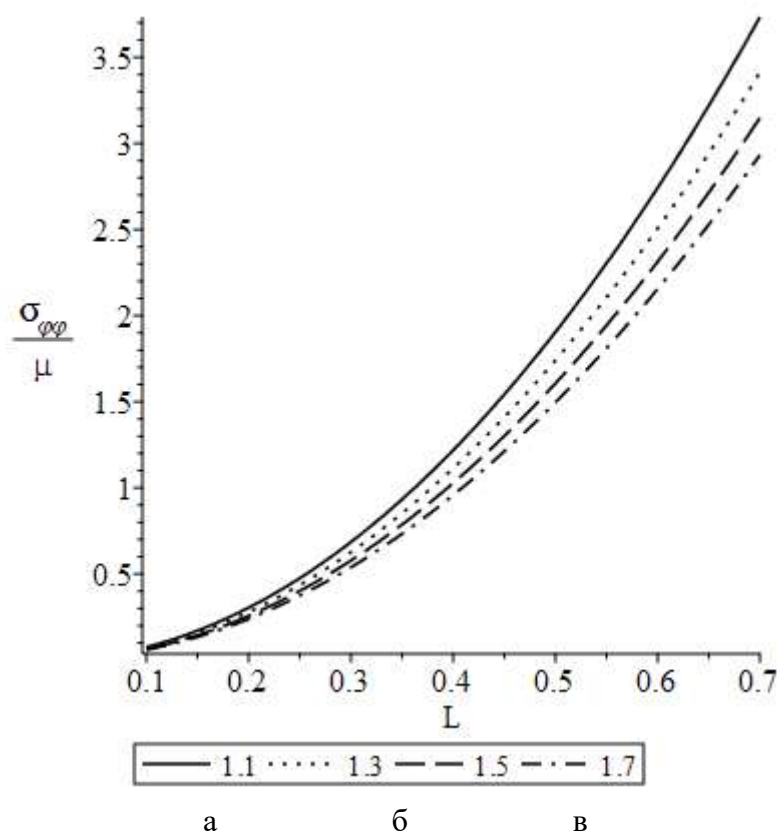


Рис. 1. Зависимости истинного окружного напряжения на внешней границе составного цилиндра от K при $L = 1$ для различных моментов времени (указанных под рисунком).

Литература

1. V.A. Levin. Theory of repeated superposition of large deformations. Elastic and viscoelastic bodies // *Int. J. Solids Struct.* 1998. V. 35. P. 2585–2600.
2. V.A. Levin, L.M. Zubov, K.M. Zingerman. The torsion of a composite, nonlinear-elastic cylinder with an inclusion having initial large strains // *International Journal of Solids and Structures*. 2014. V. 51, Issue 6. P. 1403-1409.
3. K.M. Zingerman, L.M. Zubov, A.E. Belkin, D.R. Biryukov. Torsion of a multilayer elastic cylinder with sequential attachment of layers with multiple superposition of large deformations // *Continuum Mechanics and Thermodynamics*. 2023. V. 35. P. 1235–1244.
4. А.А. Адамов, В.П. Матвеев, Н.А. Труфанов, И.Н. Шардаков. Методы прикладной вязкоупругости. Екатеринбург/г: УрО РАН, 2003. 411 с.
5. V.A. Levin, D.R. Biryukov, L. Zhang, K.M. Zingerman. Analytical solution of the problem of repeated imposition of large tension-compression and torsion deformations in a multilayered viscoelastic cylinder // *Mathematics and Mechanics of Solids*, 2025. DOI: 10.1177/10812865251339741.
6. R.Z. Valiev, Y. Estrin, Z. Horita, T.G. Langdon, M. J. Zechetbauer, Y.T. Zhu. Producing bulk ultrafine-grained materials by severe plastic deformation // *Nanostruct. Mater.* 2006. V. 58. P. 33–39.
7. A.A. Samigullina, A.A. Mukhametgalina, S.N. Sergeyev, A.P. Zhilyaev, A.A. Nazarov, Yu.R. Zagidullina, N.Yu. Parkhimovich, V.V. Rubanik, Yu.V. Tsarenko. Microstructure changes in ultrafine-grained nickel processed by high pressure torsion under ultrasonic treatment // *Ultrasonics*. 2018. V. 82. P. 313-321.

ЗЕРНОГРАНИЧНОЕ ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЕ В ГРАНИЦАХ НАКЛОНА [112] В Cu И Al

М.А. Идрисова, Р.Т. Мурзаев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
mariam22122000@gmail.com

В настоящее время исследования экспериментальных данных о зернограничном проскальзывании на границах зерен не дают единого понимания его механизмов. В связи с этим изучение этих механизмов на атомном уровне с помощью компьютерного моделирования приобретает особую значимость.

Целью исследования является изучение на атомарном уровне механизмов зернограничного проскальзывания в бикристаллах чистых меди (Cu) и алюминия (Al) с границами зерен. Для реализации поставленной задачи были построены атомистические модели, содержащие одну плоскую границу зерна [112] с различными углами разориентировки. Размеры расчётной ячейки составляли приблизительно $100 \times 400 \times 20$ Å по осям X, Y и Z соответственно, что обеспечивало достаточный объём для анализа процессов миграции и позволяло исключить влияние граничных условий на наблюдаемые механизмы.

На начальном этапе модели подвергались релаксации в программе LAMMPS при температуре 0.001 K для минимизации потенциальной энергии и получения равновесных конфигураций. В дальнейшем для имитации зернограничного проскальзывания к системе прикладывалось внешнее напряжение: верхний и нижний слои атомов толщиной порядка 20 Å фиксировались как жёсткие и смещались в противоположных направлениях вдоль границы зерна с постоянной скоростью ~ 0.05 Å/пс (5 м/с), что соответствовало величине напряжения, достаточной для инициации сдвига. Для поддержания изотермических условий использовались соседние с жёсткими слоями, термостаты, которые стабилизировали температуру системы на уровне 300 K. Взаимодействие атомов описывалось с помощью потенциала EAM, параметризованного для меди и алюминия, что обеспечивало корректное воспроизведение межатомных взаимодействий и энергии границ зерен.

В ходе вычислительных экспериментов установлено, что в меди пластическая деформация реализуется за счёт выброса дислокаций из границы зерна в объём кристалла, сопровождающейся миграцией границы. В алюминии, напротив, генерация дислокаций не наблюдается; здесь пластическая деформация протекает посредством внутриграничного скольжения, что проявляется в характерной миграции границы без выхода дислокаций в объём. Анализ атомных конфигураций показал существование двух механизмов перестройки структур: в одном случае миграция происходит за счёт последовательной перестройки атомов на границе, в другом — за счёт образования ступеней, которые распространяются вдоль границы и обеспечивают её смещение.

В обоих материалах миграция носила скачкообразный характер. Эти скачки коррелируют с циклами накопления упругих напряжений и их последующей релаксацией за счёт движения границы. Полученные данные демонстрируют качественное различие в механизмах пластической деформации даже в случае высокочистых металлов и подчёркивают зависимость доминирующего механизма ЗГП от природы материала.

ВЫБОР ГЛУБИНЫ СПИРАЛЬНЫХ ЖЕЛОБКОВ ЗАПЛЕЧИКА И СВАРОЧНОГО ДАВЛЕНИЯ ДЛЯ БЕСПИНОВОЙ СТП ЛИСТОВ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

Р.А. Рзаев¹, Н.Ф. Хайретдинов², Д.Б. Кабирова², Р.Ф. Фазлыяхметов², М.Ф. Имаев²,
Л.М. Гуревич³

¹ Астраханский технический университет, Астрахань

² Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

³ Волгоградский государственный технический университет, Волгоград

marcel@imsp.ru

Классический инструмент для СТП состоит из двух частей – заплечика и пина и позволяет соединять листы алюминиевых сплавов толщиной до 76,2 мм [1]. Однако, для СТП тонких листов такой инструмент не подходит, т.к. в конце сварочного соединения остается углубление от пина, так называемая «замочная скважина», которая ухудшает механические свойства. Для сварки тонких листов эффективен инструмент без пина, но с желобками спиральной формы [2, 3]. В упомянутых работах большое внимание уделяли конструкции заплечика, количеству и распределению желобков. Однако совершенно не исследована роль их глубины. Между тем глубина желобка определяет объем перемещенного металла и степень его перемешивания, подвод тепла и, в конечном счете, определяет качество соединения. Целью данной работы было методом численного моделирования рассчитать оптимальную глубину спиральных желобков, а также оптимальное сварочное давление. Далее основываясь на результатах моделирования изготовить заплечик с оптимальной глубиной желобков и выполнить эксперимент по изучению влияния давления на формирование сварного соединения при стыковой сварке листов алюминиевого сплава АА6063.

Распределение температуры и массопереноса при СТП моделировали методом CEL, основанном на совместном использовании в процессе компьютерного моделирования элементов Эйлера и Лагранжа [4]. На поверхности заплечика диаметром 16 мм смоделировали два спиральных желобка, смещенные на 180° друг относительно друга. Толщина спиральных выступов между желобками равнялась 0,6 мм, а их шаг составлял 4 мм/оборот. При моделировании варьировали глубину спиральных желобков от 0,0 до 0,5 мм с шагом в 0,1 мм (рис. 1).

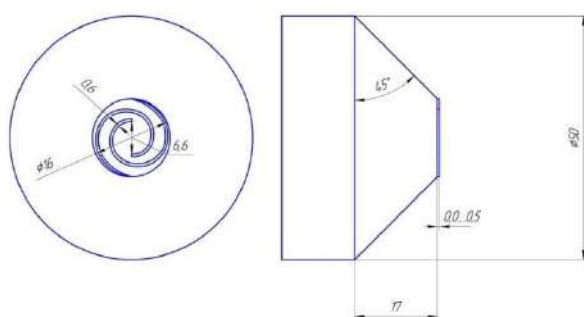


Рис. 1. Чертеж заплечика со спиральными желобками.

Во всех расчётных моделях использовали данные эксперимента [5], где использовали листы сплава АА6063-Т4 толщиной 3 мм. Частота вращения заплечика составила 1000 об/мин, а скорость сварки 30 мм/мин, сварочное давление варьировали в интервале 5-15 МПа. Распределение температуры и течения материала моделировали в программном комплексе SIMULIA/Abaqus.

На рис. 2 представлены данные по влиянию глубины спиральных желобков на распределение температуры и образование поверхностных дефектов при СТП листов сплава.

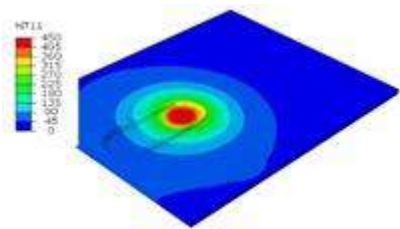


Рис. 2. Смоделированная поверхность распределения узловой температуры сварного соединения алюминиевого сплава при глубине спиральных желобков 0,2 мм. Сварочное давление 5 МПа.

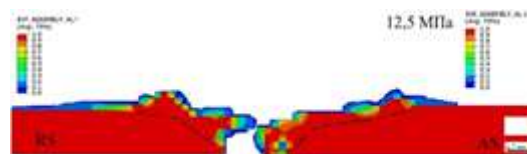


Рис. 3. Распределение материала смоделированного микрошлифа при сварочном давлении 12,5 МПа. Глубина спиральных желобков 0,2 мм.

На рис. 3 представлен результат моделирования влияния давления сварки на перемешивание материала в зоне соединения при глубине желобков заплечика 0,2 мм.

На основе результатов моделирования был изготовлен из стальной беспиновый заплечик диаметром 16 мм с двумя спиральными желобками глубиной 0,2 мм. Бездефектная сварка двух листов произошла при давлении 15 МПа (рис. 4).

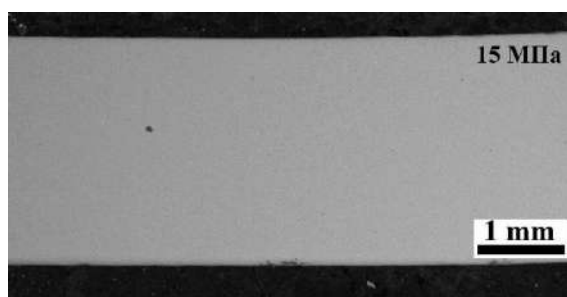


Рис. 4. Зона соединения листов сплава АА6063 после СТП при сварочном давлении 15 МПа. Полированная поверхность. Сторона набегания справа.

Моделирование показало значительное влияние глубины желобков на распределение температуры и образование поверхностных дефектов. Максимальная температура и наибольшая по площади область сильного разогрева наблюдались при глубине желобков 0,2 мм, что обеспечивало полное соединение заготовок сплава при давлении сварки 12,5 МПа. Влияние глубины желобков на величину и распределение температуры мы объясняем на основе представлений о действии двух механизмов разогрева материала: 1) фрикционного нагрева и 2) нагрева от пластической деформации объема материала. Сильный и равномерный разогрев при глубине желобков 0,2 мм достигался благодаря суммированию тепла от фрикционного нагрева и тепла от пластической деформации. Натурный эксперимент с использованием заплечика с глубиной спиральных желобков 0,2 мм. показал хорошее согласие с результатами моделирования.

Литература

1. M. Komarasamy, K. Alagarsamy, L. Ely, R.S. Mishra // Materials Science and Engineering A. 2018. V.716. P. 55–62.
2. Y. Tozaki, Y. Uematsu, K. Tokaji // J. Mater. Process. Technol. 2010, V.210. issue 6-7. P.844.
3. L. Zhang, S. Ji, G. Luan, C. Dong, Li Fu // J. Mater. Sci. Technol. 2011. V.27. N7. P. 647–652.
4. D. Das, S. Bag, S. Pal. // Sci. Technol. Weld. Join. 2021. N26. P.412–419.
5. I. S. Sugonyako, D. B. Kabirova, N. F. Khayretdinov, R. F. Fazlyakhmetov, M. F. Imayev // Letters on Materials. 2023. V.13 (4s). P. 431-437.

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ПРИНЦИПЫ ЛЕГИРОВАНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ γ -TiAl ФАЗЫ И ИХ ПРАКТИЧЕСКАЯ РЕАЛИЗАЦИЯ

В.М. Имаев, Д.М. Трофимов, Р.М. Имаев, Р.Р. Мулюков

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
vimayev@mail.ru

За последние десятилетия интерметаллидные сплавы на основе упорядоченных твердых растворов с высокой энергией упорядочения постепенно перешли из категории технологически неприменимых материалов из-за ограниченной пластичности в категорию полноценных конструкционных материалов с расширяющейся областью применения. В частности, это касается интерметаллидных гамма сплавов на основе фаз γ -TiAl и α_2 (Ti₃Al) (сверхструктуры L1₀ и DO₁₉). Гамма сплавы, благодаря сочетанию легкости, высокой жаропрочности и жаростойкости, являются чрезвычайно перспективными для применения в авиационных газотурбинных двигателях и наземных энергетических установках широкого профиля вместо традиционных жаропрочных никелевых сплавов. В настоящее время два инженерных гамма сплава (Ti-48Al-2Nb-2Cr и TNM-сплав состава Ti-(43-43.5)Al-4Nb-1Mo-0.1B, ат.%) применяются для изготовления лопаток турбины низкого давления (ТНД) в газотурбинных двигателях. Температура эксплуатации указанных сплавов не превышает 650-700°C и 750°C, соответственно. Безусловный практический интерес представляет повышение температуры эксплуатации лопаток ТНД из гамма сплава до 800°C и выше.

Исследования последних лет, проводимые в том числе в ИПСМ РАН, выявили недостатки TNM-сплава. Обнаружилось, что легирование Mo, являющимся сильным β -стабилизатором, ведет к образованию в TNM-сплаве стабильной β (β_0)-фазы – упорядоченной ОЦК фазы на основе Ti, разупорядочивающейся при 1175-1225°C, которая, с одной стороны, благоприятствует измельчению структуры слитка сплава, а с другой стороны, вызывает нежелательные фазовые превращения при потенциальных температурах эксплуатации (600-800°C), что снижает жаропрочность и жаростойкость сплава, ограничивая применение лопаток ТНД из TNM-сплава по температуре до 750°C. Учитывая недостатки TNM-сплава, в ИПСМ РАН был разработан и запатентован TNZ-сплав состава Ti-(43.5-44.5)Al-6(Nb,Zr,Hf)-0.15B (ат.%). В основу разработки легли следующие физико-химические подходы, ранее в совокупности не применявшиеся:

i) сплав должен быть затвердевающим полностью через β -фазу (минуя перитектические реакции) и микролегирован бором для измельчения структуры слитка в ходе фазовых превращений;

ii) легирующие элементы должны быть близки к нейтральным по отношению к β (β_0)-фазе и иметь высокую растворимость в интерметаллидных фазах γ (TiAl) и α_2 (Ti₃Al), исключая образование дополнительных фаз;

iii) предпочтительно, чтобы легирующие элементы относились к тугоплавким металлам и имели больший атомный радиус, чем Ti и Al, так как первое способствует повышению жаропрочности и жаростойкости (через замедление диффузии), а второе – прочности и жаропрочности (через твердорастворное упрочнение);

iv) желательно, чтобы легирование уменьшало несоответствие параметров решеток («мисфит») фаз γ (TiAl) и α_2 (Ti₃Al), вызывающее когерентные напряжения на межфазных границах γ/α_2 , способствующие эмиссии дислокаций при высокотемпературном нагружении;

v) предпочтительно, чтобы легирование не приводило к повышению содержания хрупкой α_2 (Ti₃Al)-фазы и увеличению степени тетрагональности решетки γ (TiAl)-фазы (c/a), поскольку это будет снижать пластичность сплава;

vi) разница в электроотрицательности легирующих элементов и базовых элементов сплава (Ti и Al) не должна быть слишком значительной, так как в противном случае возрастет степень ионности межатомной связи, что снизит пластичность сплава.

В работе показано, что разработанный TNZ-сплав отвечает всем вышеуказанным подходам. Сравнение механических свойств и жаростойкости (сопротивления окислению) при 800°C TNZ- и инженерного TNM-сплава, полученных в виде лабораторных слитков и подвергнутых деформационной и термической обработке, обнаружило значительное превосходство TNZ-сплава по жаропрочности и жаростойкости (при близких микроструктурных параметрах) без ущерба пластичности и деформируемости при повышенных температурах. Выявлены основные причины улучшенных свойств TNZ-сплава в сравнении с TNM-сплавом. Выполненные механические испытания, испытания на сопротивление окислению и последующие микроструктурные исследования показали, что легирование 6 ат.% (Nb,Zr,Hf) вместо 5 ат.% (Nb,Mo) (в случае TNM-сплава) позволяет избежать образования стабильной $\beta(\beta_0)$ -фазы и связанной с этой фазой термической нестабильности структуры сплава. Было также обнаружено, что легирование Zr и Hf ведет к снижению несоответствия параметров решеток интерметаллидных фаз γ -TiAl и α_2 -Ti₃Al, что повышает стабильность пластинчатой $\gamma+\alpha_2$ структуры, способствуя повышению сопротивления ползучести. Для TNZ-сплава разработан технологически несложный способ обработки, основанный на небольшой деформации в упорядоченной фазовой области с последующей двухстадийной термической обработкой, обеспечивающей формирование в результате рекристаллизации и фазовых превращений дуплексной структуры с измельченным размером зерен и колоний.

В кооперации с АО «ЧМЗ» разработана промышленная технология изготовления качественных габаритных слитков из TNZ-сплава с примерным размером $\varnothing 300 \times 500$ мм. Показано, что габаритный слиток TNZ-сплава обладает высокой химической однородностью, но несколько более крупнозернистой структурой, чем в случае лабораторного слитка сплава. Тем не менее, использование разработанных режимов деформационной и термической обработки в отношении габаритной заготовки, вырезанной из объемного слитка, обеспечило механические свойства, близкие к свойствам, достигнутым на лабораторных слитках TNZ-сплава.

Полученные результаты, включая разработанную технологию изготовления габаритных слитков в промышленных условиях, позволяют рассматривать TNZ-сплав, как инженерный гамма сплав нового поколения для возможного применения в качестве материала лопаток ТНД с температурой эксплуатации до 800°C в перспективных газотурбинных двигателях.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Госзадания ИПСМ РАН (№ 124022900106-9). Экспериментальные исследования были выполнены на базе Центра коллективного пользования научным оборудованием ИПСМ РАН.

К ВОПРОСУ О КОМПЛЕКСНОМ ЛЕГИРОВАНИИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ОРТОРОМБИЧЕСКОГО Ti_2AlNb ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ ДО $700^{\circ}C$

В.М. Имаев, М.Р. Шагиев, А.А. Ганеев, Д.М. Трофимов, Р.Р. Мулюков

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
vimayev@mail.ru

Интерметаллидные сплавы на основе орторомбической фазы Ti_2AlNb , открытые в начале 1990-х годов, представляют собой альтернативу более хрупким сплавам на основе γ - $TiAl$ фазы и могут быть использованы благодаря небольшому удельному весу ($5.2-5.4 \text{ г/см}^3$) и существенно повышенной в сравнении с титановыми сплавами жаропрочности и жаростойкости в качестве конструкционных материалов в перспективных газотурбинных двигателях и аналогичных наземных энергетических установках. Считается, что наилучшей комбинацией механических свойств обладают тройные сплавы на основе $Ti-(22-25)Al-(25-27)Nb$ (ат. %). Оптимальный фазовый сплав: $O(Ti_2AlNb) + B2$, где $B2$ – упорядоченная ОЦК фаза, разупорядочивающаяся с повышением температуры. Орто-сплавы обычно легируют такими элементами, как Mo , W , V , Zr , Ta , Si , что способствует повышению прочности/жаропрочности (Mo , W , Ta), жаростойкости (Zr , Si), пластичности (V).

В Российской Федерации, несмотря на значительные усилия, потраченные на разработку орто-сплавов и связанных с ними технологий, эти сплавы так и не нашли своего применения. К числу проблем орто-сплавов, препятствующих их практическому внедрению, можно выделить следующие:

- недостаточная жаростойкость (сопротивление окислению) и жаропрочность сплава при потенциальных температурах эксплуатации ($650-750^{\circ}C$);
- сложность структурно-фазовых превращений и управления микроструктурой;
- недостаточное понимание роли легирующих элементов;
- ограниченная пластичность, затрудняющая проведение деформационной обработки.

Для решения указанных проблем представляет интерес комплексное легирование орто-сплава, основанное не только на «общих соображениях» и нацеленное на одновременное повышение жаростойкости и механических свойств сплава. В рамках настоящей работы были предложены следующие физико-химические подходы к легированию сплавов на основе орторомбической фазы Ti_2AlNb , ранее в совокупности не применявшиеся:

i) при легировании β -стабилизирующий эффект легирования должен примерно соответствовать вышеуказанному тройному сплаву, что нужно для сохранения фазового состава сплава $O(Ti_2AlNb)+B2$;

ii) предпочтительно, чтобы легирующие элементы относились к тугоплавким металлам и имели больший атомный радиус, чем Nb , Ti и Al , так как первое способствует повышению жаропрочности и жаростойкости (через замедление диффузии), а второе – прочности и жаропрочности (через твердорастворное упрочнение);

iii) легирующие элементы должны иметь хорошую растворимость в интерметаллидных фазах $O(Ti_2AlNb)$ и $\beta(B2)$, исключая образование дополнительных фаз, включая хрупкую интерметаллидную фазу $\alpha_2(Ti_3Al)$;

iv) предпочтительно повышенное содержание Al (в рамках вышеуказанного диапазона), поскольку это важно для сопротивления окислению;

v) орто-сплав должен быть микролегирован бором для уменьшения размера β -зерен в исходном слитке сплава (для повышения пластичности) и кремнием (для дисперсионного упрочнения и повышения жаростойкости);

vi) желательно, чтобы разница в электроотрицательности легирующих элементов и базовых элементов сплава (Ti , Nb и Al) не была слишком значительной, так как в противном случае увеличится степень ионности межатомной связи, что снизит пластичность сплава.

Целью настоящей работы является разработка нового комплексно легированного орто-сплава для потенциального применения в качестве конструкционного материала при температурах до 700°C и выше.

В соответствии с указанными подходами, в настоящей работе были выплавлены 3 сплава в виде модельных слитков с примерным размером $\varnothing 45 \times 16$ мм составов Ti-22Al-25Nb-0.15B (референтный сплав), Ti-22Al-21Nb-5.5(Zr,Mo,Ta,Sn,Hf)-0.3Si-0.15B и Ti-25Al-21Nb-5.5(Zr,Mo,Ta,Sn,Hf)-0.3Si-0.15B (ат.%). Была аттестована микроструктура сплавов в исходном состоянии и после отжига выше температуры T_{β} с последующим охлаждением в печи. Поскольку наиболее критичным для применения орто-сплавов является недостаточная жаростойкость, отожженное состояние сплавов было использовано для оценки сопротивления окислению сплавов при 700°C (100 ч.). Получены следующие предварительные результаты:

1) микролегирование бором способствовало формированию относительно мелкозернистой структуры в слитке, причем в комплексно легированных сплавах микроструктура оказалась мельче;

2) после отжига структура сплавов состояла в основном из фаз $O(Ti_2AlNb) + B_2$;

3) сопротивление окислению комплексно легированных сплавов оказалось выше, чем референтного сплава;

4) комплексно легированный сплав с повышенным содержанием алюминия показал более высокое сопротивление окислению, чем комплексно легированный сплав, содержащий 22 ат.%, что предположительно связано с более активным образованием при окислении соединения Al_2O_3 , играющего защитную роль.

Выполненные эксперименты создали предпосылки для дальнейшего сравнительного исследования роли легирования, структурно-фазовых превращений и механических свойств новых сплавов.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в форме гранта на проведение совместно с иностранными организациями научных исследований по программе двух- и многостороннего научно-технологического взаимодействия, контракт ИПСМ РАН №13.2251.21.0285. Экспериментальные исследования были выполнены на базе Центра коллективного пользования научным оборудованием ИПСМ РАН.

АНАЛИЗ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ В БИОЛОГИЧЕСКИХ СРЕДАХ СПЛАВА TiNi С РАЗЛИЧНОЙ МИКРОСТРУКТУРОЙ

Э.И. Исхакова^{1,2}, А.А. Чуракова^{1,2}

¹*Институт физики молекул и кристаллов Уфимский федеральный исследовательский центр
Российской академии наук, Уфа*

²*Уфимский университет науки и технологий, Уфа
elmira.iskhakova.74@mail.ru*

Сплавы с эффектом памяти формы (ЭПФ) на основе TiNi обладают уникальными функциональными свойствами, что делает их перспективными для медицинских имплантатов и микрохирургических инструментов [1,2]. Однако их долговечность в биологических средах зависит от коррозионной стойкости, которая, в свою очередь, определяется микроструктурой. Исследование влияния размера зерна и выделения интерметаллидных частиц Ti_3Ni_4 на коррозионное поведение представляет значительный научный и практический интерес.

В качестве материала исследования был выбран сплав $Ti_{49,0}Ni_{51,0}$. Сплав имеет ОЦК решетку, упорядоченную по типу B2 и фазу, обогащенную никелем Ti_2Ni_3 , с крупнозернистой структурой. Для получения крупнозернистой структуры проводили закалку сплава в воду с последующими отжигами при температуре 430°C 1 час, 3 часа и 10 часов. Ультрамелкозернистая микроструктура была получена с помощью равноканального углового прессования с последующими отжигами при температуре 430°C 1 час и 10 часов (температура соответствует температуре старения). Далее образцы были погружены на 180 суток в коррозионные растворы, имитирующие биологическую среду организма: раствор Рингера, 0,9% NaCl и раствор Хэнкса.

Анализ поверхности образца сплава $Ti_{49,0}Ni_{51,0}$ до и после коррозионных испытаний методами оптической металлографии и растровой электронной микроскопии показал, что во всех образцах и во всех растворах коррозия протекает с образованием питтингов и различных продуктов коррозии на поверхности (рисунок 1). Состав и морфология продуктов коррозии были изучены методами химического анализа, рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) и атомно-силовой микроскопии.

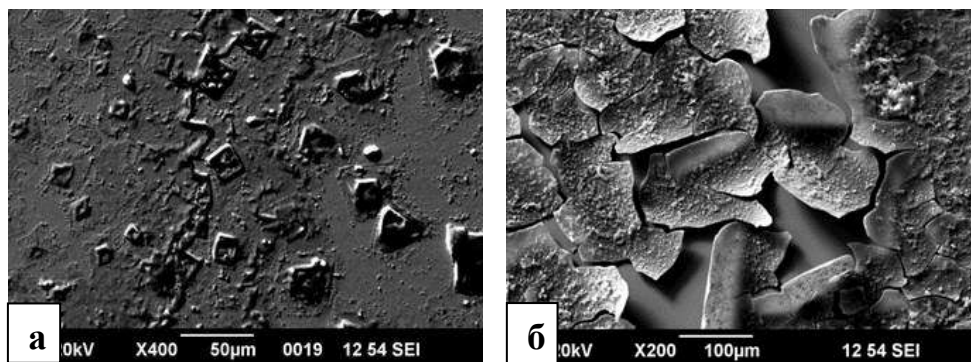


Рисунок 1 – Поверхность сплава после выдержки в коррозионных средах:

а) закаленный КЗ в растворе NaCl; б) исходный УМЗ сплава $Ti_{49,0}Ni_{51,0}$ после отжига 1 час в растворе Хэнкса

Энергодисперсионный анализ на РЭМ и рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия (РФЭС) показали образование на поверхности оксидной пленки TiO_2 (рутил), которая играет ключевую роль в предотвращении выхода ионов никеля в раствор и дальнейшего коррозионного разрушения материала, а также продуктов коррозии в виде кристаллов солей, соответствующих составам коррозионных сред.

С помощью атомно-силовой микроскопии были определены размеры рельефа поверхности: в крупнозернистом состоянии высота составляет от 0,5 до 2,5 мкм, а в ультрамелкозернистом - увеличивается от 0,5 до 7 мкм.

В ходе проведения качественных реакций на ионы никеля (Ni^{2+}) с использованием диметилглиоксимата во всех растворах с образцами с крупнозернистой структурой образовался розовый осадок, что говорит о небольшом содержании Ni^{2+} . Растворы с УМЗ-образцами не продемонстрировали видимых изменений.

Таким образом, установлено, что ультрамелкозернистая структура демонстрирует существенно более высокую коррозионную стойкость в сплаве $\text{Ti}_{49,0}\text{Ni}_{51,0}$ по сравнению с крупнозернистой структурой, что обусловлено формированием плотной защитной пассивирующей пленки на поверхности сплава. Выделение частиц старения Ti_3Ni_4 в крупнозернистом состоянии приводит к повышению коррозионной стойкости, в то же время в ультрамелкозернистом – не приводит к значительным изменениям.

Литература

1. S.A. Shabalovskaya, Biomed. Mater. Eng. 12 (2002) 69.
2. N. Figueira, T.M. Silva, M.J. Carmezim, J.C.S. Fernandes, Electrochim. Acta 54 (2009) 921.

МИКРОТВЕРДОСТЬ И МИКРОДЕФОРМАЦИИ РЕШЕТКИ В СПЛАВЕ АА6063 И КОМПОЗИТЕ АА6063/TiO₂ ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ И ТЕРМООБРАБОТКИ Т6

Д.Б. Кабирова, Н.Ф. Хайретдинов, А.Р. Исмаилов, М.Ф. Имаев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
dilara@imsp.ru

Алюминиевые сплавы широко применяют в различных отраслях промышленности благодаря высокой удельной прочности, коррозионной стойкости и электропроводности. Однако их использование в некоторых конструкциях затруднено из-за относительно низкой прочности и твердости. Эффективным способом упрочнения алюминиевых сплавов является создание композитов на их основе. Перспективным методом создания композита является обработка трением с перемешиванием (ОТП) [1]. Для этого в заготовке сначала вырезают канавки или отверстия, которые заполняют мелкодисперсным порошком армирующих частиц. Далее проводят предварительную ОТП заплечиком инструмента без наконечника с целью закрыть канавки (отверстия) с армирующими частицами. Затем проводят основную ОТП инструментом с наконечником, в результате чего происходит формирование композита. В качестве армирующих частиц используют оксиды [2], карбиды [3], бориды [4] и др.

Целью данной работы было провести сравнительное исследование влияния многопроходной ОТП и последующей термообработки на максимальную твердость Т6 (закалка + искусственное старение) на микротвердость и микродеформации решетки сплава АА6063 и композита на его основе АА6063/TiO₂.

Использовали лист сплава АА6063-Т4 толщиной 3 мм и мелкодисперсный порошок TiO₂. Сначала на листе с использованием фрезерного станка были вырезаны шесть канавок шириной 1 мм, глубиной 1,5 мм, длиной 90 мм и расстоянием между ними 1,5 мм. Канавки плотно заполняли порошком TiO₂. Далее выполняли ОТП с количеством проходов 2, 4, 10 и 20 по методике, описанной в работе [5]. Полученные образцы разрезали на электроискровом станке перпендикулярно направлению ОТП. Микротвердость по Виккерсу измеряли на микротвердомере МВТ-71У4.2 с нагрузкой в 50 гс и временем выдержки 10 с вдоль линии на расстоянии 1 мм от поверхности образца, контактировавшей с заплечиком инструмента. Рентгеновское исследование проводили на дифрактометре ДРОН-4. Первичную обработку спектров выполняли в программе «DIFWIN-1». Измеряли уширение пиков (004), (111), (002), (202). Микродеформации решетки оценивали по уравнению [6]:

$$\varepsilon = \frac{\beta}{4 \tan \theta}, \quad (1)$$

где ε - микродеформации решетки; β - уширение пика, обусловленное микродеформациями, $\beta = b - b_0$, где b - ширина на полувысоте пика после ОТП и Т6, а b_0 - полуширина в О-состоянии (закалка на твердый раствор); θ - угол Вульфа-Брэгга. На основе значений микродеформаций четырех пиков рассчитывали среднюю микродеформацию образца.

На рис. 1 представлены распределения микротвердости после различных обработок. Наибольшую микротвердость имеет крупнозернистое состояние после термообработки Т6. ОТП приводит к уменьшению микротвердости в зоне перемешивания и термического воздействия, как в сплаве, так и композите. Термообработка Т6 после ОТП сопровождается незначительным увеличением микротвердости в зоне перемешивания.

Наиболее узкие пики у О-состояния, наиболее широкие – у крупнозернистого состояния после термообработки Т6 (рис.2). Состояния после ОТП и последующей обработки Т6 имеют промежуточную ширину пиков. Значения средней деформации, рассчитанные по четырем пикам представлены на рис. 3. Наибольшее значение деформаций наблюдается в сплаве после обработки Т6. В сплаве после ОТП уровень деформаций решетки более чем вдвое меньше, чем в состоянии Т6. После 10 проходов ОТП уровень деформаций еще меньше. В композите после 10 проходов ОТП уровень деформаций чуть выше, чем в сплаве после 10

проходов. Наиболее интересным фактом является то, что следующая после многопроходной ОТП термообработка Т6 лишь незначительно увеличивает микродеформации решетки. Они не достигают уровня Т6 сплава АА6063.

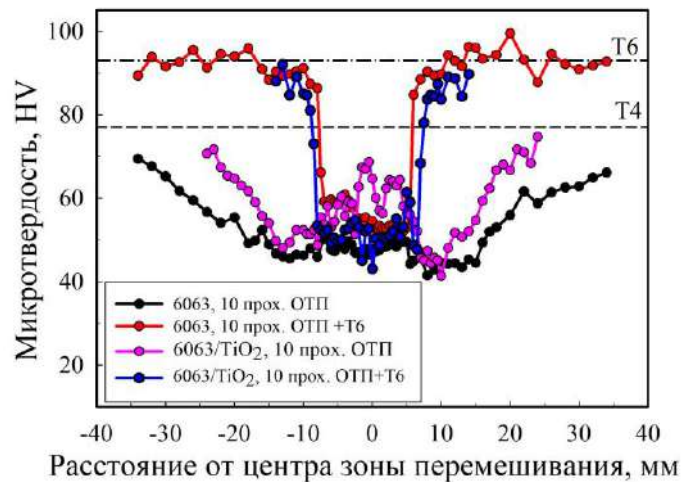


Рис. 1. Распределение микротвердости в образцах после многопроходной ОТП и термообработки Т6.

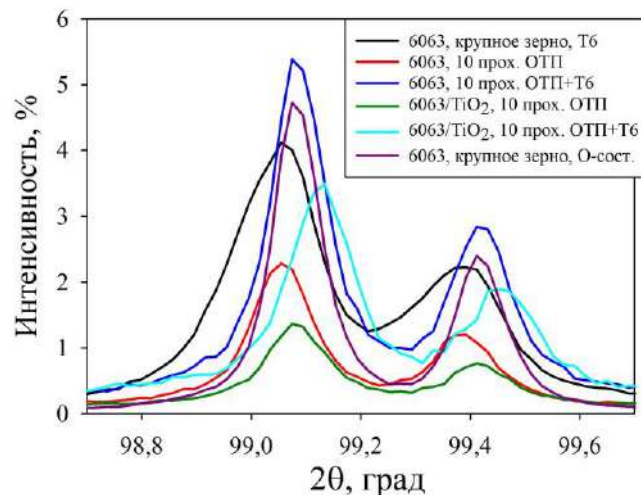


Рис. 2. Участок дифрактограммы пика (004), включающей линии α_1 и α_2 .

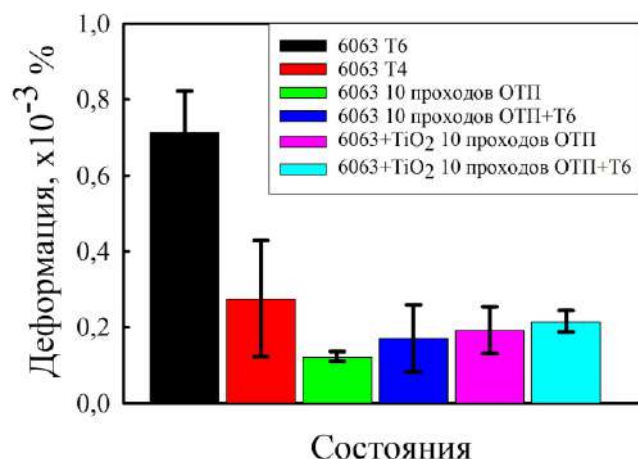


Рис. 3. Зависимость средней деформации от состояния.

Полученные результаты можно объяснить следующим образом. Как в сплаве АА6063, так и композите АА6063/ TiO_2 термообработка Т6 после многопроходной ОТП не приводит к повышению микротвердости и микродеформаций решетки до уровня Т6 крупнозернистого

состояния. Данный факт можно объяснить стабильностью мелкозернистой микроструктуры, формирующейся при многопроходной ОТП. В сплаве АА6063 стабильность размера зерна, по-видимому, обеспечивают частицы Al_2O_3 , которые попадают в зону перемешивания при проходах ОТП (после однократной ОТП частиц Al_2O_3 мало, поэтому микротвердость сплава восстанавливается). В случае композита рост зерен алюминиевой матрицы сдерживают также частицы TiO_2 . Как показало ПЭМ исследование, даже в крупнозернистом состоянии АА6063-Т6 вблизи границ зерен существует зона свободная от выделений Mg_2Si толщиной около 0,05-0,07 мкм. В мелкозернистом состоянии такие зоны намного шире, т.к. в мелкозернистом состоянии адсорбционная способность границами зерен атомов Mg и Si намного выше. В этой связи в мелкозернистом состоянии после обработки Т6 плотность упрочняющих частиц Mg_2Si заметно меньше, чем в крупнозернистом, т.к. значительная часть атомов Mg и Si адсорбирована границами зерен. Этим объясняется отсутствие увеличения микротвердости и микродеформаций решетки после обработки Т6.

Литература

1. R.S. Mishra, Z.Y. Ma, I. Charit / Friction stir processing: a novel technique for fabrication of surface composite // Mater. Sci. Eng. A. 2003. V. 341. P. 307-310. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00199-5](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00199-5).
2. G. Azimi-Roeeen, S.F. Kashani-Bozorg, M. Nosko, P. Švec / Reactive mechanism and mechanical properties of *in-situ* hybrid nano-composites fabricated from an Al- Fe_2O_3 system by friction stir processing // Mater. Charact. 2017. V. 127. P. 279-287. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.03.007>.
3. H. Fotoohi, B. Lotfi, Z. Sadeghian, J.-W. Byeon / Microstructural characterization and properties of *in situ* Al- Al_3Ni / TiC hybrid composite fabricated by friction stir processing using reactive powder // Mater. Charact. 2019. V. 149. P. 124-132. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.01.024>.
4. D. Santha Rao, B.N.V.S.K. Ganesh Gupta, T. Venkateswara Rao, J. Eswera Manikanta / Mechanical and microstructural behaviour of aluminium/ TiB_2 composites fabricated through multi-pass friction stir processing // Mater. Today: Proc. 2021. V. 44. Part 1. P. 413-418. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.09.750>.
5. S. Sugonyako, D. B. Kabirova, N. F. Khayretdinov, R. F. Fazlyakhmetov, M. F. Imayev / Growth of Al_3Ni particles during friction stir processing of АА6063+NiO composite // Письма о материалах. 2023. Т.13. №4. С. 431-437.
6. Рентгенография металлов и полупроводников // Уманский Я. С. «Металлургия». 1969. 496с. С. 308.

ТЕРМОМАГНИТНЫЕ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА ИЗ ПЕРЕХОДНЫХ 3d-МЕТАЛЛОВ СЕМЕЙСТВА Ni-Co-Mn-Ti

А.П. Каманцев^{1,2}, **В.С. Калашников**¹, **А.В. Несолёнов**¹, **О.Е. Ковалёв**², **Н.Ю. Нырк**²,
Р.А. Сафонов², **И.Ф. Грибанов**², **А.В. Головчан**², **И.И. Мусаби**³

¹Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва

²ФГБНУ Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк

³Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

kaman4@gmail.com

Устойчивый интерес к исследованию свойств сплавов Гейслера [1, 2], состоящих только из переходных 3d-металлов начинается с работ [3, 4]. Авторам данных работ удалось показать наличие термоупругого мартенситного превращения 1-го рода, которое сопровождается изменением магнитного упорядочения из ферромагнитного (ФМ) в слабомагнитное состояние в сплавах семейства Ni-Co-Mn-Ti. Схожее поведение характерно хорошо изученным сплавам Гейслера семейств Ni-Mn-In [5] и Ni-Mn-Sn [6], однако, как было показано ранее в [7], наличие постпереходных металлов и установление сильной *p-d* ковалентной гибридизации пагубно влияет на их механические свойства. В отличие от этого, главным функциональным отличием сплавов Гейслера из 3d-металлов является их высокая механическая стабильность при термоциклировании через фазовый переход (ФП) 1-го рода и при циклическом воздействии сильных внешних механических напряжений и магнитных полей [8]. Сплавы Гейслера семейства Ni-Co-Mn-Ti уже успели показать свои повышенные функциональные характеристики, такие как гигантские адиабатические эластокалорический [9], барокалорический [10] и магнитокалорический эффекты [11]. Стоит отметить, что в данных сплавах наблюдается как прямой МКЭ в области температуры Кюри, так и обратный МКЭ в области магнитоструктурного ФП 1-го рода.

Целью настоящей работы является синтез и исследование магнитных и магнитокалорических свойств выбранной композиции сплава Гейслера из 3d-металлов $Ni_{37}Co_{13}Mn_{35}Ti_{15}$. Данный состав показывает термоупругое мартенситное превращение при температурах вблизи комнатных, высокие прочностные характеристики, а также высокий потенциал для изготовления быстроокалённых лент для практических приложений.

Слиток сплава $Ni_{37}Co_{13}Mn_{35}Ti_{15}$ выплавлен методом дуговой плавки из материалов высокой чистоты в атмосфере аргона. Микроструктура образца, полученная на растровом электронном микроскопе (SEM) в режиме композиционного контраста, представлена на рис. 1. Наблюдается развитая крупная дендритная структура сплава, форма дендритов довольно вытянутая, округлой формы, со средним размером зерна – 300 мкм. Интегральный состав образца, определённый методом энергодисперсионной спектроскопии (EDX) – $Ni_{36.2}Co_{13.3}Mn_{34.2}Ti_{16.3}$, со стандартным отклонением в 0.2 для Co и Ti, и 0.3 для Ni и Mn.

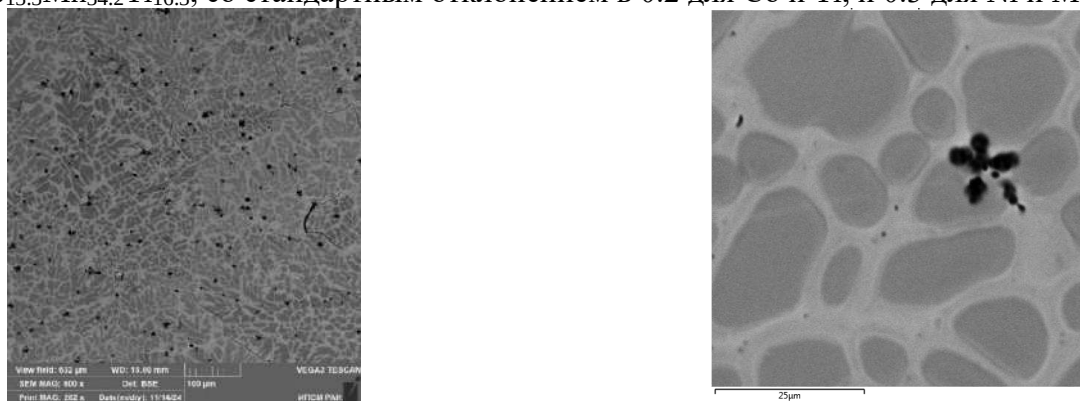


Рис. 1. Микроструктура образца сплава $Ni_{37}Co_{13}Mn_{35}Ti_{15}$, полученная в режиме композиционного контраста в SEM.

Для улучшения функциональных свойств лент проводился гомогенизирующий отжиг в течение 15 мин при температуре 1120 К и последующей закалкой в воду. Далее проводились измерения намагниченности быстрозакалённых лент сплава $\text{Ni}_{37}\text{Co}_{13}\text{Mn}_{35}\text{Ti}_{15}$ под внешним гидростатическим давлением. Видно, что под давлением ФП 1-го рода сильно смещается вправо и понижается намагниченность ФМ фазы, а T_C практически остаётся на месте (рис. 2).

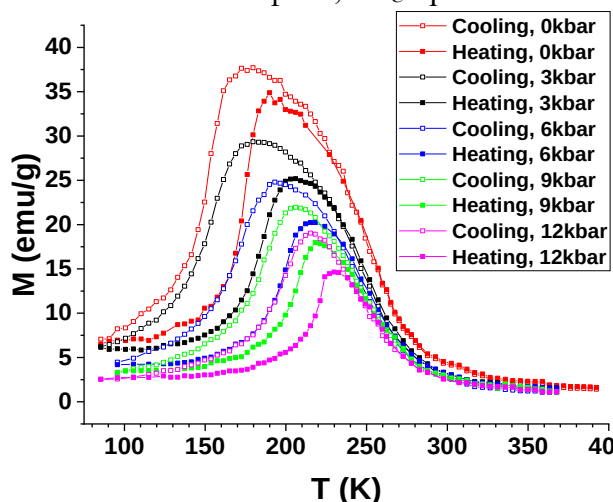


Рис. 2. Температурные зависимости намагниченности в поле 0.155 Тл (нагрев и охлаждение) для быстрозакалённых лент сплава $\text{Ni}_{37}\text{Co}_{13}\text{Mn}_{35}\text{Ti}_{15}$ под внешним гидростатическим давлением от 0 до 12 кбар.

Получены образцы сплава Гейслера из 3d-металлов $\text{Ni}_{37}\text{Co}_{13}\text{Mn}_{35}\text{Ti}_{15}$ в виде слитков и быстрозакалённых лент, исследованы их магнитные свойства прямым методом в магнитных полях до 0.94 Тл и давлениях до 12 кбар. Температура ФП из ФМ в парамагнитную фазу практически не зависит от давления, а температуры магнитоструктурного ФП 1-го рода смещаются от давления с коэффициентом $dT_m/dP = +4.5$ К/кбар.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-19-00942, <https://rscf.ru/project/25-19-00942/>

Литература

1. S. Tavares, K. Yang, M. A Meyers // *Progr. Mater. Sci.* 2023. V. 132. P. 101017.
2. V.V. Sokolovskiy, A.P. Kamantsev, V.D. Buchelnikov, V.V. Marchenkov // *Phys. Met. Metallog.* 2024. V. 125. P. 1805-1813.
3. Z.Y. Wei, E.K. Liu, J.H. Chen, Y.Li, G.D. Liu, H.Z. Luo, X.K. Xi, H.W. Zhang, W.H. Wang, G.H. Wu // *Appl. Phys. Lett.* 2015. V. 107. P. 022406.
4. Z.Y. Wei, E.K. Liu, Y. Li, X.L. Han, Z.W. Du, H.Z. Luo, G.D. Liu, X.K. Xi, H.W. Zhang, W.H. Wang, G.H. Wu // *Appl. Phys. Lett.* 2016. V. 109. P. 071904.
5. H.L. Yan, X.M. Huang, C. Esling // *Frontiers in Mater.* 2022. V. 9. P. 812984.
6. I. Titov, M. Acet, M. Farle, D. González-Alonso, L. Mañosa, A. Planes, T. Krenke // *J. Appl. Phys.* 2012. V. 112. P. 073914.
7. W. Everhart, J. Newkir // *Heliyon.* 2019. V. 5. P. e01578.
8. H.-L. Yan, L.-D. Wang, H.-X. Liu, X.-M. Huang, N. Jia, Z.-B. Li, B. Yang, Y.-D. Zhang, C. Esling, X. Zhao, L. Zuo // *Mater. Design.* 2019. V. 184. P. 108180.
9. B. Li, Z. Liu, D. Li, Z. Feng, J. Zhu, H. Zhong, S. Li // *Mater. Sci. Eng. A.* 2024. V. 896. P. 146260.
10. A. Aznar, A. Gràcia-Condal, A. Planes, P. Lloveras, M. Barrio, J.-L. Tamarit, W. Xiong, D. Cong, C. Popescu, L. Mañosa // *Phys. Rev. Mater.* 2019. V. 3. P. 044406.
11. B. Beckmann, D. Koch, L. Pfeuffer, T. Gottschall, A. Taubel, E. Adabifiroozjaei, O. N. Miroshkina, S. Riegg, T. Niehoff, N. A. Kani, M. E. Gruner, L. Molina-Luna, K. P. Skokov, O. Gutfleisch // *Acta Mater.* 2023. V. 246. P. 118695.

ВЛИЯНИЕ ЧАСТИЦ КАРБИДА ТИТАНА НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ В95-TiC

В.С. Канакин¹, В.П. Швейкин^{1,2}, А.С. Смирнов¹

¹*Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург*

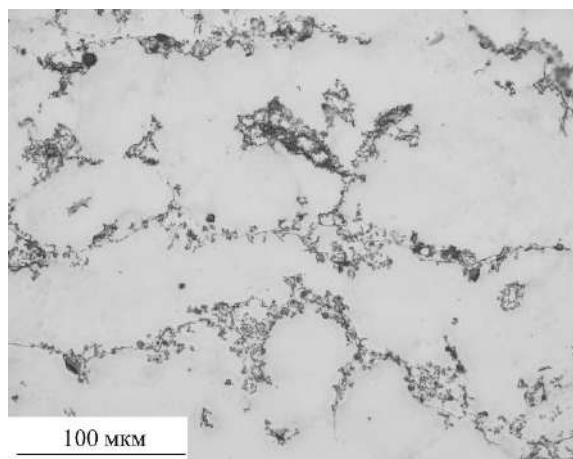
²*«УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», Екатеринбург*
kanakin.v.s@gmail.com

С развитием современной техники появляются новые требования к материалам и конструкциям. В результате возникает необходимость повышения уровня физико-механических свойств, что требует создание новых, либо улучшения уже известных материалов. Дисперсно-упрочненные алюмоматричные композиты обладают преимуществом в виде превосходящих удельных механических характеристик относительно традиционных конструкционных сплавов. Металломатричные композиты обладают способностью к пластической деформации, позволяя использовать традиционную обработку давлением на существующем оборудовании для изготовления деталей, используемых в авиа- и автомобилестроении. Выбор карбида титана в качестве упрочнителя обусловлен наличием металлической связи и кубической кристаллической решёткой, сходной с алюминием, что может способствовать формированию прочной когерентной связи на границе раздела фаз, в отличие от карбида кремния, оксида алюминия или карбида бора. Карбид ниобия, обладающий схожими преимуществами, ограничен в применении из-за значительно более высокой плотности. Несмотря на потенциал карбида титана для улучшения прочности, коррозионной стойкости и износостойкости алюминиевых сплавов, систематических исследований его влияния на комплекс свойств сплава В95 недостаточно. Целью данной работы является изучение влияния объемной доли частиц карбида титана на микроструктуру, физические и механические свойства литых металломатричных композитов на основе высокопрочного алюминиевого сплава В95.

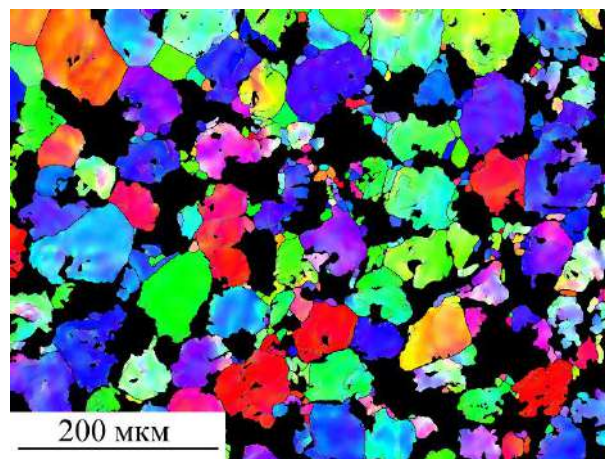
Алюмоматричные композиты системы В95-TiC с объемным содержанием частиц карбида титана 1, 2,5, 5 и 7,5 % были получены по жидкофазной ex-situ технологии методом механического замешивания упрочняющих частиц в расплав алюминиевого сплава В95. Частицы карбида титана со средним размером 6 мкм предварительно смешивались в шаровой мельнице с порошком алюминия в соотношении 1:1, просушивались и вводились в расплав сплава В95 при механическом перемешивании. Плавление осуществлялось в керамическом тигле с индукционным нагревом в атмосфере аргона для предотвращения окисления. Расплав разливался в подогретую стальную изложницу. Полученные отливки весом 1 кг подвергались гомогенизационному отжигу. Распределение частиц и микроструктура исследовались методами оптической микроскопии и дифракции отраженных электронов (ДОЭ), включая анализ границ зёрен. На рис. 1, в качестве примера, приведено распределение частиц и зеренная микроструктура композита В95/5%TiC в литом состоянии после гомогенизации. Плотность композитов определялась гидростатическим взвешиванием, температурный коэффициент линейного расширения измерялся dilatометром в диапазоне 20–200 °С. Теплопроводность и теплоемкость композитов определялись при комнатной температуре. Механические свойства, включая модуль упругости, предел текучести, предел прочности и относительное удлинение, определялись при испытаниях на растяжение цилиндрических образцов.

Результаты показали, что частицы карбида титана преимущественно локализуются по границам зёрен матрицы, действуя как барьеры, эффективно препятствующие росту зерен в процессе кристаллизации. Это привело к значительному уменьшению среднего размера зерна даже при минимальном содержании карбида титана, составляющего 1%. Температурный коэффициент линейного расширения снижался с ростом доли упрочнителя. Установлено, что

введение в расплав сплава В95 1–7,5 об.% частиц TiC повышает модуль упругости, предел текучести и твердость получаемого литого металломатричного композита по сравнению с литым сплавом В95; предел прочности возрастает в диапазоне 1–5 об.% TiC, а относительное удлинение – при 2,5 об.% TiC. Выявлено снижение неоднородности распределения зерен и теплового коэффициента линейного расширения (ТКЛР) у литого композита с ростом объемной доли TiC.



а



б

Рис. 1. Изображение микроstructures композиционного материала В95\ 5% TiC, полученное при помощи оптического микроскопа – а и метода ДОЭ – б

ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ ПОЛИМЕРИЗАЦИИ НА МЕЖФАЗНУЮ ЗОНУ В СТЕКЛОПЛАСТИКОВЫХ КОМПОЗИТАХ

В.С. Канакин, Е.О. Смирнова, А.С. Смирнов

Институт машиноведения им. Э.С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург
kanakin.v.s@gmail.com

Исследование параметров межфазной зоны в полимерно-матричных композитах имеет важное значение для корректного прогнозирования их прочности и надежности. Этот промежуточный слой между матрицей и армирующим волокном играет ключевую роль в перераспределении напряжений и влияет на эксплуатационные характеристики материала. В результате управление свойствами межфазной зоны можно рассматривать как способ для улучшения упругих, прочностных и усталостных свойств. Широкое использование подобных композитных материалов, в частности, на основе эпоксидных связующих, в таких областях, как аэрокосмическая, автомобильная и строительная, подчеркивает практическую ценность оптимизации их структуры.

Свойства композитов существенно зависят от технологических факторов процесса полимеризации, таких как давление и температура. Повышение давления полимеризации до определенных пределов способствует увеличению степени сшивки молекул и плотности полимерной сети матрицы, что теоретически улучшает характеристики. Однако влияние давления на формирование и свойства межфазной зоны изучено недостаточно из-за сложности экспериментального определения характеристик этой фазы. Межфазная зона представляет собой сложный по составу промежуточный слой нано- или микрометровой толщины, существенно отличающийся по свойствам от матрицы и армирующего компонента. Ее прямое инструментальное исследование затруднено из-за малых размеров. Определение толщины требует высокоразрешающих методов, таких как динамическая силовая микроскопия, со специальной пробоподготовкой, в то время как определение механических свойств часто основывается на вычислительных подходах. Целью настоящей работы является исследование влияния давления полимеризации на формирование толщины межфазной зоны и ее упругих свойств в стеклопластиковом композите.

Экспериментальная часть работы включает определение толщины межфазной зоны с использованием динамической силовой микроскопии на специально подготовленных образцах. Упругие свойства межфазной зоны, модуль Юнга и коэффициент Пуассона, оценивались с помощью вычислительной мезомеханической модели монослоя композита. Для обеспечения точности моделирования предварительно определялись упругие характеристики отдельных стекловолокон методами микромеханических испытаний. Результаты демонстрируют влияние давления полимеризации на ключевые характеристики межфазной зоны – толщину, модуль упругости и коэффициент Пуассона. Наблюдаемые изменения связываются с воздействием давления на процесс формирования полимерной сети и структуру межфазной области.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ № 24-29-00703.

ВЫСОКОВОЛЬТНАЯ КЕРАМИКА НА ОСНОВЕ МЕСТНОГО СЫРЬЯ МЕСТОРОЖДЕНИЙ КЫРГЫЗСКОЙ РЕСПУБЛИКИ

Н.К. Касмамытов

*Институт физики им. академика Ж. Жеенбаева Национальной академии наук
Кыргызской Республики, Бишкек*
nurkas@mail.ru

Развитие экономики не мыслимо без интенсивного развития электроэнергетики в Кыргызской Республике. В настоящее время Правительство Кыргызстана взяло курс на возведение Верхне-Нарынского каскада гидроэлектростанций, Камбар-Ата 1 и 2, построение линий электропередач (ЛЭП), малые ГЭС, реконструирования сетей г. Бишкека и ТЭЦ г. Бишкека, возводятся возобновляемые источники энергии - гелиоэнергетика, ветреные электростанции и др. Интенсивное развитие энергетики увеличивает спрос на диэлектрические материалы, в частности и на высоковольтные керамические материалы. В настоящее время в Кыргызстан из-за рубежа ввозятся на 100% более 15 тыс. наименований электротехнических изделий включая и высоковольтные диэлектрические изделия, причём изделия различной конфигурации (форм и размеров).

Настоящая работа направлена на импортозамещение электротехнических фарфоровых изделий путем разработки технологии получения высоковольтных фарфоровых керамик (ВФК) на базе местного сырья. Изучению их эксплуатационных свойств и организации участка по выпуску отечественного производства электротехнической фарфоровой керамики.

Изучено минеральное сырьё Кыргызской Республики, оно в достаточном количестве для нужд и потребностей нашей республики и ближнего зарубежья. Это месторождения глины Кара-кече, Уч-куртского фарфорового камня, Чоко-булакского каолина, Талаского полевого шпата и Боконбаевского месторождения «ЧАП» глины Согуты-сай, Ак-сай (Тонского района) и многих других месторождений на юге республики хорошо подходят для изготовления различных электротехнических материалов, в том числе и высоковольтных фарфоровых керамических материалов.

В докладе будут рассмотрены технология получения ВФК, керамические массы ВФК и эксплуатационные свойства, а также формирование глазури на поверхности изделий ВФК на основе местного сырья. На рисунке показаны ряд конфигураций полупромышленных высоковольтных фарфоровых керамических (ВФК) материалов на основе местного сырья, полученных в Институте физики им. академика Ж. Жеенбаева НАН КР в лаборатории порошковых материалов [1], прошедшие апробацию на основные эксплуатационные свойства на базе ОАО «Северэлектро» Кыргызской Республики, закрепленная актами проведения испытаний на пробивное напряжение опытных изделий, позволивший классифицировать опытные ВФК образцы как высоковольтную керамику класса 110 согласно ГОСТ - 20419.

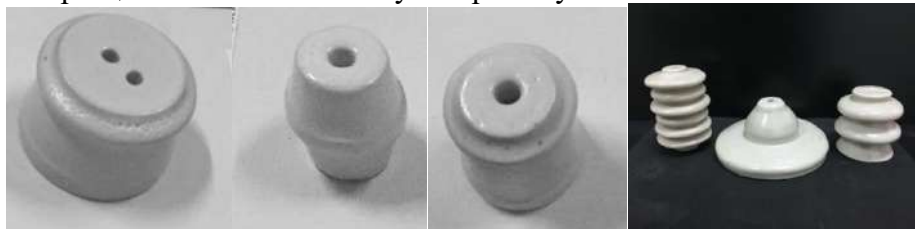


Рис.1 Глазурованные ВФК различной конфигурации на основе местного сырья, полученные в ИФ НАН КР, применяемые в энергосекторе КР.

Литература

1. Н.К. Касмамытов, К.А. Ласанху, К.М. Макаева // Получение и свойства глазурованной электрофарфоровой керамики на основе местного сырья, Бишкек: Научный журнал «Физика». 2024. №2. С.12-18.

МЕТОДИКА РАСЧЕТА ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ИСКАЖЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ КОНСТРУКЦИИ ПРИ ПРОВОЛОЧНО-ДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ И ЕГО ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ ВЕРИФИКАЦИИ

И.Э. Келлер¹, Н.К. Салихова¹, Д.С. Дудин¹, Г.Л. Пермяков², Д.Н. Трушников²

¹*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь*

²*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь*
kie@icmm.ru

Аддитивное производство проволочно-дуговой наплавкой позволяет создавать легкие, жесткие и прочные металлические конструкции сложной формы при значительной экономии материала. По видимому, первым прототипом данной технологии был способ электрической отливки металлов для восстановления деталей машин, разработанный в 1888 году помощником горного начальника Пермских пушечных заводов Н.Г. Славяновым, удостоенный золотой медали Всемирной выставки в Чикаго в 1893 году (экспонат — шестигранный «стакан», наплавленный из слоев колокольной бронзы, томпака, никеля, стали, чугуна, меди, нейзильбера и бронзы, находится в мемориальном доме-музее Н. Г. Славянова в Перми; другой стакан, изготовленный для демонстрации на IV Электрической выставке в Петербурге в 1892 г., хранится в музее истории и техники Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого). Современные технологии аддитивного производства металлических изделий проволочно-дуговой наплавкой разрабатываются в мире рядом научных организаций, в том числе Пермским национальным исследовательским политехническим университетом, где создают качественные изделия из алюминиевых, магниевых, титановых и никелевых сплавов, а также аустенитных нержавеющей сталей. Для увеличения характеристик прочности и пластичности материала вплоть до величин, характерных для катаного металла, применяются эффективные технологии проволочно-дуговой наплавки: а) плазменной, в которой проволока подается в плазменную дугу между электродом и изделием, б) плазменно-дуговой с плавящимся электродом, в которой дуга с плавящегося электрода горит внутри плазменной дуги с кольцевого неплавящегося анода, в) холодного переноса металла — разновидности дуговой наплавки плавящимся электродом, в которой используются импульсные ток и подача проволоки. В рамках этих технологий варьируются полярность и сила тока, траектория наплавки материала на заготовку и параметры цикла наплавки слоя и термоцикла последующей термообработки. Разрабатываются технологии с проковкой каждого наплавленного слоя материала пневматическим ударным инструментом или обкаткой его роликом. Кроме улучшения микроструктуры и эксплуатационных характеристик изделий, новые технологии аддитивного производства позволяют минимизировать неоднородность распределения остаточных напряжений и вызванное ими искажение геометрии конструкций.

С целью исследования закономерностей формирования остаточных напряжений и искажений изделий, создаваемых проволочно-дуговой наплавкой, предложено рассматривать эталонную конструкцию, состоящую из стенки, наплавленной на подложку — плиту, закрепленную на жесткой горизонтальной поверхности [1,2]. Значения прогиба подложки и распределение по высоте стенки тангенциальной компоненты остаточных напряжений освобожденной конструкции служат для сравнения различных технологий наплавки. Хотя в целом послойная точечная обработка давлением позволяет в несколько раз уменьшить искажение конструкции, зависимость последнего от количества наплавленных слоев и от параметров процесса является довольно замысловатой, в чем проявляется своеобразие задачи механики растущего тела.

В докладе сообщается о методике численного расчета задачи и его экспериментальной верификации, изложенной в [3-6]. Процесс представлялся в виде последовательно решаемых задач а) теплопроводности растущего тела — наплавки 10 слоев материала на подложку,

призматическую плиту, закрепленную на плоском чугуном основании, б) термоупругопластической — формирования собственных деформаций и остаточных напряжений вследствие остывания созданной конструкции с неоднородным распределением температуры во время паузы, в) термоупругопластической — обкатки роликом напряженной заготовки при повышенной температуре (этап может отсутствовать) и г) упругопластической — искажения конструкции и изменения поля остаточных напряжений при освобождении конструкции. При решении задач б)-г) используется история изменения поля температуры с этапа а).

Для прогнозирования эволюции изгиба конструкции и распределения остаточных напряжений по ее высоте разработана балочно-стержневая модель механики наращиваемой стенки на подложке [5,6]. В такой постановке можно учесть собственные деформации за счет послойной обкатки роликом или другого процесса. Модель описывает качественные зависимости продольного изгиба образца при наращивании стенки, однако не учитывает локальное пластическое течение материала вследствие концентрации напряжений и неоднородного распределения температуры.

Предложен и апробирован способ экспериментального определения распределения по высоте стенки тангенциальных остаточных напряжений на основе метода разрезания [7,8], максимально подходящий для рассматриваемого типа конструкции. Штангенрейсмусом определялся прогиб подложки освобожденной конструкции, а также изменение этого прогиба после срезания стенки. Эти данные были использованы для верификации расчета согласно численной модели.

Сообщаются результаты расчета и его верификации для серии экспериментов по наращиванию стенки на подложке из алюминивно-магниевого сплава 6082 Т6 (российский аналог — АМг5), а также аустенитной нержавеющей стали AISI 308 LSi. Для последней были созданы образцы с послойной проковкой пневмомолотком и без нее и выполнен эксперимент. Данные для сплава 6082 Т6 имеются в литературе [2], где ведется сравнение прогиба подложки и распределения остаточных напряжений для образцов, выращенных с послойной обкаткой роликом и без нее. Обсуждаются результаты расчета по численной и балочно-стержневой моделям в сопоставлении с экспериментом.

Литература

1. J. Hoennige, P. Colegrove, S. Ganguly, E. Eimer, S. Kabra, S. Williams // Additive Manufacturing. 2018. No. 22. P. 775–783.
2. J. Hoennige, C. E. Seow, S. Ganguly, X. Xu, S. Cabeza, H. Coules, S. Williams // Material Science and Engineering A. 2021. No. 801. 140368.
3. Н.К. Салихова, Д.С. Дудин, И.Э. Келлер, Г.Л. Пермяков, Д.Н. Трушников // Вестник Чувашского гос. пед. унив. им. И.Я. Яковлева. Серия: Механика предельного состояния. 2023. № 3 (57). С. 5-24.
4. Ю.В. Баяндин, Д.С. Дудин, А.В. Ильиных, Г.Л. Пермяков, В.В. Чудинов, И.Э. Келлер, Д.Н. Трушников // Вестник Пермского нац. иссл. политех. унив. Механика. 2023. № 1. С. 33-45.
5. Н.К. Салихова, Д.С. Дудин, И.Э. Келлер, Д.С. Петухов, Е.А. Гачегова, А.Б. Максимов // Вестник Чувашского гос. пед. унив. им. И.Я. Яковлева. Серия: Механика предельного состояния. 2024. № 3 (61). С. 70-91.
6. D.S. Dudin, I.E. Keller, G.L. Permyakov, D.N. Trushnikov // Journal of Siberian Federal Universit. Mathematics and Physics. 2024. T. 17. № 1. С. 75-90.
7. И.Э. Келлер, Д.С. Дудин, Д.С. Петухов, Г.Л. Пермяков, Д.Н. Трушников // Патент на изобретение RU 2797771 С1, 08.06.2023. Заявка № 2022133445 от 20.12.2022.
8. И.Э. Келлер, Д.С. Петухов, Д.С. Дудин, Г.Л. Пермяков, Д.Н. Трушников, А.Б. Максимов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2025. Т. 91. № 4. С. 67-77.

ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ ПРИ 700 °С НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ВНС-53-Ш-М

Ким А.В.^{1,2}, Полехина Н.А.¹, Аккузин С.А.¹, Литовченко И.Ю.^{1,2}

¹ *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

² *Томский государственный университет, Томск*

kim.a.v@ispms.ru

В процессе горячей термомеханической обработки высокоазотистых сталей в диапазоне температур 600 – 1000 °С может наблюдаться выделение нитридов типа M_2X , что приводит к снижению пластичности, ударной вязкости и ухудшению коррозионной стойкости [1]. Это ограничивает применение режимов термомеханической обработки (доказавших свою эффективность на других материалах [2]) и обуславливает потребность в разработке новых подходов, направленных на минимизацию негативных последствий выделения дисперсных частиц. Современные исследования показывают, что легирование высокоазотистых сталей тугоплавкими элементами способно существенно изменить кинетику и механизм выделения нитридных фаз, переводя процесс из прерывистого в непрерывный режим [3]. Такой переход открывает возможность использования выделения вторичных фаз для дисперсионного упрочнения материала.

В настоящей работе исследована стабильная высокоазотистая аустенитная сталь ВНС-53-Ш-М (07X20Г11АН6) в исходном состоянии и после отжига. Исходное состояние – закалка при $T = 1100$ °С, 1 час. После закалки образцы были отожжены при $T = 700$ °С в течение 100 часов. Микроструктуру стали исследовали методами растровой электронной микроскопии. Механические испытания на растяжение проводились при комнатной температуре.

В исходном состоянии сталь характеризуется равноосными аустенитными зёрнами среднего диаметра ≈ 30 мкм с наличием двойников отжига. После отжига размер зерна существенно не изменяется. Внутри зерен присутствуют мелко- и грубодисперсные частицы типа MX ($M = Cr, Nb, Mo, V$; $X = N, C$) в малых объемных долях, которые не увеличиваются при отжиге.

После старения в структуре стали формируются ячеистые выделения второй фазы. Наблюдаемые частицы выделяются по механизму прерывистого распада, при котором чередуются ламели частиц с матричными областями, обедненными по хрому. По изображениям, полученным методами РЭМ, были проведены оценки площади поверхности, занятой «перлитоподобными» областями, которые дают значение около 7 %, при этом доля самих частиц менее 2 %. Колонии частиц растут преимущественно от границ в глубь зерна. Распределение частиц по объёму стали неравномерно – в отдельных зёрнах наблюдается высокая концентрация внутризеренных выделений, в ряде зерен они наблюдаются исключительно по границам.

Механические испытания показали, что после 100-часового отжига предел текучести составляет 453 МПа, предел прочности – 813 МПа, относительное удлинение – 36,7 %. В исходном состоянии соответствующие значения: 615 МПа, 955 МПа и 35,8 %. Таким образом, длительный отжиг приводит к снижению прочности, не оказывая негативное влияние на пластичность.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0008.

Литература

1. V. G. Gavriljuk, H. Berns. High nitrogen steels: structure, properties, manufacture, applications. Springer Science & Business Media. 1999. – 378 p.
2. S. A. Akkuzin // Metals. 2022. Vol. 12, № 1. P. 63.
3. C. Zhang // Journal of Materials Research and Technology. 2024. Vol. 31. P. 2531-2542.

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА ТЕПЛОВОЕ РАСШИРЕНИЕ СПЛАВА ГЕЙСЛЕРА СИСТЕМЫ Ni-Mn-Ga-Si

К.К. Кирилюк¹, И.И. Мусабиров²

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
kirkonst2002@mail.ru

Интерметаллидные соединения, именуемые сплавами Гейслера, имеют широкий спектр полезных функциональных эффектов, протекающих в области комнатных температур [1]. К таким эффектам относят магнитокалорический и эластокалорический эффекты, а также ферромагнитный эффект памяти формы. Но наличие хрупкости не позволяет использовать данные сплавы в литом состоянии. Проведены исследования, которые показали, что увеличить усталостную прочность позволяет деформационно-термическая обработка [2]. В данной работе исследуется влияние отжига при разных температурах на микроструктуру и тепловое расширение деформированного сплава Гейслера системы Ni-Mn-Ga-Si.

Образец сплава Гейслера был выплавлен с помощью аргонно-дуговой плавки из элементов высокой чистоты с последующей вакуумной индукционной переплавкой для формирования равноосной зеренной структуры. Полученный в виде таблетки слиток сплава был подвергнут деформационно-термической обработке методом всесторонней изотермическойковки с истинной степенью деформации $\epsilon = 3,19$. Полагая, что после обработки материал имеет накопленные дефекты и внутренние напряжения. Для исследования степени внутренних напряжений на микроструктуру и дилатацию в области мартенситного превращения был выполнен ступенчатый отжиг при температурах $400^{\circ}\text{C} \div 800^{\circ}\text{C}$ с шагом 100°C . Из деформированной заготовки был подготовлен образец размерами $1 \times 1 \times 7$ мм. Длинная сторона образца параллельна направлению последней осадки при ковке. Микроструктура исследовалась с помощью растровой электронной микроскопии. Анализ теплового расширения проведён с помощью dilatометра на основе дифференциального трансформатора.

На рис.1(а) показана микроструктура сплава после всесторонней изотермическойковки. Можно заметить, что структура представлена крупными зёрнами размерами порядка $100 \mu\text{m}$, окружёнными прослойкой мелких зёрен размером около $5 \mu\text{m}$ (Рис. 1 б). Мелкозернистая структура сформирована в процессе динамической рекристаллизации.

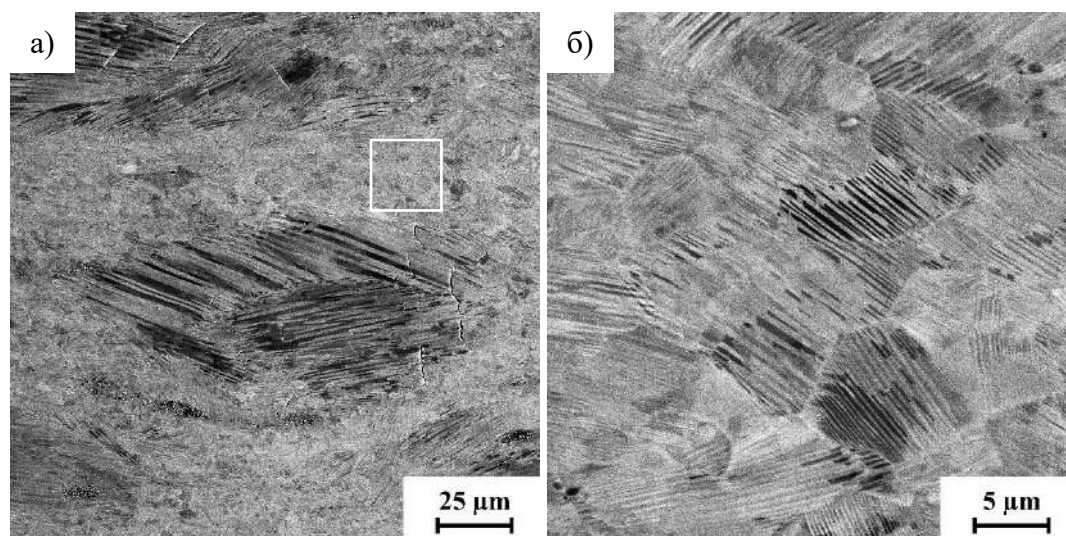


Рисунок 1 – Микроструктура сплава после всесторонней изотермическойковки (а), прослойка мелкозернистой структуры (б).

Вертикаль рисунка параллельна направлению последней осадки и длинной стороне образца. Видно, что наблюдается некоторая сплюснутость крупных зерен вдоль этого направления. Общий анализ двойниковой структуры позволяет сделать заключение, что ориентация большинства пластин стремиться быть перпендикулярной оси осадки. В теле как крупных, так и зерен мелкозернистой структуры наблюдается двойниковая структура. Следовательно мартенситное превращение реализуется во всем объеме образца. Нелинейность двойниковых границ в крупном зерне говорит о наличии разориентировок и напряженности кристаллической структуры. В теле рекристаллизованных зерен границы мартенситных двойников прямолинейные.

Рассмотрим микроструктуру сплава после отжига при 400°C (Рис. 2(а)). На снимке того же участка можно заметить, что в целом характер микроструктуры остался таким же – крупное зерно окружено прослойкой мелкозернистой структуры. Наблюдается некоторое изменение мартенситных колоний внутри крупного зерна. Не прямолинейность двойниковых границ еще сохраняется.

Для сравнения в данной работе представлена структура только после отжига при 800°C (рис. 2б). Видно, что в образце произошла полная перекристаллизация. В результате собирательной рекристаллизации сформирована равноосная зеренная структура со средним размер зёрен около 50 μm . Также стоит отметить, что ориентация мартенситных пластин становится хаотичной, нежели в предыдущих состояниях.

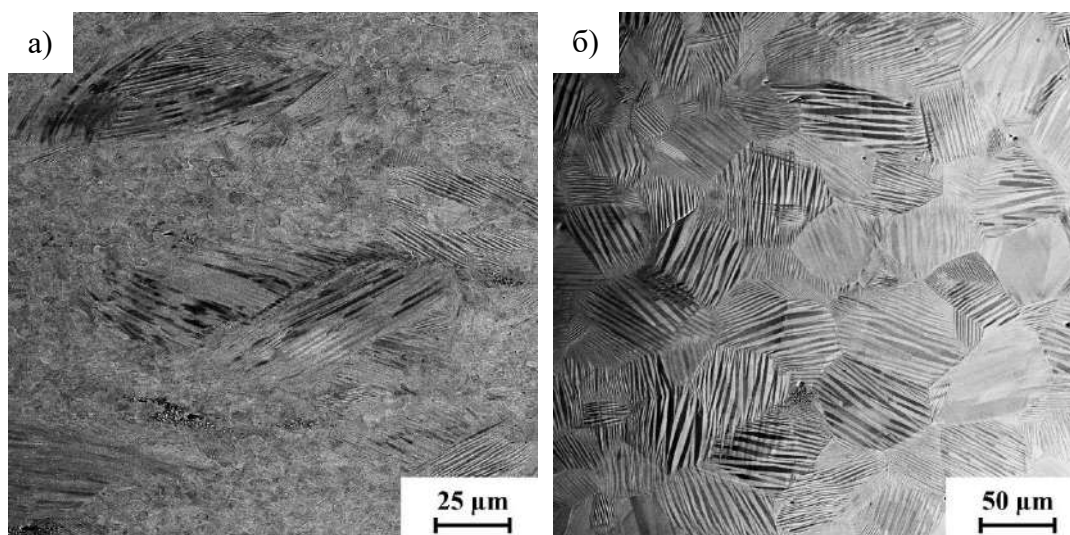


Рисунок 2 – Микроструктура сплава после отжига при 400°C (а) и 800°C (б) в течение 1 часа.

С целью исследования влияния мартенситной структуры на дилатационные свойства в области фазового превращения была выполнена запись кривых и термического расширения для деформированного состояния и после отжигов при 400°C и 800°C. Запись выполнена в области мартенситного превращения при нагреве и охлаждении образца, использовавшегося при отжиге. Напомним, что образец вырезан длинной стороной вдоль направления последней осадки при ковке. В процессе прямого мартенситного превращения происходит скачкообразное сокращение длины образца на 0,41%. При обратном превращении эта деформация образца обратима. Как показано нами ранее [3] скачкообразное изменение геометрических размеров образца связано с формированием преимущественной ориентации мартенсита в процессе прямого мартенситного превращения. С случае исследуемого образца так же показано (Рис. 1), что в целом имеется тенденция формирования текстурированного мартенсита. В результате отжига образца при 400°C величина скачка практически не изменилась, а характер превращения сохранился. Существенное изменение дилатационных свойств наблюдается после отжига при 800°C и полной перекристаллизации зеренной

структуры. Скачкообразное сокращение длины образца составляет 0,29 %. Полного исчезновения не наблюдается, что может быть обусловлено формой образца.

Таким образом, в результате формирования бимодальной структуры ковкой в структуре формируется некоторая металлографическая текстура зерен. Они сплющены вдоль направления последней осадки при ковке. Так же наблюдается некоторая преимущественная ориентация мартенсита, у которого двойниковые границы преимущественно перпендикулярны последней осадке. Такой образец скачкообразно сокращается в процессе мартенситного превращения. Отжиг при 400°C не оказывает существенного влияния на зеренную и мартенситную структуру, что так же отражается на дилатации. После полной перекристаллизации зеренной структуры отжигом при 800°C формируется равноосная зеренная структура с хаотической ориентацией мартенсита. Такой образец все равно испытывает скачкообразное сокращение длины в процессе прямого мартенситного превращения, но на величину 0,29%. Наличие остаточного эффекта в дилатационных исследованиях возможно обусловлено влиянием формы образца на внутреннюю структуру мартенсита.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИПСМ РАН.

Литература

1. I. I. Musabirov et al., "Influence of Multi-Axial Isothermal Forging on the Stability of Martensitic Transformation in a Heusler Ni-Mn-Ga Alloy," Transactions of the Indian Institute of Metals, vol. 74, no. 10, 2021, doi: 10.1007/s12666-021-02349-9.
2. Musabirov I.I., Gaifullin R.Yu., Safarov I.M., Galeev R.M., Afonichev D.D., Kirilyuk K.K., Koledov V.V., Mashirov A.V., Mulyukov R.R. The Structure and Martensitic Transformation of Deformed Ni–Mn–Ga Alloys // Physics of Metals and Metallography. 2023. Vol. 124. № 11. P. 1174–1180.
3. Мусабилов И.И., Мулюков Х.Я., Коледов В.В., Шавров В.Г. Термическое расширение сплава $\text{Ni}_{2.08}\text{Mn}_{0.96}\text{Ga}_{0.96}$ // Журнал технической физики. 2011. Т. 81. № 3. С. 108-111.

ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ СЕРОГО ЧУГУНА ПРИ СТАТИЧЕСКИХ И ЦИКЛИЧЕСКОМ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ

**Клевцов Г.В.¹, Линдеров М.Л.¹, Клевцова Н.А.¹, Фесенюк М.В.², Тюрков М.Н.¹,
Пигалева И.Н.¹**

¹⁾ Тольяттинский государственный университет, Тольятти

²⁾ АО «ПО «Стрела», Оренбург

Klevtsov11948@mail.ru

В качестве исследуемого материала был выбран промышленный ферритно-перлитный серый чугун СЧ25 в литом состоянии с пластинчатым графитом. Исследование структуры проводили на металлографическом микроскопа Axiovert 40 MAT; испытания чугуна на твердость – на твердомере ТН 300. Статическое растяжение литых цилиндрических образцов диаметром 20 мм проводили при комнатной температуре на машине Н50КТ; испытание на кручение цилиндрических образцов с диаметром рабочей части 10 мм и длиной 50 мм – на установке МК-50. Усталостные испытания проводили на призматических образцах толщиной 10 и 20 мм по схеме трехточечного изгиба на установке Instron 8802 с частотой $\nu=10$ Гц и коэффициентом асимметрии цикла нагружения $R=0.1$ при различных напряжениях цикла ΔP . Микрорельеф поверхности изломов исследовали в растровом электронном микроскопе (РЭМ) SIGMA фирмы «ZEISS».

Механические испытания образцов на растяжение показали низкие прочностные свойства исследуемого чугуна ($\sigma_b = 120 \pm 7$ МПа; $\sigma_{0.2} = 95 \pm 8$ МПа). Все образцы разрушились макрорхрупко. Результаты испытания образцов на кручение показали, что среднее значение крутящего момента составило 34 ± 1.0 Н·м, а угол закручивания – $5.2 \pm 0.3^\circ$. Разрушение произошло под углом, примерно, 45° полностью хрупко.

Испытания образцов толщиной 10 и 20 мм на усталость показали, что разрушение всех образцов произошло в области малоциклового усталости. Анализ зависимости длины усталостной трещины от количества циклов нагружения для всех размеров образцов и напряжений выявил особенности кинетики усталостного разрушения серого чугуна. Так на первой стадии разрушения наблюдается интенсивный рост усталостной трещины (рис. 1). Отсюда следует, что количество циклов нагружения до зарождения усталостной трещины практически равно нулю. Иными словами, рост усталостной трещины в образцах начинается уже при первых циклах нагружения. Микрофрактографический анализ показал, что зарождение усталостной трещины в сером чугуне произошло на графитовых включениях, которые выполнили роль концентраторов напряжения. Прямолинейный участок кинетических диаграмм усталостного разрушения (рис. 2) описывается уравнением Пэриса с коэффициентом $n = 6$:

$$\frac{dl}{dN} = 3,7 \cdot 10^{-14} (\Delta K)^{6,0 \pm 0,6}.$$

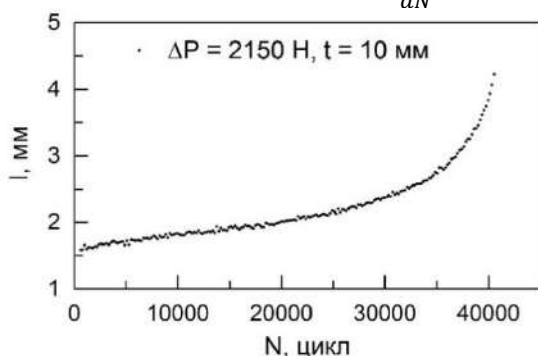


Рис. 1. Зависимость длины трещины (l) от количества циклов нагружения (N) для образца $t = 10$ мм, $\Delta P = 2150$ Н (а)

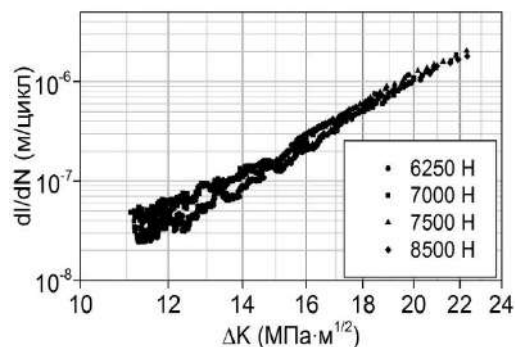


Рис. 2. Прямолинейный участок кинетических диаграмм усталостного разрушения образцов толщиной 20 мм

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ТЕКСТУРЫ В ПРОЦЕССЕ ГИБКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Е.В. Арышенский¹, Я.А. Ерисов², Д.Н. Клепов¹, С.О. Ким¹, С.В. Коновалов¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

²Самарский национальный исследовательский университет имени академика С. П. Королева,
Самара

ar-evgenii@ya.ru

Алюминий зарекомендовал себя как материал, активно используемый на аэрокосмических и автомобильных предприятиях благодаря своим свойствам в виде легкости, устойчивости к коррозии, а также хорошей обрабатываемости. Одной из наиболее распространенных операций при производстве листовых алюминиевых полуфабрикатов является гибка. Следует учесть, что одной из проблем связанной с гибкой листовых алюминиевых материалов является анизотропия их физико-механических свойств которая, влияет на изменение концентрации напряжений в заготовке в процессе гибки, что приводит либо к увеличению устойчивости и пластичности материала, либо к его более скорому разрушению. Помимо этого, неправильное распределение напряжений способствует появлению трещин, перекосов угла, искривлений [1, 2].

Основной причиной анизотропии является кристаллографическая текстура появляющаяся при терм деформационной обработке алюминиевых полуфабрикатов. До недавнего времени считалось, что формирование текстуры в алюминиевых сплав происходит при таких процессах как горячая прокатка, горячая штамповка и прессование [2]. Однако недавние исследования показали, что формирование текстуры, а следовательно изменение анизотропии происходит и при холодной листовой штамповке, к которой относится и операция гибки [3].

В настоящее время существуют математические модели, которые позволяют предсказывать поведение материала при гибке, однако в них нет учета изменения текстуры анизотропии в процессе деформации, что приводит к неточностям в расчетах, а следовательно, неправильному выбору технологических параметров и неточности при прогнозировании различных видов брака.

Цель данной работы – разработать подход к моделированию гибки алюминиевых сплавов, учитывающий эволюцию кристаллографической текстуры и изменение анизотропии физико-механических свойств алюминиевых сплавов в процессе их гибки. Также это позволит улучшить точность расчетов, а следственно позволит контролировать и качество, надежность получаемых изделий путем контроля изменения текстуры и ее влияния на деформацию.

В работе [4] учет анизотропии достигается за счет ввода условия пластичности, основанного на зависимости окружного радиального напряжения от напряжения течения и коэффициента Лоде. В результате получено соотношение, которое связывает компоненты деформации в различных слоях.

$$(\varepsilon_0 + \varepsilon_{iH})^{n+1} + 2(\varepsilon_0 + \varepsilon_{iv})^{n+1} - (\varepsilon_0 + \varepsilon_{iB})^{n+1} - 2\varepsilon_0^{n+1} = 0 \quad (1)$$

Где ε_{iH} , ε_{iv} , ε_{iB} - деформация в наружном, нейтральном и внутреннем слое заготовки соответственно, ε_0 – деформация, предшествующая достижению предела текучести материала. Коэффициент Лоде используется для выражения деформации через другие слои.

$$\Delta\varepsilon_{iB}^j = \frac{\exp(2/\beta_{j-1} \varepsilon_{iB}^{j-1}) - \exp(2/\beta_{j-1} \varepsilon_{iv}^{j-1})}{\exp(2/\beta_{j-1} \varepsilon_{iv}^{j-1}) - \exp(2/\beta_{j-1} \varepsilon_{iH}^{j-1})} \Delta\varepsilon_{iH}^j \quad (2)$$

Для того чтобы учитывать изменение текстуры в процессе гибки также удобно

использовать коэффициент Лоде в зависимости от коэффициентов анизотропии (3).

$$\beta = \frac{\sqrt{2}}{\sqrt{\eta_{12} + \eta_{23}}} \ln \frac{\sqrt{\eta_{12}\eta_{23}\eta_{31}N + \eta_{23}^2} + \eta_{23}}{\sqrt{\eta_{12}\eta_{23}\eta_{31}N + \eta_{12}^2} + \eta_{12}} \quad (3)$$

Где η_{ij} – коэффициенты анизотропии.

Значение параметра Лоде β пересчитывается на каждом шаге в зависимости от обобщенных коэффициентов анизотропии, учет изменения которых воспроизводится с помощью расчета поворота кристаллической решетки.

Для этого используем соотношение, предложенное Тейлором о равенстве градиента деформации образца, градиенту деформации кристаллита [5]. Принимая в расчет, что любая заданная деформация может быть представлена как скольжение по 5 системам скольжения воспользуемся критерием минимизации работы для отбора необходимых систем из 384 линейно независимых, также предложенным Тейлором.

В случае кругового изгиба полосы без утонения выражение для вычисления изменения ориентации кристаллической решетки будет иметь вид (4).

$$\begin{bmatrix} \Delta \varepsilon_{in}^j \\ -\Delta \varepsilon_{in}^j \\ 0 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} P_{\alpha 1} P_{\beta 1} P_{\delta 1} P_{\mu 1} P_{\rho 5} \\ P_{\alpha 2} P_{\beta 2} P_{\delta 2} P_{\mu 2} P_{\rho 5} \\ P_{\alpha 3} P_{\beta 3} P_{\delta 3} P_{\mu 3} P_{\rho 5} \\ P_{\alpha 4} P_{\beta 4} P_{\delta 4} P_{\mu 4} P_{\rho 5} \\ P_{\alpha 5} P_{\beta 5} P_{\delta 5} P_{\mu 5} P_{\rho 5} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \gamma^\alpha \\ \gamma^\beta \\ \gamma^\delta \\ \gamma^\mu \\ \gamma^\rho \end{bmatrix} \quad (4)$$

Где $[P_{\alpha 1} P_{\alpha 2} P_{\alpha 3} P_{\alpha 4} P_{\alpha 5}] [\gamma^\alpha]$ векторное представление приравнивания глобального тензора деформации к сумме деформаций по системам скольжения.

Данное уравнение показано для наружного слоя, для внутреннего и нейтрального слоя соотношение получается аналогично.

После расчета поворота R, представленного в виде матрицы направляющих косинусов, мы имеем новые значения коэффициентов анизотропии, следовательно, и новое значение коэффициента Лоде на следующем шаге. На рисунке 1 представлено изменение компонент матрицы направляющих косинусов во внешнем и внутреннем слое при гибке тонкой полосы с идеальной текстурной компонентой Cube в зависимости от интенсивности деформаций. Видно что во внешнем и внутреннем слое изменение текстурной компоненты разнонаправлены, что обусловлено различными характерами деформации в этих слоях.

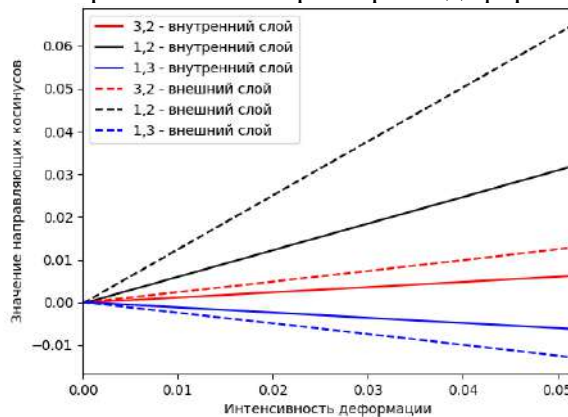


Рис. 1. Изменение компонент матрицы направляющих косинусов при деформации гибке полосы с текстурой Cube

Таким образом, мы имеем возможность на каждом этапе деформации отслеживать изменение текстуры изначальной заготовки с минимальной трудоемкостью.

На рисунке 2 приведены данные экспериментального исследования текстуры до и после гибки сплава А5. Изучение показывает, что изменение текстуры при гибке является существенным и требует учета при деформации.

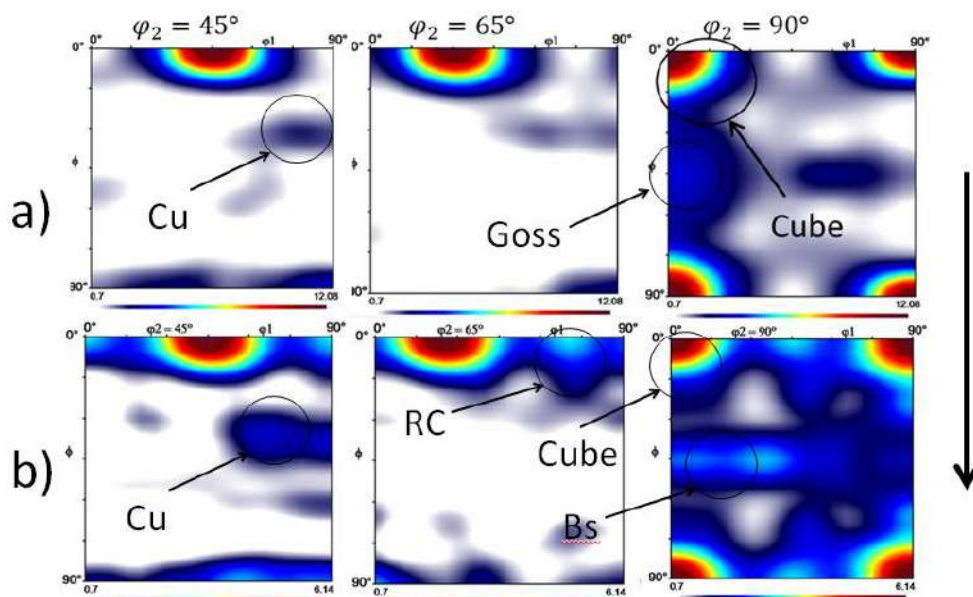


Рис. 2. Функция распределения ориентировок сплава А5 до гибки (а), после гибки (б)

В результате гибки, помимо прочих изменений преимущественная текстура Cube снизила свою интенсивность и начала образовываться текстура Bs, что коррелирует с предсказанными изменениями компонент матрицы направляющих косинусов для внешнего слоя.

Статья представляет метод, который устраняет ключевой недостаток существующих моделей - игнорирование эволюции текстуры. Данный подход позволяет моделировать операцию гибки с улучшенной точностью, опираясь на фактическую эволюцию текстуры в процессе деформации. Это предоставит возможность предсказывать и выбирать наилучшие итоговые характеристики изделия в зависимости от требований производства, тем самым снизив количество брака и получать изделия с необходимыми параметрами.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-19-00590, <https://rscf.ru/project/24-19-00590/>

Литература

1. Raju, D. V., & Kumar, D. R. (2003). Finite Element Analysis of Effect of Planar Anisotropy on Springback in Plane Strain Bending. 371–378.
2. Hiroki Takeda, Akira Hibino, Ken Takata, Influence of Crystal Orientations on the Bendability of an Al-Mg-Si Alloy, MATERIALS TRANSACTIONS, 2010, vol. 51-4, pp. 614-619.
3. Hirsch, J. Overview no. 76: Mechanism of deformation and development of rolling textures in polycrystalline fcc metals – II. Simulation and interpretation of experiments on the basis of Taylor-type theories / J. Hirsch, K. Lucke // Acta Metallurgica. – 1988. – Vol. 36, Iss. 11. – P. 2883 – 2904.
4. Study of the Evolution of the Crystallographic Texture during Drawing of a Low-Alloy Aluminum Alloy / E. V. Aryshensky, S. V. Konovalov, I. A. Latushkin, and M. A. Lapshov // Non-Ferrous Metals. – 2022. – No. 5. – Pp. 60-66.
5. Erisov, Y.; Kuzin, A.; Sedelnikov, A. An Analytical Model for the Plastic Bending of Anisotropic Sheet Materials, Incorporating the Strain-Hardening Effect. Technologies 2024, 12, 236.
6. G. I. Taylor, The Mechanism of Plastic Deformation of Crystals, Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences, London, 1934, vol. A145, part I pp. 362 – 387.

МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ФОСФАТОВ МАГНИЯ С УЛУЧШЕННЫМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ ДЛЯ ЗАМЕНЫ КОСТНОЙ ТКАНИ

Е.С. Климашина^{1,2}, **А.К. Пупанова**¹, **В.А. Егорова**¹, **А.М. Мурашко**^{1,2},
Я.Ю. Филиппов^{2,3,4}, **П.В. Евдокимов**^{1,2}, **В.И. Путляев**^{1,2}

¹МГУ имени М.В. Ломоносова, Химический факультет, Москва

²МГУ имени М.В. Ломоносова, Факультет наук о материалах, Москва

³МГУ имени М.В. Ломоносова, Научно-исследовательский институт механики, Москва

⁴Университет МГУ-ППИ, Шеньчжень, Китай

klimashina@inorg.chem.msu.ru

В настоящее время остро стоит проблема поиска новых составов для разработки и производства материалов для замены костной ткани. Однако тип и качество существующих на сегодняшний день материалов имплантатов и технология их изготовления неудовлетворительны. Причем наиболее проблемной областью являются инженерные и материаловедческие проблемы создания имплантатов определенного химического и фазового состава, с определенной морфологической архитектурой и приемлемыми механическими характеристики.

Важнейшими характеристиками разрабатываемых материалов для замены костной ткани являются: 1) биосовместимость, то есть с химической точки зрения, подобие имплантата костной ткани или такой фазовый состав, чтобы не вызывал негативного ответа организма, а, в идеале, способствовал быстрой и эффективной замене нативной костной ткани; 2) способность к резорбции, которая коррелирует с растворимостью материалов в слабокислых и нейтральных средах; 3) остеокондуктивность (или остеопроводимость) – способность материала обеспечивать проходимость биологических жидкостей, прорастание в имплантат кровеносных сосудов (васкуляризация), адгезию и связывание остеогенных клеток, эти характеристики коррелирует с физической проницаемостью пористого тела; 4) достаточная механическая прочность материала (не менее 2 МПа, считая нижний предел прочности для губчатой кости 2-12 МПа) на начальном этапе, пока не произойдет армирование имплантата прорастанием и/или заменой на нативную костную ткань.

На сегодняшний день фосфаты кальция (СаР) являются наиболее часто используемыми для создания биокерамики материалами. Однако их низкая растворимость и медленная деградация при имплантации *in vivo* являются их основными недостатками, что заставляет искать более перспективные химические соединения для создания биокерамики с улучшенными свойствами. Обнадёживающим выглядит семейство фосфатов магния (MgP), которое можно использовать для создания рассасывающейся биокерамики для инженерии костной ткани. Фосфаты магния потенциально будут обладать более высокой способностью к растворению *in vitro* и *in vivo* со скоростью, сопоставимой с образованием новой костной ткани в организме. Помимо этого магний является важным элементом в организме человека, так как играет важную роль в костном метаболизме, стабилизации ДНК и развитии скелета. Кроме того, керамика на основе фосфатов магния будет обладать повышенной прочностью за счет меньшего радиуса иона магния и, потому, более плотной и прочной кристаллической решетки. Однако, несмотря на все перечисленные потенциальные преимущества и перспективы, керамические материалы на основе фосфатов магния – мало разработанная область, как в фундаментальных, так и в прикладных аспектах.

Проектирование оптимальной морфологической архитектуры такой керамики с регулярными, связанными между собой макропорами и ее точное воспроизведение в керамике заданного состава представляют собой серьезный научно-технологический вызов. Ответ на него может быть дан только в рамках современных методов быстрого прототипирования и новых подходов к разработке тканеинженерных конструкций заданного химического состава.

В связи с перспективами и слабой проработанностью магнийфосфатной керамики в качестве остеопластического материала, *целью данной работы* является создание нового поколения высокопрочной биорезорбируемой керамики в качестве основы тканеинженерных конструкций для регенеративной медицины костной ткани на основе магнийсодержащих фосфатов. Поэтому необходимо практически с нуля разрабатывать и/или подбирать методику синтеза порошковых прекурсоров MgP, всесторонне исследовать физико-химические свойства как порошкового, так и керамического материала, механические свойства, биосовместимость *in vitro* (и *in vivo*) биокерамики, тканеинженерных конструкций на ее основе. Следует особо отметить, что в отличие от фосфатов кальция, в случае фосфатов магния многие фундаментальные вопросы, связанные с синтезом порошков и формированием керамики не до конца прояснены, и это является причиной их меньшей доли в научных публикациях.

Изготовление материала с оптимальной архитектуры для реконструкции твердых тканей неразрывно связано с применением аддитивных технологий (АТ). За последнее десятилетие интерес и вложения в эту область только возросли, в частности, в ближайшем будущем для создания медицинских материалов специальной архитектуры применение АТ (и ее компонентов: САПР, 3D-печати) практически безальтернативно. А вместо допирования магнием биоматериалов на основе фосфатов кальция в настоящее время наблюдается тенденция к использованию самих фосфатов магния и магнийсодержащих биоматериалов.

Поэтому *задачами данной работы* были: 1) подбор оптимальных условий растворного и твердофазного синтеза фосфатов магния из различных прекурсоров; физико-химическое изучение свойств порошков фосфатов магния, в частности, ортофосфата магния, $Mg_3(PO_4)_2$; изучение влияния различных количественных соотношений Mg/P в системе $MgO-P_2O_5$ на физико-химические свойства и фазовый состав материалов; получение ортофосфатных плотных образцов, полученных методом спекания и пористых керамических образцов, полученных раствором методом; исследование микроструктуры, плотности и механических характеристик керамических материалов, в зависимости от состава и условий термообработки образцов.

Методы исследования: РФА, РЭМ, РСМА, ТГА/ДТА, ИК-спектроскопия, гранулометрия со статическим лазерным рассеянием света, рН-метрия растворов, механические испытания.

На первый взгляд, самым простым методом получения дисперсных порошков фосфатов магния для последующего их спекания является осаждение из растворов, однако по сравнению с системой $CaO-P_2O_5-H_2O$ бинарная система $MgO-P_2O_5-H_2O$ изучена существенно меньше с физико-химической и биомедицинской точки зрения. Следует обратить внимание на сложные фазовые взаимосвязи между гидратированными фазами различных фосфатов магния, поэтому классическое осаждение из раствора искомого соединения проблематично из-за склонности фосфатов магния образовывать многочисленные кристаллогидраты, а также метастабильности средних солей фосфатов магния в водной среде [1].

При подборе и разработке синтеза ортофосфата магния (а также других MgP) из раствора очень важно подобрать подходящие прекурсоры, контролировать ионный состав раствора, постоянно поддерживать заданный рН при выбранной температуре синтеза, так как, согласно данным РФА и моделированию ионных равновесий, область существования по рН ортофосфата магния достаточно узка, а присутствие в смеси катионов натрия и аммония дает возможность образования смешаннокатионных фосфатов магния. Сложность растворного синтеза фосфатов магния обусловлена ещё и тем, что получить однофазный материал затруднительно из-за большого количества гидратных форм, повышенной растворимости получаемых фосфатов, а, следовательно, преимущественному осаждению аморфной фазы (как известно, магний стабилизирует образование аморфной фазы) и, как уже было отмечено, областью существования отдельных фаз при определенных рН.

При воспроизведении твердофазной методики, широко описываемой в литературе [2], получить однофазный ортофосфат магния удастся не всегда из-за наличия примесной фазы

пирофосфата магния. Гарантированно получить однофазный ортофосфат магния возможно в результате твердофазного синтеза, где соотношение в исходном прекурсоре, NH_4MgPO_4 , $\text{Mg/P} = 2$.

Полученные твердофазным способом порошки $\text{Mg}_3(\text{PO}_4)_2$ пригодны для создания плотных керамических образцов со средним размером зерна ~ 1 мкм и однородным распределением пор в объеме (рис. 1 а), с относительной плотностью $\rho_{\text{отн}} = 80,5\%$ и механическими характеристиками: $\langle \sigma_{\text{max}} \rangle = 31 \pm 4$ МПа, $E = 1,7 \pm 0,3$ ГПа, а при использовании 10% масс. временного технологического связующего, поливинилового спирта, и многоступенчатого обжига удастся заметно улучшить механические характеристики: $\langle \sigma_{\text{max}} \rangle = 140,75 \pm 7$ МПа, $E = 9,1 \pm 0,3$ ГПа, $\rho_{\text{отн}} = 89,1\%$, что в обоих случаях сопоставимо с человеческой костной тканью.

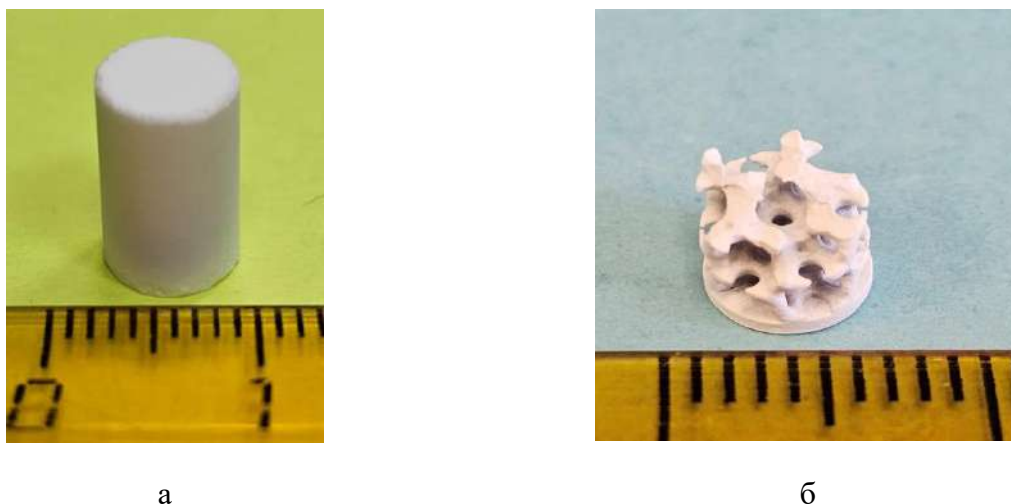


Рис. 1. Полученные плотные (а) и высокопористые (б) керамические образцы из $\text{Mg}_3(\text{PO}_4)_2$, цена деления - 1 мм.

Разработана методика получения макропористых материалов со структурой Кельвина на основе порошков ортофосфата магния с заданной 70% пористостью посредством стереолитографической 3D печати (рис. 1 б). Выбран режим термообработки, обеспечивающий равномерное удаление полимерного связующего, для спекания керамического материала с заданной архитектурой, позволяющий использовать его в регенеративной медицине.

Новые материалы на основе фосфатов магния, плотная и макропористая керамика с заданной морфологической архитектурой, с улучшенными перечисленными выше свойствами были получены впервые.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29- 00396, <https://rscf.ru/project/24-29-00396/>.

Литература

1. I.I. Preobrazhenskiy, E.S. Klimashina, Y.Y. Filippov, et al. // Inorg. Mater. 2024. V. 60. № 12. P. 1391. <https://doi.org/10.1134/S002016852470162>.
2. I.I. Preobrazhenskiy, D.V. Deyneko, A.M. Murashko, et al. // Mendelev Commun. 2025. V. 35. №. 5. P. 614. <https://doi.org/10.71267/mencom.7716>.

ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ ФОСФАТЫ КАЛЬЦИЯ: РЕЗОРБИРУЕМАЯ ОСТЕОИНДУКТИВНАЯ КЕРАМИКА ДЛЯ КОСТНОЙ ИНЖЕНЕРИИ

Н.В. Леонтьев, Д.Д. Погольская, Е.С. Климашина, П.В. Евдокимов, В.И. Путляев

Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва
nleontev@inorg.chem.msu.ru

В последние годы концепция регенеративной медицины становится ключевым направлением в разработке биомедицинских материалов, предназначенных для инженерии костной ткани. Данный подход основан не столько на механическом заполнении дефектов биосовместимыми, но инертными материалами, сколько на стимулировании организма к самостоятельному замещению имплантата вновь образующейся, нативной костной тканью. В этом случае материал выступает как активная пористая матрица (скаффолд), направляющая рост костной ткани, формирование кровеносных сосудов, обеспечивающая адгезию и пролиферацию клеток и, в итоге, интеграцию биоматериала с живыми тканями.

Одним из ключевых условий эффективности такого подхода является остеоиндуктивность материала, под которой понимается его способность активно инициировать и ускорять процессы остеогенеза. Одним из эффективных способов повышения остеоиндуктивности является включение в состав биокерамического матрикса дополнительных макро- и микроэлементов, помимо основных (кальция, фосфора, кислорода), обладающих мощным биохимическим действием, что позволяет: а) стабилизировать полиморфные модификации с оптимальным уровнем резорбции, б) обеспечить поступление в организм биоактивных элементов и, тем самым, специфически активировать именно те процессы, которые связаны с регенерацией костной ткани. В качестве матрикса, «нагружаемого» остеоиндуцирующими элементами, предлагается использовать структуру глазерита – одну из универсальных кристаллохимических структур с тетраэдрическими анионами с общей формулой A_2XO_4 (отношение катионы:анионы = 2:1), являющуюся родственной трикальцийфосфату. В частности, в системе $CaNaPO_4$ – Ca_2SiO_4 – $Ca_3(PO_4)_2$ присутствует широкое поле высокотемпературного твердого раствора со структурой глазерита (ВТГ). Направленная модификация химического состава данного твердого раствора может способствовать его стабилизации и, как следствие, приводить к улучшению растворимости (резорбируемости) материала.

Полученная в работе керамика характеризуется макропористой архитектурой, созданной с помощью технологии стереолитографической 3D-печати. Данный метод позволяет формировать взаимосвязанную систему макропор, необходимую для проникновения внутрь материала костной ткани, сосудов и клеток, то есть обеспечивает остеокондуктивные свойства материала. Таким образом, представлены результаты стереолитографического формования остеоиндуктивной биокерамики со сложной макропористой архитектурой на основе смешаннокатионных силикогерманатофосфатов состава $(Ca, Mg, Sr, Na, K, Cu, Zn)_a(PO_4, SiO_4, GeO_4)_b$, включающих остеоиндуктивные элементы в позициях структуры глазерита ($a = 2, b = 1$). Каждый элемент сложного состава предлагаемого материала имеет четко определенное назначение.

Теоретические расчеты показывают, наибольшая эффективность энтропийной стабилизации высокотемпературного твердого раствора со структурой глазерита состава $(Ca, Mg, Sr, Na, K, Cu, Zn)_a(PO_4, SiO_4, GeO_4)_b$, образованного путем изовалентных замещений в системе $CaNaPO_4$ – Ca_2SiO_4 – $Ca_3(PO_4)_2$, достигается при $a = 2, b = 1$; максимально возможное значение конфигурационной энтропии $7.66R$, где R – универсальная газовая постоянная. Добавление в систему третьего компонента, $Ca_3(PO_4)_2$, должно повлечь снижение рН среды в ходе гидролиза продуктов растворения глазеритного материала и приблизить его к физиологическому (рН = 7.35–7.45).

Быстрое охлаждение (закалка) от 1500 °С твердых растворов составов $\text{Ca}_{4+x}\text{Na}_2(\text{PO}_4)_{2+2x}(\text{SiO}_4)_{1-x}$ ($x = 0.33, 0.66$) и $\text{Ca}_{4+4y}\text{Na}_{2-2y}(\text{PO}_4)_{2+2y}\text{SiO}_4$ ($y = 0.25, 0.5, 0.75$) приводит к стабилизации однофазных глазеритоподобных соединений со структурой высокотемпературного нагельшмидтита ($a = 7, b = 4$). Установлено, что усложнение химического состава путем введения дополнительных элементов (Mg, Sr, K, Cu, Zn, Ge) способствует стабилизации высокотемпературного нагельшмидтита и частичной стабилизации ВТГ при медленном охлаждении от температуры синтеза, что может быть связано с энтропийным фактором.

Керамика состава $\text{Ca}_{6.3}\text{Mg}_{0.175}\text{Sr}_{0.175}\text{Cu}_{0.175}\text{Zn}_{0.175}\text{Na}_{1.5}\text{K}_{1.5}(\text{PO}_4)_5(\text{SiO}_4)_{0.25}(\text{GeO}_4)_{0.25}$ обладает линейной усадкой в ~25%, размер зерна составляет 20–40 мкм. Увеличение доли Ca_2SiO_4 , что отвечает составу $\text{Ca}_{5.4}\text{Mg}_{0.15}\text{Sr}_{0.15}\text{Cu}_{0.15}\text{Zn}_{0.15}\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5}(\text{PO}_4)_3(\text{SiO}_4)_{0.5}(\text{GeO}_4)_{0.5}$, приводит к снижению усадки до ~23% и росту числа пор. На границах зерен вероятно образование стеклофазы, обогащенной тяжелыми элементами и предположительно способствующей упрощению протекания зернограницной диффузии при спекании.

Скорость растворения полученных глазеритоподобных порошков в модельных физиологических растворах выше, чем у традиционно используемого в остеопластике $\beta\text{-Ca}_3(\text{PO}_4)_2$. При этом за счет изменения состава и варьирования мольной доли элементов можно целенаправленно управлять скоростью резорбции, приближая также значение pH, создаваемое в ходе гидролиза продуктов растворения, к физиологическому (7.35–7.45). Так, показано, что при увеличении доли трикальцийфосфата в нагельшмидтитных твердых растворах отмечается снижение pH до 7.9, что существенно улучшает биосовместимость материала с тканями организма и позволяет снизить риск воспалительных реакций после имплантации. Дополнительно, исследования острой цитотоксичности показали, что рассматриваемые керамические глазеритные материалы, включающие более 8 элементов, способствуют активной пролиферации клеток фибробластов человека уже на первые сутки после контакта с материалом и сохраняют этот эффект на протяжении всего периода наблюдения (1, 2 и 7 суток).

Таким образом, полученные результаты демонстрируют, что многоэлементные глазеритоподобные силикогерманатофосфаты открывают путь к новому поколению биоматериалов для костной инженерии. Эти материалы сочетают управляемую резорбцию, высокую биосовместимость и возможность направленной стимуляции остеогенеза, что делает их перспективными кандидатами для широкого применения в тканевой инженерии и регенеративной медицине костных дефектов.

Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-19-00219-П.

МНОГОУРОВНЕВОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ РАЦИОНАЛЬНОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ РАЗМЕРА ЗЕРНА ПО ДИСКУ ГАЗОТУРБИННОГО ДВИГАТЕЛЯ

**Н.С. Кондратьев, К.А. Романов, М.Н. Балдин, Э.Р. Шарифуллина, К.В. Остапович,
А.И. Швейкин**

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь
kondratev@pstu.ru

Диск турбины высокого давления является одним из наиболее ответственных элементов газотурбинных двигателей. Разрушение диска в процессе эксплуатации может привести к поломке двигателя и повреждению фюзеляжа летательного аппарата. Конструкция и материал изготовления диска должны удовлетворять предъявляемым требованиям по надежности и долговечности, так как при эксплуатации диски подвергаются существенным механическим нагрузкам – вращению порядка десяти тысяч оборотов в минуту в условиях высоких температур на ободу диска вплоть до 600-700° С [1, 2]. Актуальной задачей является снижение потребления топлива в процессе эксплуатации летательного аппарата за счет его массы, поскольку эти затраты составляют основную часть стоимости жизненного цикла авиационного двигателя [1, 3].

Условия работы диска турбины высокого давления требуют решения задачи прогнозирования прочностных характеристик: сопротивления деформациям ползучести, малоцикловой усталости конструкции, трещиностойкости, длительной прочности и термической устойчивости к рекристаллизации. Указанные характеристики имеют критическое значение для некоторых областей диска, что обусловлено неоднородностью полей нагрузок и температуры. Обод диска и расположенные в нём замки рабочих лопаток работают при высоких температурах и относительно невысоком уровне напряжений, в то время как ступица диска испытывает повышенные механические нагрузки при пониженных температурах [4, 5]. Таким образом, для обода диска турбины газотурбинных двигателей необходимо, чтобы материал обладал высокими характеристиками длительной прочности и термической устойчивости при рабочей температуре и низкой скоростью распространения усталостной трещины, а ступица и полотно были изготовлены из материала, обладающего высокими характеристиками кратковременной прочности и малоцикловой усталости [6, 7]. Необходимость описания малоцикловой усталости диска связана с его работой в условиях повторных переходных режимов взлета – полета – посадки [8, 9]. Методы производства дисков из современных порошковых материалов допускают наличие дефектов производства – в основном пор, трещин, равных по размеру грануле используемого порошка, что требует применения трещиностойких материалов в условиях высоких температур [1, 10].

Эксплуатационные характеристики деталей определяются состоянием внутренней структуры материала, для углубленного анализа физико-механических свойств изделий, а также для совершенствования существующих и разработки новых методов изготовления деталей газотурбинных двигателей необходимо использовать современное цифровое проектирование, базирующееся на многоуровневом моделировании процессов. В последние десятилетия широкое распространение получили многоуровневые модели материалов, построенные на базе физических теорий пластичности и явно содержащие в своей структуре переменные, характеризующие структуру, и эволюционные уравнения для них [11, 12]. Рассмотрение различных структурно-масштабных уровней дает возможность корректного описания физических механизмов неупругого деформирования и разрушения, что позволяет более точно (по сравнению с феноменологическими) моделями предсказывать ресурс деталей газотурбинных двигателей, а также проводить решение оптимизационных задач материальной структуры с использованием цифровых двойников деталей и конструкций [11, 13].

Перспективным способом снижения массы диска турбины является применение дисков с функционально-градиентными характеристиками – большим размером зерна вблизи обода и меньшим около ступицы [6, 14]. Такая структура позволяет повысить предел пластичности и усталостную прочность вблизи ступицы за счёт малого размера зерна, а также улучшить термическую устойчивость, трещиностойкость, снизить ползучесть вблизи обода и местах расположения замков рабочих лопаток в результате большего размера зерна [14, 15]. Существующие технологии производств турбинных дисков позволяют получать неоднородный размер зёрен в диске за счёт различий в режимах тепловой обработки областей ступицы и обода при изготовлении дисков методами горячего изостатического прессования [16].

В рамках научно-исследовательской работы проведен аналитический обзор структуры сплава ВВ751П, основных реализуемых механизмов деформирования, технологий изготовления диска и возможности получения градиентного распределения зёрен по его радиусу. Поставлена и решена краевая задача для описания изменяющихся полей напряженно-деформированного состояния и температуры в условиях эксплуатации диска турбины из сплава ВВ751П. С применением многоуровневой физически-ориентированной конститутивной модели по найденным полям напряжений и температур для набора исследуемых материальных точек диска было определено сопротивление длительной прочности, деформации ползучести, трещиностойкость, малоциклового усталости и исследована термическая устойчивость к рекристаллизации. Получены результаты решения задачи рационализации материальной зеренной структуры диска для снижения его массы.

Разработка, численная реализация, получение результатов и их анализ с применением многоуровневой модели выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках выполнения государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проект № FSNM-2024-0002.

Литература

1. А.А. Иноземцев, В.Л. Сандрацкий. Газотурбинные двигатели. Пермь: ОАО Авиадвигатель. 2006. 1204 с.
2. A.W. James, S. Rajagopalan. Gas turbines: operating conditions, components and material requirements // Structural alloys for power plants. 2014. P.3-21.
3. С.В. Фалалеев. Современные проблемы создания двигателей летательных аппаратов. Самара: СГАУ. 2012. 91 с.
4. А.А. Ганеев, В.А. Валитов, Ф.З. Утяшев, В.М. Имаев. Влияние деформационно-термической обработки на формирование градиентной структуры и механических свойств в диске из гранульного никелевого сплава // Физика металлов и металловедение. 2019. Т. 120. № 4. С. 442-448.
5. М.В. Силуянова, А.Н. Грунин, А.Д. Алendarь, С.К. Кандауров. Оптимизация массогабаритных характеристик диска турбины высокого давления // Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение. 2020. Т. 19. № 1. С. 78-86.
6. Y. Wang, J. W. Zou, G. Q. Zhang, W.X. Wang. Research on gradient heat treatment of dual-property disk for alloy FGH96 // Materials Science Forum. 2013. V. 747. P. 783-787.
7. Д.А. Егоров, Г.С. Гарибов, Н.М. Гриц, А.М. Казберович, Н.А. Рыжова. Исследование материала заготовок дисков с переменной структурой из гранул жаропрочных никелевых сплавов, изготовленных по технологии прямого ГИП // Технология легких сплавов. 2014. № 3. С. 67-77.
8. А.А. Иноземцев, М.А. Нихамкин, В.Л. Сандрацкий. Основы конструирования авиационных двигателей и энергетических установок. Т. 2. Компрессоры. Камеры сгорания. Форсажные камеры. Турбины. Выходные устройства. М.: Машиностроение. 2008. 365 с.

9. А.Г. Костюк Динамика и прочность турбомашин. М: Издательский дом МЭИ. 2007. 476 с.
10. В.В. Кошелев, Ю.Г. Шорошев. Исследование неметаллических включений в массе гранул жаропрочных никелевых сплавов // Технология легких сплавов. 2005. № 1. С. 78-82.
11. П.В. Трусов, А.И. Швейкин. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2019. 605 с.
12. P.V. Trusov, A.I. Shveykin, N.S. Kondratyev, A.Y. Yants. Multilevel Models in Physical Mesomechanics of Metals and Alloys: Results and Prospects // Physical Mesomechanics. V. 24. P.391-417.
13. К.А. Романов, Д.С. Грибов, Н.С. Кондратьев, Д.С. Безверхий, А.И. Швейкин. Макрофеноменологическое моделирование с целью поиска эффективной для эксплуатации зеренной структуры диска газотурбинного двигателя // Вестник УГАТУ. 2025. Т. 29. №. 1 (107). С. 47-61.
14. А.А. Бочарова, Н.М. Гриц, А.М. Казберович. Заготовки биметаллических дисков с функционально-градиентными свойствами из перспективных гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов // Технология легких сплавов. 2013. № 4. С. 135-143.
15. Г.С. Гарибов, Н.М. Гриц, Е.А. Федоренко, Д.А. Егоров, А.М. Волков, А.А. Чудинов. Исследование возможности изготовления заготовок дисков ГТД с переменной структурой и функционально-градиентными свойствами из гранул разных фракций // Технология легких сплавов. 2011. № 4. С. 41-49.
16. J. Gayda, T.P. Gabb, P.T. Kantzos. The effect of dual microstructure heat treatment on an advanced nickel-base disk alloy // Superalloys 2004. 2004. P. 323-329.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ДЮРОМЕТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ CoCrZrMnNi

В.К. Дробышев, С.В. Коновалов, И.А. Панченко, С.В. Воробьев

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
kononov@ibsiu.ru

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС), состоящие из пяти и более элементов, с концентрацией до 35 ат. %, обладают улучшенными физико-механическими свойствами, такими как высокая прочность, износостойкость и термическая стабильность. В последние годы большая работа сосредоточена на разработке новых композиций ВЭС с хорошими механическими характеристиками. Перспективным направлением улучшения механических и функциональных свойств сплавов является легирование хорошо изученными элементами, например добавлением циркония. Ожидаемый механизм повышения механических свойств связан с модификациями Zr в ВЭС — это закрепление дислокаций, которое может быть вызвано сильным искажением решетки. Это искажение, в свою очередь, может быть вызвано дефектами замещения, вакансиями или несоответствием фаз [1]. На основе исследований сплава системы CoCrFeNiZr авторами [2] утверждается о влиянии циркония на образование мелкозернистой микроструктуры и повышенных механических свойств.

В данной работе исследована структура и нанотвердость сплавов CoCrZr_xMn(40-x)Ni (x = 5, 10, 15, 20, 25, 30, 35) с использованием микрорентгеноспектрального и дюрометрического анализа, выполненного на сканирующем электронном микроскопе КУКУ ЕМ-6900, нанотвердоме НаноСкан-4D соответствии с ГОСТ 8.748-2011 (ISO 14577) и микротвердоме HVS-1000 по Микро-Виккерсу ГОСТ 9450-76.

Установлено, что микроструктура сплавов системы Co-Cr-Zr-Mn-Ni в литом состоянии при неэквивалентном содержании Zr (8 ат.%) и Mn (33 ат.%), преимущественно состоит из крупных дендритов с повышенным содержанием хрома до 46%. Содержание циркония в междендритных областях сплава Co_{20,4}Cr_{18,0}Zr_{7,9}Mn_{33,3}Ni_{20,3} достигало 14 ат.%. С увеличением содержания циркония и уменьшения содержания марганца ближе к эквивалентному составу, структура материала становилась более однородной с изменением размера от 30 до 5 мкм (таблица 1). Наиболее мелкие дендритные зерна находятся в сплаве Co_{17,2}Cr_{15,2}Zr_{46,5}Mn₄Ni_{17,1}, простираясь от края образца к центру. Возможно, данное выравнивание дендритных зерен связано с направлением теплового потока во время затвердевания. Во всех исследуемых сплавах отмечено квазиоднородное распределение атомов кобальта, хрома и никеля при микрорентгеноспектральном анализе интенсивности характеристического рентгеновского излучения вдоль линии.

Таблица 1. Химический состав и результаты измерения нано-, микротвердости, размера зерна исследуемых образцов

№ сплава	Содержание химических элементов					Нанотвердость, ГПа	Размер зерна, мкм	Микротвердость, НВ
	Co	Cr	Zr	Mn	Ni			
1	17,2	15,2	46,5	4	17,1	6,96	10	609
2	17,6	15,6	41	8,2	17,6	10,11	5	747
3	18,1	16	35,1	12,7	18,1	9,46	15	667
4	19,2	17	22,3	22,4	19,1	6,9	20	784
5	19,8	17,5	15,3	27,7	19,7	10,05	25	484
6	20,4	18	7,9	33,3	20,3	3,48	30	334
7	18,7	16,5	28,9	17,4	18,6	8,95	8	537

Значения нанотвердости (рис. 1) не отражают линейной зависимости увеличения содержания циркония на повышение механических свойств. Для всех композиций дендритная область твёрже междендритной; разница достигает 10–30%, что указывает на более высокую концентрацию твёрдо-растворимых элементов (Co, Cr, Ni) в дендритах и обогащение междендритных областей Mn или хрупким эвтектиком Zr-Mn. Нанотвердость $\approx 10\text{--}12$ ГПа фиксируются у сплавов с 15, 25 и 30 ат.% Zr (образцы № 5, 7, 3), где одновременно снижается доля Mn до 10–25 ат.%. Минимальное значение нанотвердости $\approx 3,5$ ГПа соответствует сплаву № 6 с 7,9 ат.% Zr и 33,3 ат.% Mn, то есть при наибольшем избытке марганца. При дальнейшем росте Zr до 41–46 ат.% (сплавы № 1, 2) твёрдость снова возрастает, но прирост менее выражен: 10,1 и 7 ГПа соответственно. Это указывает, что укрупнение зерна при чрезмерном легировании циркония частично компенсирует твёрдо-растворимое упрочнение.

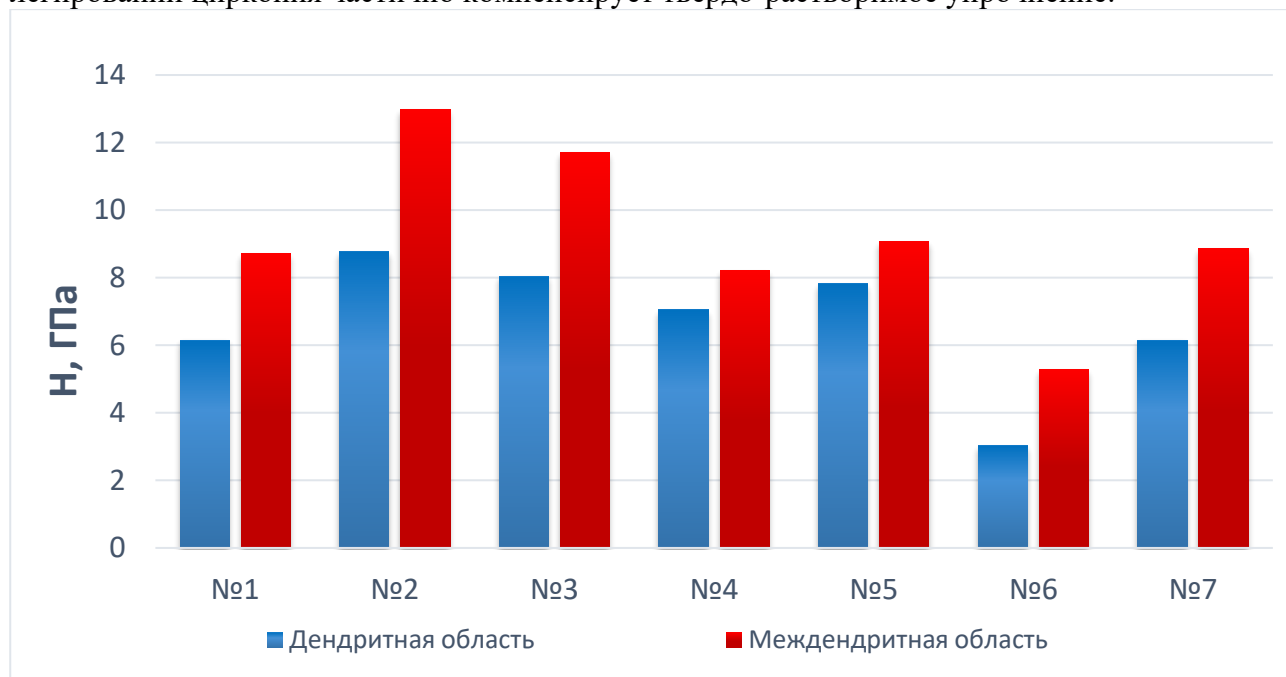


Рис. 1. Изменение нанотвердости в дендритной и междендритной области высокоэнтропийных сплавов Co-Cr-Zr-Mn-Ni

Таким образом, легирование цирконием в неэквипотенциальных сплавах Co-Cr-Zr-Mn-Ni приводит к значительному твёрдо-растворимому упрочнению, что проявляется в росте микротвёрдости с 334 до 784 HV и нанотвёрдости с 3,48 до 10,11 ГПа при увеличении содержания Zr и одновременном снижении Mn. Оптимальный диапазон содержания Zr 15–30 ат.%. В нём достигается совокупность: мелкозернистая структура (8–15 мкм), минимальная химическая и фазовая неоднородность, твёрдость в дендритных областях до 10–12 ГПа, что на 40% выше, чем у Mn-богатых составов. При избытке Mn (≥ 30 ат.%) наблюдается резкое падение твёрдости до 3,5 ГПа из-за укрупнения дендритов до 30 мкм и внедрением Mn в междендритную область.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-49-00015, <https://rscf.ru/project/23-49-00015/>.

Литература

1. W. Huo, H. Zhou, F. Fang, Z. Xie, J. Jiang. Microstructure and mechanical properties of CoCrFeNiZrx eutectic high-entropy alloys. Mater. Des. 2017. Vol. 134, P. 226–233.
2. J.Y. He. A precipitation-hardened high-entropy alloy with outstanding tensile properties. Acta Mater. 2016, 102, P. 187–196.

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В МАГНИТОТВЕРДОМ СПЛАВЕ СИСТЕМЫ Fe-Cr-Co, ПРИ ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКЕ

Г.Ф. Корзникова

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
korznikova@anrb.ru

Создание новых и улучшение существующих узлов и конструкций в авиационной, ракетной и атомной технике, судостроении, приборостроении и других отраслях специального машиностроения, где используются постоянные магниты, связано с необходимостью повышения их эксплуатационных характеристик, таких как надёжность и долговечность. Это вызвано тем, что увеличение мощности, скорости и температуры работы деталей и узлов современных конструкций, механизмов и машин требует от их магнитных элементов работы в более тяжёлых условиях при высоких статических и динамических нагрузках. Поэтому они должны обладать не только высокими магнитными характеристиками, но и необходимым набором механических свойств, таких как высокая статическая и усталостная прочность, ударная вязкость, теплостойкость и износостойкость

Эксплуатационные характеристики деталей изделий ответственного назначения можно повысить как за счет использования новых материалов, так и за счет применения заготовок из существующих конструкционных металлов и сплавов, полученных рациональными методами обработки металлов давлением при схемах формоизменения, обеспечивающих интенсивные макро и микро сдвиговые деформации и использовании специальных термомеханических режимов, способствующих формированию градиентного распределения микроструктуры по объёму заготовки с размером зерна от ультрамелкого (1-10 мкм) и субмикронного (0,1-1 мкм) вплоть до наноразмера (50-100 нм). При этом известные по химическому составу материалы приобретают уникальные свойства, которые позволяют характеризовать их совершенно новые материалы. Известные сплавы системы Fe-Cr-Co представляют интерес для использования в качестве роторов сверхскоростных электрических машин как более прочные и технологичные, а также имеющие значительно меньшую стоимость, поскольку содержание дорогостоящего кобальта в стандартных сплавах невелико (от 15 до 25%), а в разрабатываемых новых сплавах может быть снижено до 5%.

В настоящей работе проведены фундаментальные исследования по созданию новых магнитотвердых материалов с градиентными и уникальными физико-механическими свойствами методами обработки металлов давлением с интенсивными сдвиговыми деформациями с использованием схемы поперечно-винтовой прокатки объемных заготовок деталей ответственного назначения в условиях вязкопластического течения деформируемого материала при температурах выше начала динамической рекристаллизации со скоростями, подавляющими процессы собирательной рекристаллизации обработки при степенях деформации, обеспечивающих создание большого количества центров зарождения новых зерен и их градиентное распределение по размерам вплоть до нанозерна по отношению к наиболее нагруженным при эксплуатации зонам деталей и узлов, в которых структурно чувствительные свойства являются экстремальными.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ТИТАНОВЫХ СОСУДОВ ДАВЛЕНИЯ В ИПСМ РАН

А.А. Круглов

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
alexform1960@mail.ru

Сферические сосуды давления используются в космических аппаратах для хранения и транспортировки сжатых и сжиженных газов. К ним предъявляются жесткие требования по обеспечению эксплуатационных характеристик и высокой надежности. Качество сосудов во многом определяется их геометрическими параметрами, структурой и свойствами основного материала и сварных соединений.

По традиционной технологии сосуды давления изготавливают сваркой (электронно-лучевой или аргонодуговой) двух полусфер. Полусферы предварительно получают сверхпластической формовкой (СПФ) из листовых заготовок, либо механической обработкой штамповок. Однако после сварки полусфер в зоне сварного шва в сосуде формируется неоднородная крупнозернистая пластинчатая структура, обуславливающая пониженный комплекс механических свойств. Равнопрочность сосуда обеспечивают за счет увеличения толщины в зоне расположения сварного шва. Кроме того, сосуды после сварки плавлением требуют применения термической обработки для снятия внутренних напряжений. Таким образом, при схеме формовка/сварка для изготовления сферического сосуда можно использовать только способы сварки плавлением.

В ИПСМ РАН была разработана оригинальная технология изготовления сосудов давления по схеме сварка/формовка. Исходным полуфабрикатом для изготовления сосуда служит круглый пакет, состоящий из двух листовых заготовок, соединенных по периметру герметичным швом, и снабженный штуцером. Плоская форма исходных заготовок дает возможность применять способы сварки давлением, не требующие расплавления металла, например, диффузионную сварку. В этом случае структура сварного соединения практически не отличается от структуры основного материала. СПФ выполняют после сварки.

Преимуществом схемы сварка/формовка является возможность осуществить СПФ путем свободного формообразования без использования прессового оборудования. Пакет закрепляют на перекладине, устанавливают в электрическую печь и подают газ в его внутреннюю полость, обеспечивая необходимое давление. Штамп в виде двух полусферических матриц используют в качестве калибровочного инструмента.

Впервые экспериментально была выявлена, а в дальнейшем подтверждена и теоретически, важная особенность процесса свободного формообразования, заключающаяся в перемещении экваториального участка оболочки к центру в ходе формовки [1-3]. Диаметр сферической оболочки становится существенно меньше начального диаметра пакета. В результате указанной особенности процесса свободного формообразования происходит деформационная обработка сварного соединения, расположенного по экватору. Прочность сварного соединения не уступает прочности основного материала [4].

Разработанная технология защищена а.с. СССР и патентами РФ.

Литература

1. О.А. Кайбышев, А.А. Круглов, Р.Я. Лутфуллин, А.Р. Таюпов // Кузнечно-штамповочное производство. 1991. № 8. С. 19-20.
2. А.А. Круглов, Ф.У. Еникеев, Р.Я. Лутфуллин // Кузнечно-штамповочное производство. 2000. № 10. С. 6-9.
3. А.А. Kruglov, F.U. Enikeev, R.Ya. Lutfullin. // Materials Science and Engineering. 2002. A 323 (1-2). P. 416-426.
4. А.А. Круглов // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2014. № 4. С. 32-36.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРНОГО ФАКТОРА НА СИНТЕЗ МЕДНО-ГРАФЕНОВЫХ ЧАСТИЦ В ПЛАЗМЕННОЙ СТРУЕ: МОЛЕКУЛЯРНАЯ ДИНАМИКА

К.А. Крылова¹, Шавелкина М.Б.², Ю.А. Баимова¹

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

²Объединённый институт высоких температур РАН, Москва
bukreevakarina@gmail.com

Активное развитие микроэлектроники приводит к необходимости создания эффективных теплоотводов для полупроводниковых устройств. Традиционные медные теплоотводы, несмотря на высокую теплопроводность, имеют существенные недостатки – большой вес и высокую стоимость, что ограничивает их практическое применение [1]. Композитные материалы на основе графена и меди демонстрируют хорошие тепловые и механические характеристики [2]. Эффективность таких композитов напрямую зависит от условий синтеза и состава исходных компонентов, которые определяют конечную морфологию материала. Плазменный синтез представляет собой один из наиболее перспективных методов получения Cu/графеновых композитов [3]. В рамках данной работы применяется метод молекулярно-динамического моделирования для детального изучения процесса формирования наночастиц в условиях плазменного потока.

В исследуемой системе рассматриваются два основных компонента разного размера: графеновая чешуйка (ГЧ) и наночастица меди. Параметры исследуемых структур представлены в таблице 1.

Таблица 1. Параметры структур

Материал	Диаметр ГЧ (нм)	Длина ГЧ (нм)	Кол-во атомов ГЧ	Диаметр Cu нм	Кол-во атомов Cu
D2ГЧ	2,6	5,9	1 550	0,7	22
D20ГЧ	20	44	90 160	5	5 411

В данной модели частица меди в начальный момент времени располагалась либо с вогнутой поверхности ГЧ, либо с выпуклой поверхности. Начальное расстояние между центрами компонентов составляло 4 нм, что достаточно для исключения любого взаимодействия на начальном этапе моделирования. Молекулярно-динамическое моделирование проводилось в бесплатной программе LAMMPS. При моделировании плазменного потока частицы Cu летели в ГЧ со скоростью от 1 до 9 км/с при температуре 2 500 К. Выбор таких высоких значений скорости и температуры основан на экспериментальном исследовании синтеза графена в плазменной струе [4].

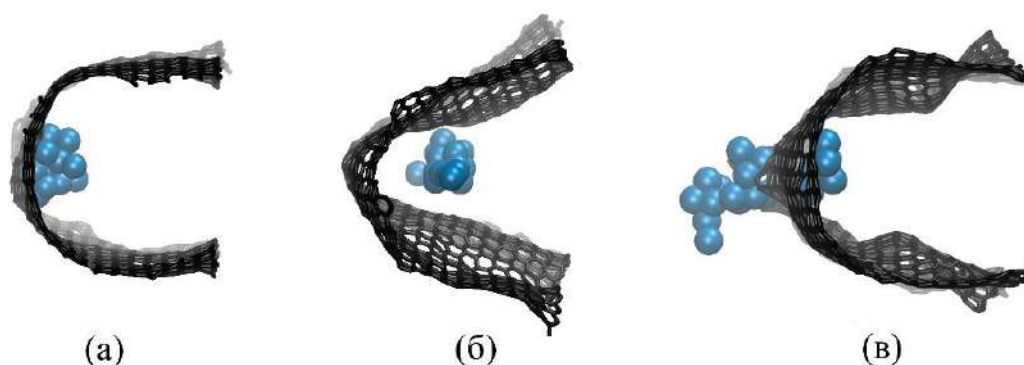


Рис. 1. Способы взаимодействия чешуйки с частицей Cu: (а) прилипание, (б) отталкивание, (в) разрыв.

В ходе моделирования выявлены три основных типа взаимодействия наночастиц Cu с графеновой чешуйкой: прилипание - наблюдается при скорости частицы менее 1 км/с; отталкивание - происходит при увеличении скорости частицы Cu; разрыв - разрушение графеновой структуры при достижении критической скорости (см. рис.1). Отметим, что у структур большего размера наблюдался только два процесса - отталкивание и разрыв. Еще одним ключевым фактором, влияющим на характер взаимодействия, является кривизна графенового листа. При контакте Cu с вогнутой стороной ГЧ разрыв ковалентных связей происходит при скорости 7 км/с для структуры меньшего размера D2ГЧ, а при взаимодействии с выпуклой стороной требуется скорость не менее 9 км/с. При увеличении размера медной частицы и ГЧ процесс отталкивания и разрушения протекают при меньших скоростях.

Таким образом, полученные данные имеют важное значение для понимания механизмов взаимодействия наночастиц меди с графеном и могут быть использованы для оптимизации процессов синтеза композитных материалов методом плазменного синтеза.

Работа выполнена в рамках Государственного задания молодежной лаборатории ИПСМ РАН.

Литература

1. Kakac S., Yuncu H., Hijikata K., Hijikata H. Cooling of Electronic Systems, Springer Netherlands, 1994.
2. Hjortstam O., Isberg P., Soderholm S., Dai H. Can we achieve ultra-low resistivity in carbon nanotube-based metal composites? // Applied Physics A – 2004 - 78(8) - 1175–1179.
3. Shavelkina M.B., Krylova K.A., Kavyrshin D.I., Baimova J.A. Syntheses of the Cu/graphene composite nanoparticles in plasma jets: experiment and simulation // Applied Surface Science – 2025 - V. 689 - 162523
4. Shavelkina M. B., Filimonova E. A., Amirov R. K. Effect of helium/propane–butane atmosphere on the synthesis of graphene in plasma jet system // Plasma Sources Science and Technology – 2020 - 29(2) - 025024.

ОБ ЭФФЕКТЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕЖКРИСТАЛЛИТНУЮ КОРРОЗИЮ КРИОКАТАНОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

**С.В. Крымский, А.Х. Валеева, И.Ш. Валеев, А.А. Ахияров, Е.В. Автократова,
М.В. Маркушев, О.Ш. Ситдилов, В.В. Терешкин**

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
stkr_imsp@mail.ru

Одним из перспективных промышленных способов контроля структуры и свойств листовых металлических материалов является термомеханическая обработка, основанная на сочетании интенсивных деформационных и электротермических воздействий [1,2].

Цель работы – оценить влияние однократной электроимпульсной обработки (ЭИО) на сопротивление межкристаллитной коррозии (МКК) криокатаного высокопрочного алюминиевого сплава 1965 (Al-Zn-Mg-Cu-x).

ЭИО с интегральной плотностью тока $K_j = 0,8 \times 10^4 \text{ A}^2\text{с/мм}^4$ проводили на 1 мм пластинах с размерами 7×20 мм, полученных изотермической прокаткой до 30 и 70% при температуре жидкого азота крупнозернистого слитка и мелкозернистой поковки. Качественную и количественную оценку сопротивления сплава МКК проводили с учетом ГОСТ 9.021-74 после 24 ч выдержки в 3% водном растворе NaCl + 1% HCl при $20 \pm 2^\circ\text{C}$. С использованием растрового электронного микроскопа определяли глубину коррозии как среднюю величину распространения очагов вглубь образца, и интенсивность МКК как отношение длины пораженного участка к общей длине контактной поверхности в процентах.

Обнаружено, что интенсивность МКК всех исследованных состояний сплава составила 100 %. Глубина же поражения слитка была больше, чем поковки, и эта разница уменьшалась с ростом степени деформации. Последующая ЭИО заметно увеличивала глубину коррозии вне зависимости от исходной структуры сплава. При этом величина ее межкристаллитной составляющей в слитке уменьшалась только после 30% прокатки, а в остальных случаях практически не менялась. В результате, параметры сопротивления МКК прокатанных до 70% состояний сплава были выше, чем до 30%, а ЭИО с исследованной энергией импульса приводила к их нивелированию.

Обсуждены причины и контролирующие структурные и фазовые факторы обнаруженного коррозионного поведения сплава на основе детального анализа трансформации структуры матрицы и вторых фаз на всех этапах обработки. В том числе рассмотрен эффект от одновременного/последовательного действия процессов возврата и рекристаллизации нагартованной матрицы, и распада алюминиевого твердого раствора при ЭИО и финальном вылеживании при комнатной температуре. Показана роль выделений алюминидов переходных металлов, а также формируемых ими при гомогенизации слитка приграничных зон, свободных от выделений.

Литература:

1. Маркушев М.В., Автократова Е.В., Валеева А.Х., Валеев И.Ш., Ильясов Р.Р., Крымский С.В., Ситдилов О.Ш. Сочетание криогенной деформации и электроимпульсной обработки как способ получения ультрамелкозернистых металлов // *Frontier Materials & Technologies*. 2023. № 4. С. 53-62.
2. Markushev M., Avtorkatova E., Ilyasov R., Valeev I., Valeeva A., Krymskiy S., Sitdikov O. Effect of high-dense electropulsing on structure and strength of cryorolled metals // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2023. Т. 2023. № 11. С. 1690-1695.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00702 <https://rscf.ru/project/23-19-00702>. Работы проводились на базе Центра коллективного пользования ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».

ИССЛЕДОВАНИЕ И КОНТРОЛЬ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ С ПОМОЩЬЮ НЕЙРОСЕТЕВОГО АНАЛИЗА ИЗОБРАЖЕНИЙ

С.В. Крымский, Т.А. Сивкова, А.О. Гусев

ООО «СИАМС», Екатеринбург
ksv@siams.com

В последние годы наблюдается значительный интерес к решению ключевых материаловедческих задач, таких как автоматическое выделение границ зерен, фаз, частиц и различных включений на изображениях микроструктур с использованием нейронных сетей (НС). В настоящее время ряд исследователей использует НС для анализа изображений микроструктуры, однако, при этом пользователь вынужден использовать несколько специализированных программных продуктов (ПО): в одной программе производить ручную или полуавтоматическую разметку данных для обучения, в другой среде) – разрабатывать архитектуру модели, проводить обучение и валидацию нейросети, а в третьей – выполнять итоговый качественный и количественный анализ полученных сегментированных данных. При этом, перенос данных между этапами требует ручных операций, что увеличивает время анализа и вероятность ошибок. Кроме того, от пользователя требуются экспертные знания не только в материаловедении, но и в программировании и настройке сложного ПО. Такой подход усложняет автоматизацию анализа, что особенно критично для серийного контроля структуры материалов на производстве.

Компанией SIAMS (ООО «СИАМС») разработано специализированное ПО для анализа структуры материалов с использованием алгоритмов НС для семантической сегментации (СС), поиска объектов и сегментации экземпляра. В ПО SIAMS пользователь имеет возможность разметить объекты анализа, создать обучающую выборку и отправить модель на обучение. Анализ по созданной модели проводится сразу же после завершения обучения. Алгоритмы с использованием НС интегрированы с автоматизированными программными модулями для автоматизированного анализа структуры по требованиям отечественных и международных стандартов. Результаты анализа могут быть представлены в виде таблиц, графиков и гистограмм и сохраняются в файлах различных форматов.

Получены стабильные результаты на изображениях, на которых отдельные элементы структуры слабоконтрастны к фону или разные структурные (фазовые) составляющие обладают одинаковым оттенком, в том числе на изображениях, полученных методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ).

Преимущества использованной технологии заключаются в следующем: обученный алгоритм более устойчив к вариациям условий пробоподготовки, травления и съемки образцов, которые при использовании классического метода сегментации приводили к ложным контурам и/или неверно оконтуренным объектам; не требуется настройка порогов чувствительности как при использовании основных типов сегментации; сокращается время анализа. Использование обучаемой системы позволяет значительно уменьшить влияние субъективного человеческого фактора на результаты анализа, снизить зависимость производственной или исследовательской лаборатории от уровня квалификации сотрудников.

Таким образом, комплексный научно-исследовательский подход, использованный при интеграции НС в ПО SIAMS, существенно расширяет круг решаемых задач микроструктурного анализа в материаловедении и может быть использован для серийного контроля структуры материалов в производственных и исследовательских лабораториях.

Обсуждены и рассмотрены основные возможности ПО SIAMS для исследования и контроля микроструктуры металлов и сплавов с помощью нейросетевого анализа изображений, на примерах реальных изображений из производственной и исследовательской материаловедческой практики показаны преимущества данного метода и перспективы его развития.

МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ ПО ВИККЕРСУ КОМПОЗИТА ГИДРОКСИАПАТИТ-МНОГОСТЕННЫЕ УГЛЕРОДНЫЕ НАНОТРУБКИ

А.Е. Резванова¹, Б.С. Кудряшов¹, В.Ю. Погудин^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634055, Россия, г. Томск, Академический пр., 2/4, ranast@ispms.ru, bsk3@ispms.ru, pogudin112002@gmail.com.

²Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, пр. Ленина, 40, 634050, Томск, Россия

Исследование механических свойств керамических материалов на основе гидроксиапатита (ГА) с многостенными углеродными нанотрубками (МУНТ), является процессом, требующим значительных временных затрат и обусловленным погрешностью измерений. Для оптимизации процесса исследования перспективна реализация компьютерного эксперимента на основе численного моделирования с помощью метода конечных элементов (МКЭ). Вычислительный эксперимент направлен на создание структурных моделей керамических образцов для определения его механических свойств. Помимо этого, методы машинного обучения позволяют значительно оптимизировать исследование и дополнить результаты данными прогнозирования. Главным принципом машинного обучения является построение алгоритмов, способных обучаться самостоятельно на наборах данных. Это облегчает нахождение сложных зависимостей между входными данными и получаемым результатом, обеспечивает высокую степень точности при прогнозировании характеристик материалов [1-2].

Работа направлена на создание моделей машинного обучения, предсказывающих значения микротвердости по Виккерсу керамических материалов ГА в результате компьютерного эксперимента с помощью МКЭ. Были созданы образцы пористой керамики из ГА, а так же ГА с добавками 0.1 и 0.5 масс.% МУНТ в виде цилиндров с размерами 20х30 мкм. Затем для имитации пористой структуры в объёме цилиндра вычитались сферы с различными радиусами. Для моделей с МУНТ в сферические поры ГА были добавлены цилиндрические нанотрубки радиусом ~ 20 нанометров и длиной равному диаметру поры (рис. 1).

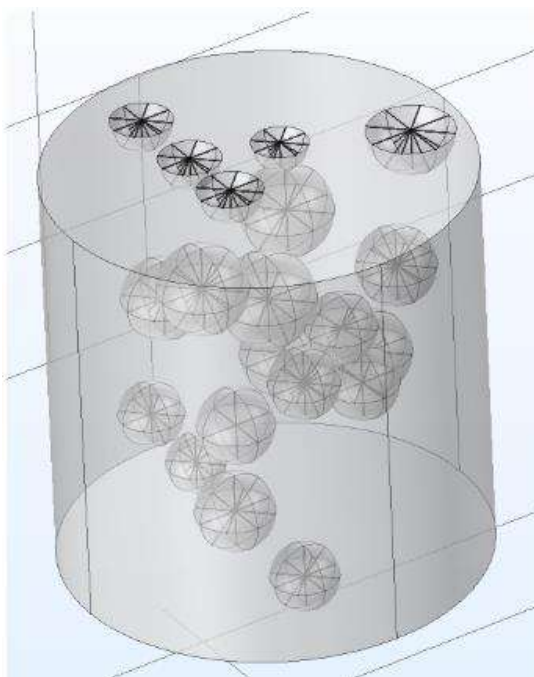


Рис. 1. Структурная модель керамики ГА-0.5 масс.% МУНТ

Далее проводился компьютерный эксперимент по вдавливанию алмазного индентора в модельные образцы с последующим определением размеров диагоналей отпечатков для определения твёрдости по Виккерсу. На рисунке 2 представлены зависимости микротвёрдости по Виккерсу модельных образцов от подаваемой нагрузки при различных концентрациях МУНТ.

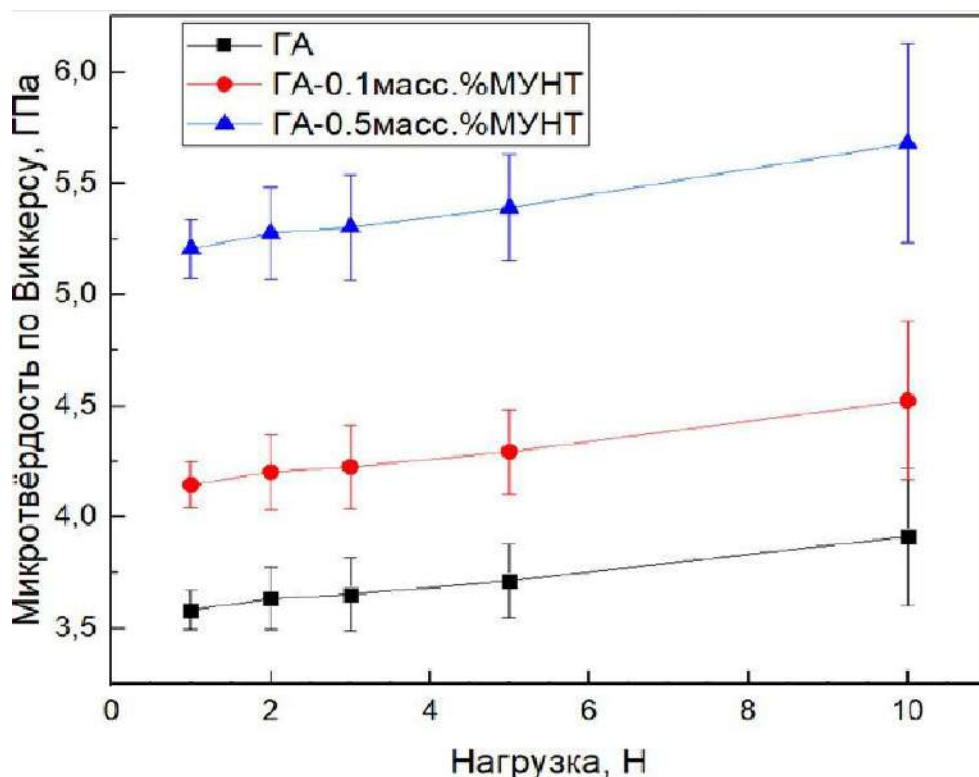


Рис. 2. Зависимости микротвёрдости по Виккерсу от нагрузки индентирования

Результаты численного моделирования показали, что добавление 0.1 и 0.5 масс.% МУНТ приводит к росту микротвёрдости с 3.70 ± 0.19 до 4.28 ± 0.10 и 5.37 ± 0.25 на 31.1% соответственно по сравнению с ГА без добавок. Полученные данные согласуются с экспериментальными значениями микротвёрдости композитов ГА-МУНТ [3, 4], где добавление 0.1 и 0.5 масс.% МУНТ привело к росту микротвердости ГА с ~ 4 до ~ 4.5 и ~ 5.3 ГПа в работе, соответственно.

Создание моделей для прогнозирования микротвердости образцов необходимо для получения значений при нагрузках, при которых невозможно было провести эксперимент из-за физических ограничений численного моделирования, таких как ошибки при построении сетки конечных элементов. Интерполяция модельной зависимости проводилась методами машинного обучения. Для построения моделей применялись четыре различных подхода: полиномиальная регрессия, случайный лес, градиентный бустинг (XGBoost), нейронная сеть. Оптимальные параметры моделей были подобраны с помощью метода сеточного поиска. Подбор архитектуры нейронной сети осуществлялся с помощью Байесовской оптимизации. Для оценки точности предсказания применялись следующие метрики: R^2 — коэффициент детерминации, MSE — среднеквадратичная ошибка, MAE — средняя абсолютная ошибка, MAPE — средняя абсолютная процентная ошибка. В качестве примера на рисунке 3 построена зависимость микротвердости от нагрузки индентирования для образца ГА-0.1масс.% МУНТ.

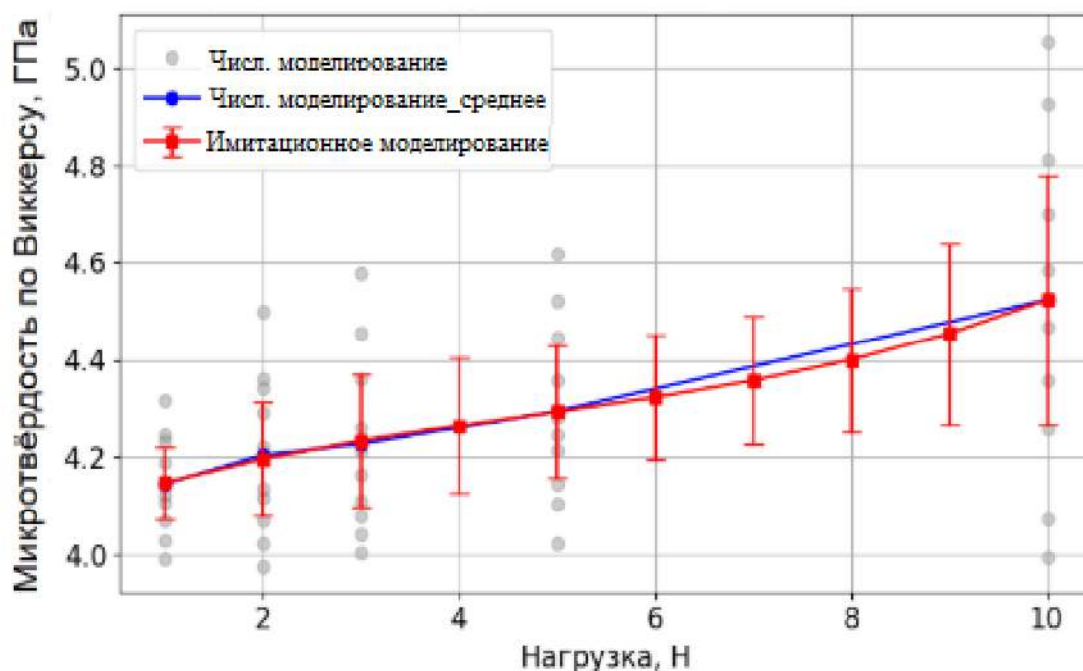


Рис. 3. Численное и имитационное моделирование микротвердости в зависимости от нагрузки индентирования для ГА-0.1масс.% МУНТ

Полиномиальная регрессия 3 степени показала наивысший результат со значением $R^2=0.999$, максимально близким к 1, и сравнительно наименьшими значениями отклонений MSE и MAE. Нейронная сеть с двумя слоями по 95 и 80 нейронов, соответственно, с функцией активации *relu* уступила данной модели, имея чуть большие значения отклонений - $MSE=0.0001$, $MAE=0.007$. С большим отличием, но с все еще высокими метриками оказались ансамблевые методы: случайный лес - $R^2 = 0.92$, $MAPE=0.08\%$ и метод бустинга - $R^2 = 0.98$, $MAPE=0.02\%$. Таким образом, для зависимости микротвердости по Виккерсу от нагрузки индентирования, полученной численным моделированием с помощью МКЭ, нейросетевая модель оказалась избыточна, что делает метод полиномиальной регрессии подходящим для решения данной задачи. Результаты прогнозирования, полученные с помощью метода XGBoost и случайного леса не позволяют точно описать исследуемые зависимости, о чем свидетельствуют метрики обучения.

Результаты, полученные в ходе моделирования, могут быть использованы при создании керамических композитных материалов с разным содержанием МУНТ. Также они помогут проанализировать механические характеристики материалов, что позволит оптимизировать процесс производства керамических материалов на основе ГА с требуемыми механическими свойствами.

Работа выполнена в рамках гранта №25-23-20233 при поддержке Российского научного фонда.

Литература

1. Diao Y., Luchun Y., Gao K. // Journal of Materials Science & Technology. 2022. Т. 109. С. 86-93.
2. Zhang. Y, Ling. C // Computational Materials. 2018. Т. 4. С. 25.
3. Barabashko M. S. et al. // Applied Nanoscience. 2019. Т. 10. С. 2601-2608.
4. Barabashko M. et al. //Materials. 2022. Т. 15. №. 15. С. 5304.

ВЛИЯНИЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ НА ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ В СПЛАВЕ Ti-2Fe-0.1B, ПОДВЕРГНУТОМ КРУЧЕНИЮ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Кунлань Мэн ¹, Юечэн Дун ², И.В. Александров ¹

¹*Уфимский университет науки и технологий, Уфа*

²*Нанкинский Tech университет, Нанкин, КНР*

19172026074@163.com

Представлены результаты исследования синергетического эффекта наводороживания и кручения под высоким давлением (КВД) на проявление эффекта сверхпластичности в сплаве Ti-2Fe-0,1B. Для сравнения, исходное состояние, полученное путем двойной плавки в вакуумно-дуговой плавильной печи с последующей прецизионной ковкой и непрерывной горячей прокаткой, наводороженное состояние и исходное состояние после КВД были получены одновременно.

Результаты рентгеновских исследований показали, что на рентгенограмме сплаве Ti-2Fe-0,1B, подвергнутого наводороживанию и последующему КВД, обнаружены дифракционные пики, соответствующие γ -гидриду с тетрагональной гранецентрированной решеткой (ГЦТ) и δ -гидриду с кубической гранецентрированной решеткой (ГЦК). Кроме того, содержание β -фазы оказалось повышенным, что указывает на положительное влияние водорода на стабильность β -фазы.

Испытания на растяжение сплава Ti-2Fe-0,1B в вышеуказанных состояниях при температуре 500 °C со скоростью деформации $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ показали, что сплав Ti-2Fe-0,1B-0,3H, подвергнутый КВД, проявляет уникальную низкотемпературную сверхпластичность. При этом относительное удлинение может достигать 722%.

Полученные результаты дают ценную информацию об влиянии наводороживания и интенсивной пластической деформации на эволюции микроструктуры и свойства, закладывают основу для будущего применения сверхпластичного сплава Ti-2Fe-0,1B в промышленности.

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-43-00041, <https://rscf.ru/project/23-43-00041/> и the National Natural Science Foundation of China, grant No. 52261135539.

ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ РАВНОВЕСИЙ «ЖИДКОСТЬ ↔ ТВЕРДОЕ ТЕЛО» В НАНОЧАСТИЦАХ СИСТЕМЫ $\text{Si}_x\text{-Ge}_{1-x}$ ПРИ РАЗЛИЧНОМ ВЗАИМНОМ РАСПОЛОЖЕНИИ ФАЗ

А.В. Шишулин, А.В. Шишулина, А.В. Купцов

*Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева,
Нижний Новгород
chichouline_alex@live.ru*

Актуальным направлением современных «зеленой» энергетики и энергосберегающих технологий является развитие методов утилизации бросового тепла, один из которых заключается в создании высокоэффективных термоэлектрических материалов. Наноструктурирование представляет собой наиболее распространенный подход, позволяющий сочетать коммерческую доступность термоэлектриков и высокие значения их термоэлектрической эффективности (путем выборочной модификации транспортных свойств материала, а также ряда других факторов) [1,2]. В области высоких температур одним из наиболее эффективных термоэлектрических материалов являются сплавы системы $\text{Si}_x\text{-Ge}_{1-x}$, в которых низкие величины фононной составляющей и полного коэффициента теплопроводности достигаются в фазах, термодинамически устойчивых при эксплуатационных температурах [2,3]. При получении современных наноструктурированных функциональных материалов значительную роль играют современные методы порошковой металлургии, в частности электроимпульсное плазменное спекание и жидкофазные технологии, например, селективное лазерное сплавление (SLM). Фазовые равновесия и превращения в сплавах системы $\text{Si}_x\text{-Ge}_{1-x}$ в макроскопическом состоянии детально изучены, однако рассмотрение фазовых равновесий в наноразмерных объектах (например, каплях расплава при SLM) осложняется целым рядом характерных особенностей, включающих зависимость положения ликвидуса и солидуса, состава и объемной доли жидкой и твердой фаз, температурного интервала области гетерогенности от объема и формы наночастиц, а также множества других факторов [2-5]. Такие особенности могут быть рассмотрены в рамках термодинамического [6] (в настоящей работе) и ряда других подходов, применимость термодинамических методов при анализе фазовых равновесий в наноразмерных структурах детально рассмотрена в [6,7]. Настоящая работа является частью цикла [2-5], ниже проанализирован характерный для наноструктурированных систем эффект, связанный с существенными отличиями равновесного фазового состава системы при различном взаимном расположении фаз.

В работе объектом моделирования являлись наночастицы сферической формы с различной долей Si (x), имеющие в твердом состоянии при комнатной температуре диаметр 40 нм. Предполагалось, что в гетерогенном состоянии между температурами ликвидуса и солидуса реализуется структура *core-shell*, при этом отдельно рассматриваются случаи, когда *shell*-фаза находится в жидком, а *core*-фаза – в твердом состоянии (плавление наночастицы), и наоборот (отвердевание с поверхности). Равновесный фазовый состав системы находится минимизацией функции Гиббса с учетом энергетического вклада всех границ раздела, при этом система $\text{Si}_x\text{-Ge}_{1-x}$ в твердом и жидком состояниях может быть описана в рамках модели регулярного раствора [2]. Параметры модели, температурные зависимости удельных поверхностных энергий чистых Si и Ge в обоих состояниях, температурные зависимости их молярных объемов с учетом скачка объема при плавлении приведены в [2,3]; поверхностные энергии твердых и жидких растворов $\text{Si}_x\text{-Ge}_{1-x}$ получены в линейном приближении (см. [3] и ссылки там); энергии границы «твердое тело – расплав» рассчитываются с помощью уравнения Жирифалко-Гуда в упрощенном виде [*ibid*] (вычислительный эксперимент с использованием технически более сложных расчетных моделей, например, уравнения Батлера, не привел к заметному изменению полученных закономерностей). Размерные

зависимости температур, энтальпий и энтропий плавления получены в рамках модели Лианга–Лью–Чжанга [2,3].

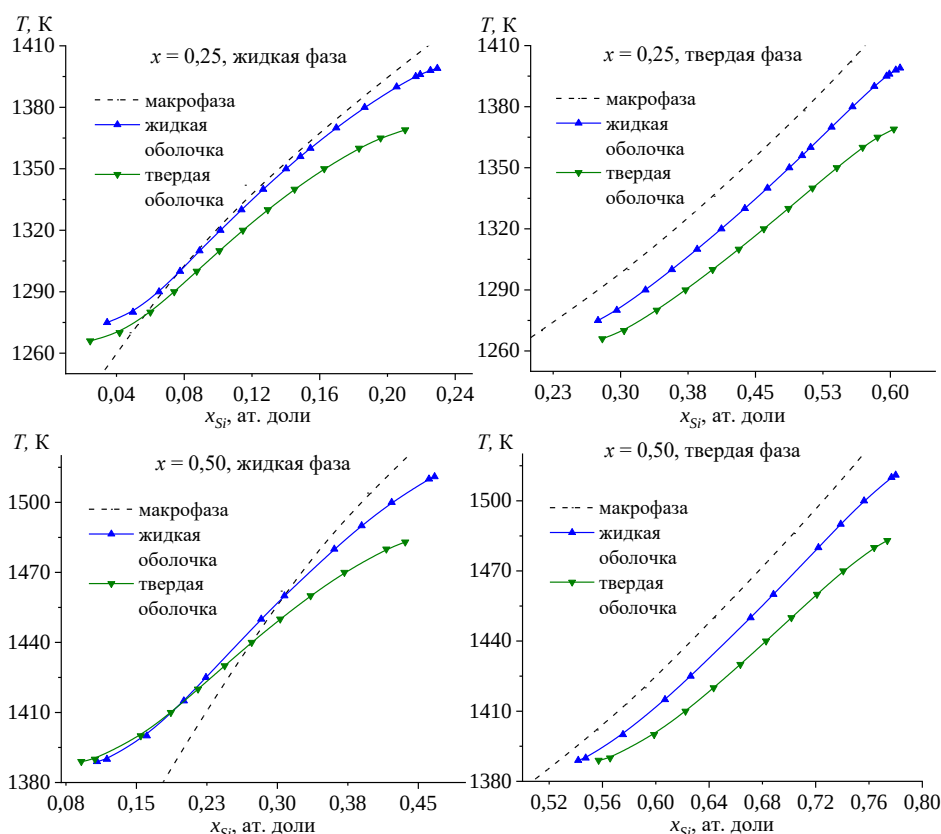


Рис. 1. Температурные зависимости составов жидкой и твердой фаз (в ат. долях Si) для наночастиц, содержащих 25 и 50 ат. % Si для случаев жидкой и твердой *shell*-фазы.

В качестве примера полученных закономерностей на рис. 1 представлены зависимости составов жидкой и твердой фаз для наночастиц с жидкой и твердой оболочками, содержащих 25 и 50% кремния, от температуры. Координаты точек обрыва кривых с маркерами по вертикальной оси отвечают температуре, выше которой наночастица находится в полностью жидком состоянии (обрыв сверху), и температуре, ниже которой частица полностью твердая (нижний обрыв). Уменьшение размера наночастицы приводит к существенному «сжатию» области температур, в которой частица находится в гетерогенном состоянии: при этом в состоянии с твердой *shell*-фазой, имеющем большую поверхностную энергию, сужение области гетерогенности является более ярко выраженным. В первую очередь, «сжатие» области гетерогенности достигается за счет понижения температуры ликвидуса, которая для частиц с твердой *shell*-фазой ниже, чем для частиц с жидкой оболочкой, при любом составе частицы из рассмотренных. Для наночастиц с 25 ат.% Si температура солидуса несколько ниже в случае, когда *shell*-фаза твердая; для наночастиц с 50 и 75 ат.% Si температуры солидуса почти не отличаются в обоих случаях. В существенной степени описанные выше различия температур ликвидуса и солидуса для наночастиц при плавлении и кристаллизации соответствуют т.н. «гистерезисному эффекту», который ранее был продемонстрирован на примере другой системы (см. ссылки в [5]), когда ряд закономерностей, описанных нами ниже и в [2-5], не рассматривались. Рис. 1 отражает также одну из основных особенностей фазовых превращений в многокомпонентных структурах малого объема [8]: в отличие от систем макроскопического размера, где при заданной температуре равновесный состав сосуществующих фаз не зависит от исходного состава системы, определяющего в соответствии с «правилом рычага» лишь объемную долю сосуществующих фаз; в структурах малого объема и состав, и доля фаз являются функциями исходного состава системы (данный эффект продемонстрирован на примере систем различной природы [6,8]). В рассматриваемом

случае характер отклонений состава жидкой фазы от макроскопических значений зависит от температуры для любого исходного состава частиц. Вблизи температуры солидуса жидкая нанофаза содержит меньшую долю Si, чем жидкая макроразмерная фаза при той же температуре, в то время как вблизи температуры ликвидуса – наоборот. Для любого исходного состава частицы существует такая температура, при которой состав жидкой наноразмерной фазы не отличается от состава соответствующей макрофазы, и для наночастицы с твердой *shell*-фазой подобная температура ниже, чем для наночастицы с жидкой оболочкой. При любой температуре внутри области гетерогенности наночастицам с твердой *shell*-фазой отвечают большие отклонения составов и жидкой, и твердой фаз от макроскопических значений. Описанные закономерности являются следствием понижения системой свободной энергии, что, как показано нами в [2,3,6,7], реализуется посредством трех возможных механизмов (*volume-controlled segregation*, *surface energy-controlled segregation* и *suppression* в терминологии работы [7]). Сужение температурного интервала области гетерогенности связано со стремлением наносистемы (где энергетический вклад межфазных границ очень высок) к понижению свободной энергии путем сохранения гомогенного состояния без образования внутренних границ раздела (в более высокоэнергетическом состоянии с твердой *shell*-фазой область гетерогенности сокращается более существенно). При этом система в гетерогенном состоянии может понизить свободную энергию как путем повышения концентрации компонента с большим молярным объемом (в данном случае – Ge) в *shell*-фазе (или количества вещества, образующего *shell*-фазу) и увеличения объемной доли *shell*-фазы (уменьшения протяженности внутренней границы раздела), так и путем повышения концентрации компонента с меньшей поверхностной энергией на границе с внешней средой (также Ge) в *shell*-фазе (и уменьшения энергетического вклада внутренней границы раздела: энергетический вклад внутренней границы существенно ниже [2]). При температурах вблизи солидуса реализация обоих механизмов происходит одновременно. Вблизи ликвидуса понижение свободной энергии происходит преимущественно путем роста объемной доли *shell*-фазы, что компенсирует некоторое падение доли Ge в ней. При температурах, отвечающих точкам пересечения кривых для составов жидких наноразмерных и макроскопических фаз, происходит смена механизма, при данных температурах два механизма «компенсируют» друг друга, и составы нано- и макрофаз одинаковы.

Описанные закономерности (включая учет морфологии наночастиц [2]) могут быть обобщены путем перехода к рассмотрению ансамблей «полиморфологических» наночастиц, характеризующихся равновесными функциями распределения по размерам и форме. Примеры подобных функций распределения, полученных совместным применением методов статистической термодинамики, теории разбиений и асимптотической оценки для формулы Харди-Рамануджана-Радемахера, приведены в [7] вместе с примерами расчетов средних характеристик ансамблей наночастиц на основе функций распределения и оценками изменения средних характеристик при вариации термодинамических условий, в которых находится дисперсная система.

Литература

1. Ed.M.N. Rowe. Thermoelectric handbook macro to nano. Boca-Raton: CRC Press. 2006. 1022 p.
2. А.В. Шишулин, В.Б. Федосеев, А.В. Шишулина // ЖТФ. 2019. Т. 89. №9. С. 1420-1426.
3. A.V. Shishulin, A.A. Potapov, A.V. Shishulina // Eur. phys. tech. j. 2021. V. 18. №4(38). P. 5-13.
4. А.В. Шишулин, А.В. Шишулина // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур, наноматериалов. 2019. №11. С. 268-276.
5. А.В. Шишулин, А.В. Шишулина, А.В. Купцов // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур, наноматериалов. 2024. №16. С. 437-447.
6. А.В. Шишулин. Дисс....канд. хим. наук. Нижний Новгород, 2023. 126 с.
7. A.V. Shishulin, A.A. Potapov, A.V. Shishulina // Eur. phys. tech. j. 2023. V. 20. №4(46). P. 125-132.
8. A.V. Shishulin, A.V. Shishulina // J. eng. phys. thermophys. 2022. V. 95. №6. P. 1374-1382.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ПОСЛОЙНОГО ДУГОВОГО ВЫРАЩИВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ДЕТАЛЕЙ ИЗ Al-Si СПЛАВА

А.О. Курышев¹, И.Г. Бродова¹, И.Г. Ширинкина¹, В.В. Астафьев¹, А.А. Маркин¹, М.А. Шолохов¹, Ю.С. Коробов^{1,2}

¹ *Институт физики металлов УрО РАН им. М.Н. Михеева, Россия, Екатеринбург*

² *Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия*

Kuryshchev61912@gmail.com

Аддитивные технологии (АТ) или технологии послойного синтеза на сегодняшний день представляют одно из наиболее динамично развивающихся направлений машиностроительного производства. Одним из направлений аддитивных технологий является послойное аддитивное дуговое выращивание (Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) с применением роботизированной MIG (Metal Inert Gas) сварки), в котором в качестве материала выступает металлическая проволока, а высокотемпературная дуга является источником тепла, посредством которого производится наплавка исходного материала [1]. Среди алюминиевых сплавов широкое применение получили силумины (системы Al-Si, Al-Si-Mg и др.) за счет высоких литейных свойств, хорошей обрабатываемости, свариваемости и повышенных коррозионных характеристик [2]. Сплав СвАК5 (МЛ 4043) является ярким представителем этого семейства и представляет собой доэвтектический Al сплав с содержанием Si до 6 масс. % и небольшим содержанием Fe, Mg, Cu.

Методом WAAM с применением роботизированной MIG сварки, проволока СвАК5 ГОСТ 7871-2019, при токе 140 А и скорости подачи проволоки 3,0 м/мин с разными скоростями охлаждения были аддитивно выращены детали в виде вертикальных стенок (ДхШхВ 100х50х100 мм). Известно, что для получения плотного образца (плотность >99%) требуется выбрать оптимальный режим синтеза, обеспечивающий определённые для каждого состава сплавов значения параметров наплавки [3]. Методом обмера и взвешивания было установлено, что плотность детали, полученной по режиму MIG, составила 91%. Для увеличения этого показателя был применен режим MIG с предварительным подстуживанием слоя, при котором новый слой наносился после полного охлаждения предыдущего. Благодаря такому режиму удалось увеличить плотность полученной детали до 98%. На макроуровне структура одинакова и представлена прямыми равномерными линиями наплавки. Микроструктура напечатанных слоев деталей из сплава СвАК5 представлена столбчатыми зёрнами α -Al шириной ~ 100 мкм с ячеисто-дендритной субструктурой и двойной α Al+Si эвтектикой. Увеличение скорости охлаждения приводит к формированию в структуре дисперсных дендритов игольчатой формы. ПЭМ исследования подтвердили предложенную последовательность структурных превращений. Из анализа следует, что в области границы находятся различные по контрасту фазы, образующие двойную α Al+Si эвтектику, и разрешающиеся в виде отдельных частиц - пластин, размер которых 100-300 нм. РСА установил, что дифракционные максимумы относятся к двум фазам – Al и Si. Сравнение дюрметрических характеристик показало, что они выше у деталей, выращенных по режиму MIG с предварительным подстуживанием слоя, за счет более дисперсной структуры и меньшей дефектности детали. Испытания на растяжения проводили на стандартных цилиндрических образцах, вырезанных в двух сечениях (вертикальном и горизонтальном). Полученные данные показали, что прочностные свойства находятся в пределах $\sigma_B \sim 190 - 200$ МПа и $\sigma_{0,2} \sim 55 - 65$ МПа. Согласно литературным данным [4], предел прочности алюминиевого сплава АК5М (АЛ15) составляет 157 МПа при всех видах литья (в форму и кокиль) по режиму термической обработки Т1 (искусственное старение без предварительной закалки) и 196 МПа по режиму Т5 (закалка и неполное искусственное старение). Предел

прочности и предел текучести в аддитивно полученных деталях превосходят эти характеристики.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН.

Литература

1. H. Wang, W. Jiang, J. Ouyang, R. Kovacevic // Journal of Materials Processing Technology. 2004. V. **148**. P. 93-102.
2. S. Marola, D. Manfredi, G. Fiore, M. Pooletti, M. Lombardi, P. Fino, L. Battezzzfti // Journal of Alloys and Compounds. 2018. V.**742**. P.271-279.
3. L. Tonelli, V. Laghi, M. Palermo, T. Trombetti, L. Ceshini // Progress in Additive Manufacturing. 2021. V. **6**. P. 479-494.
4. В.С. Золоторевский. Металловедение литейных алюминиевых сплавов: Справ. Москва: МИСИС, 2005. - **375** с.

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОГНЕУПОРНОГО МАТЕРИАЛА ИЗ ОРГАНИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ

¹Э.М. Кыдыралиев, ²Н.К. Касмамытов

1 - Кыргызский авиационный институт имени И. Абдраимова, Бишкек

kydyraliev_e@mail.ru;

2 - Институт физики им. академика Ж. Жеенбаева Национальной академии наук
Кыргызской Республики, Бишкек

nurkas@mail.ru

В последнее время огнеупорные материалы на основе органических соединений привлекают большое внимание материаловедов, поскольку такие материалы играют большую роль в ряде процессов технического направления в сфере авиации, машиностроения, судостроения и других отраслей.

В настоящем докладе будут представлены результаты собственных исследований композиционных огнеупорных материалов из альтернативных органических соединений, сочетающих органические полимеры и керамические наполнители, известных под названием *Starlite* с огнеупорностью до 1000°C [1].

В лаборатории порошковых материалов Института физики НАН КР был разработан опытный состав композиционной керамики с целью улучшения показателя термостойкости опытного образца до температуры 1300 °С. При этом в составе материала были использованы более облегченные компоненты, отличающиеся по массе и структуре от оригинального *Starlite*, что позволило облегчить конечный продукт без потери огнеупорных свойств. Кроме того, опытный состав огнеупорной керамики обладал требуемой пластичностью и формуемостью, что позволяло придавать опытным образцам требуемую форму.

В докладе для обсуждения будут представлены результаты о составе опытной керамики и её испытания на термостойкость при высоких температурах (1000-1300°C). Особенности влияния воздействия высокотемпературного факела (1300°C) на формирование поверхностной морфологии микроструктуры керамики, а также в слоях с передней и с тыльной стороны поверхности керамики.

Исследования показали, что опытная керамика успешно выдержала термическое воздействие 1000-1300 °С без разрушения исходной формы опытного образца. Установлено, что передние поверхностные слои подвергаются интенсивной карбонизации, тогда как внутренние слои и тыльная сторона практически остаются стабильными при данных воздействующих температурах и сохраняют требуемую механическую прочность.

Литература

1. Кыдыралиев Э.М. «Технология получения ультрадисперсной огнеупорной керамики» //Бишкек изд-во МУИТ, (sit.intuit.kg). 2023г. 1-6.

ВЛИЯНИЕ МНОГОСТУПЕНЧАТОЙ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С

О.Э. Латыпова, Е.В. Автокротова, О.Ш. Ситдилов, М.В. Маркушев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
oksana@imsp.ru

Важной задачей современного материаловедения является разработка эффективных методов управления комплексом свойств труднодеформируемых материалов, в том числе алюминиевых сплавов, легированных переходными металлами. Одним из перспективных путей её решения является перевод сплавов в состояние сверхпластичности (СП) путем формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры с размером зерен менее 10 мкм [1].

В работе исследовали влияние многоступенчатой всесторонней изотермической ковки (ВИК) с понижением температуры на эволюцию микроструктуры, её термическую стабильность и сверхпластические свойства термически неупрочняемого сплава 1570С системы Al-Mg-Sc-Zr. ВИК проводили в три ступени с последовательным снижением температуры: начальная стадия при 325°C до суммарной степени деформации $\epsilon=12$, последующая при 250°C до $\epsilon=18$ и заключительная при 175°C до $\epsilon=24$.

Установлено, что примененный режим обработки привел к трансформации исходной крупнозернистой структуры (размер зерна 25 мкм) в практически однородную УМЗ структуру. После первой ступени размер зерна уменьшился до ~2.2 мкм, а доля высокоугловых границ составила ~80%. Микроструктура, сформированная на данном этапе, продемонстрировала высокую стабильность даже при нагреве выше 400°C, что обеспечило исключительно высокие показатели СП: относительное удлинение до 2850% при температуре 500°C и скорости деформации $1.4 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, а также проявление высокоскоростной СП с удлинениями более 500% в широком температурном диапазоне. При этом коэффициент скоростной чувствительности напряжений m достигал значения 0.6.

Последующие ступени ВИК со снижением температуры деформации до 175°C привели к дальнейшему измельчению зерен до ~1.0 мкм, однако снизили термическую стабильность структуры и сузили температурно-скоростной интервал СП. Несмотря на это, сплав сохранил способность к высокоскоростной СП с удлинениями до 1700% при 400°C и проявлению низкотемпературной СП при 350°C. Важно отметить, что снижение температуры ВИК сопровождалось существенным повышением прочностных характеристик сплава при комнатной температуре.

Сделан вывод о том, что метод ВИК представляет собой эффективный инструмент для управления комплексом механических свойств сплава 1570С посредством формирования УМЗ структуры заданной дисперсности и с контролируруемыми параметрами кристаллического строения. Показано, что термическая стабильность УМЗ структуры, определяемая режимами ее получения, является ключевым фактором, контролирующим сверхпластические свойства материала.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ по государственному заданию ИПСМ РАН (№ 124022900107-6).

Литература

1. Р.Р. Мулюков, Р.М. Имаев, А.А. Назаров, М.Ф. Имаев, В.М. Имаев. Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: Эксперимент, теория, технологии. М.: Наука. 2014. 284 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВОК Zr, Sc, Hf В СПЛАВАХ Al-Cu-Mn-Mg НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ ЛИТЬЕ

А.А. Левагина, Е.В. Арышенский, С.В. Коновалов

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
levagina_aa@sibsiu.ru

Термостойкие алюминиевые сплавы демонстрируют способность сохранять прочность (минимально 90 % от первоначального значения сопротивления разрыва при комнатной температуре в течение определенного времени после воздействия температуры) [1], что обуславливает их незаменимость в конструкциях авиационных и ракетно-космических аппаратов.

Перспективным направлением в разработке термостойких алюминиевых сплавов стало создание композиций системы Al-Cu-Mn (например, сплавы АЛТЭК). Сплавы АЛТЭК характеризуются малым содержанием меди (1–3%), количество марганца варьируется в диапазоне 1–2%. В таких сплавах формируется двухфазная структура, состоящая из алюминиевого твердого раствора и термостабильной фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$. Наноразмерные частицы $Al_{20}Cu_2Mn_3$ эффективно подавляют процессы рекристаллизации и возврата при температурах до 400°C в течение длительного времени (не менее 3-х часов) [2].

Несмотря на то, что в сплавах АЛТЭК упрочнение достигается за счет вторичных частиц $Al_{20}Cu_2Mn_3$, формирующихся при термической обработке, необходим контроль первичной литой структуры. На данном этапе получение мелкозернистой структуры возможно путем модифицирования, к примеру скандием. Скандий, являясь самым эффективным модификатором, образует первичные частицы фазы Al_3Sc , служащие центрами кристаллизации [3]. Однако высокая стоимость скандия требует поиска компромиссных решений. Экспериментально установлено, что совместное введение Zr и Hf позволяет снизить концентрацию скандия и усилить модифицирующий эффект [3,4].

Тем не менее, для сплавов системы АЛТЭК вопрос комплексного легирования Zr, Sc, Hf является неизученным. В существующих работах рассмотрено влияние Zr [5]; Zr и Sc (с добавкой Cr) [6], влияние добавки гафния ранее не было изучено.

Цель настоящей работы - установить минимальные концентрации Sc, Zr и Hf, обеспечивающие модифицирование структуры.

Для изучения вопроса комплексного влияния добавок ПМ было отлито 5 сплавов в стальной кокиль (см.табл.1).

Таблица 1. Химический состав модельных сплавов

№	Концентрация, %					
	Cu	Mn	Mg	Zr	Sc	Hf
1	2	2	1.5	-	-	-
2	2	2	1.5	0.15	0.05	0.05
3	2	2	1.5	0.1	0.14	0.16
4	2	2	1.5	0.1	0.20	0.16
5	2	2	1.5	0.1	0.25	0.16

Для оценки эффективности действия модификаторов в выбранном соотношении и концентрации применялась оптическая микроскопия. Для анализа интерметаллидных частиц (таких как Al_2Cu , Al_6Mn , Al_2CuMg) использовалась сканирующая электронная микроскопия. Для более точной индикации фаз использовался рентгеноструктурный анализ.

Согласно данным оптической микроскопии для составов №1-3 добавка переходных металлов мало повлияла на размеры зерна (рис.1). Однако в составах №4,5 наблюдается измельчение зерна благодаря выделению первичных $Al_3(Zr, Sc, Hf)$.

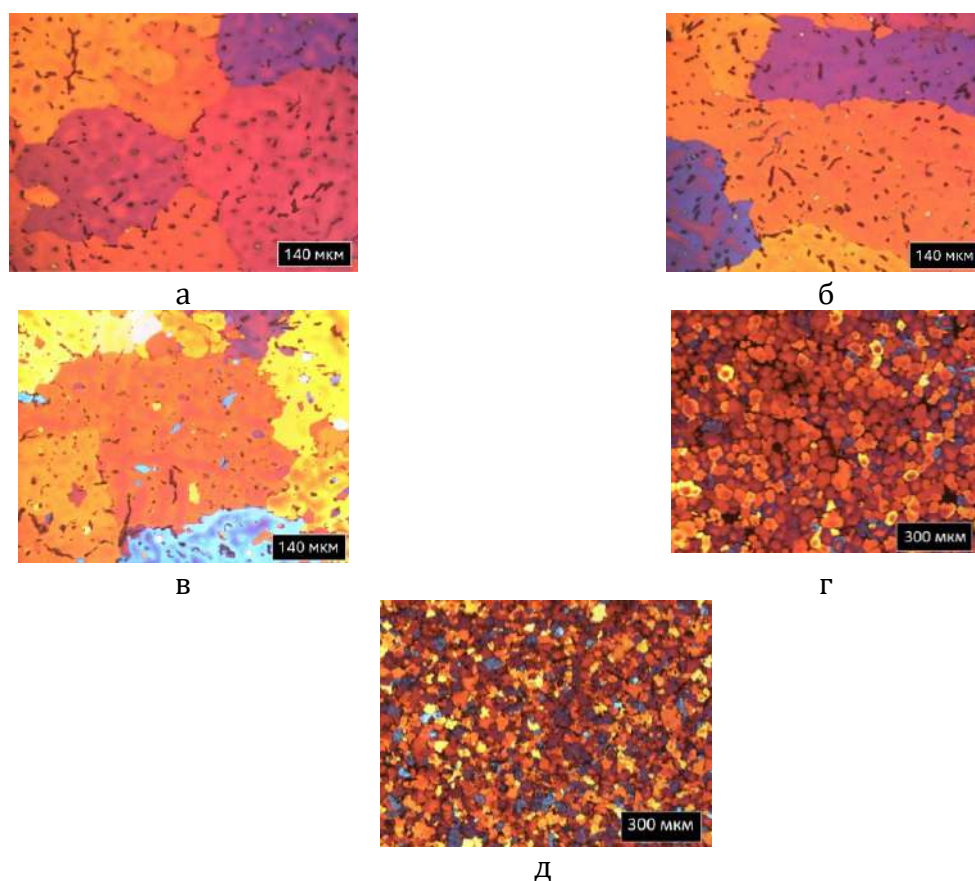


Рисунок 1. Микроструктура сплавов Al-Cu-Mn-Mg (Zr,Sc,Hf): №1 (а), №2 (б), №3 (в), №4 (г), №5 (д)

С помощью сканирующей электронной микроскопии в исследуемых сплавах были найдены частицы фаз $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$, Al_2Cu , Al_2CuMg . Например сплаве №2 присутствуют включения фаз $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$ и Al_2CuMg длиной более 45 мкм (рис. 2а). В сплаве №3 включения $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$ имеют меньшие размеры, частицы Al_2CuMg , кроме того, в нем были обнаружены интерметаллиды Al_2Cu размером до 5 мкм имеют шарообразную форму (рис.2б).

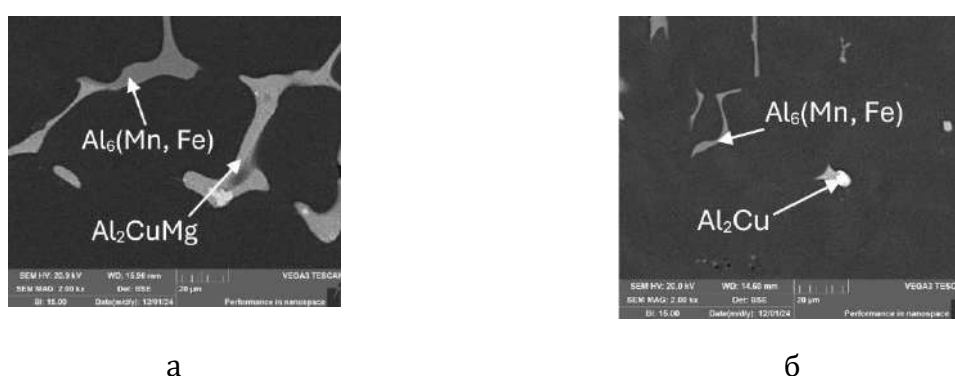


Рисунок 2. Частицы в сплавах Al-Cu-Mn-Mg (Zr,Sc,Hf): №2 (а), №3 (б) (СЭМ)

Полученные методом СЭМ данные подтверждаются рентгеноструктурным анализом. Например, в сплаве №4 найдены интерметаллидные фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, Al_6Mn , Al_6Fe (рис.3). Стоит заметить, что последние две фазы характеризуются незначительной долей.

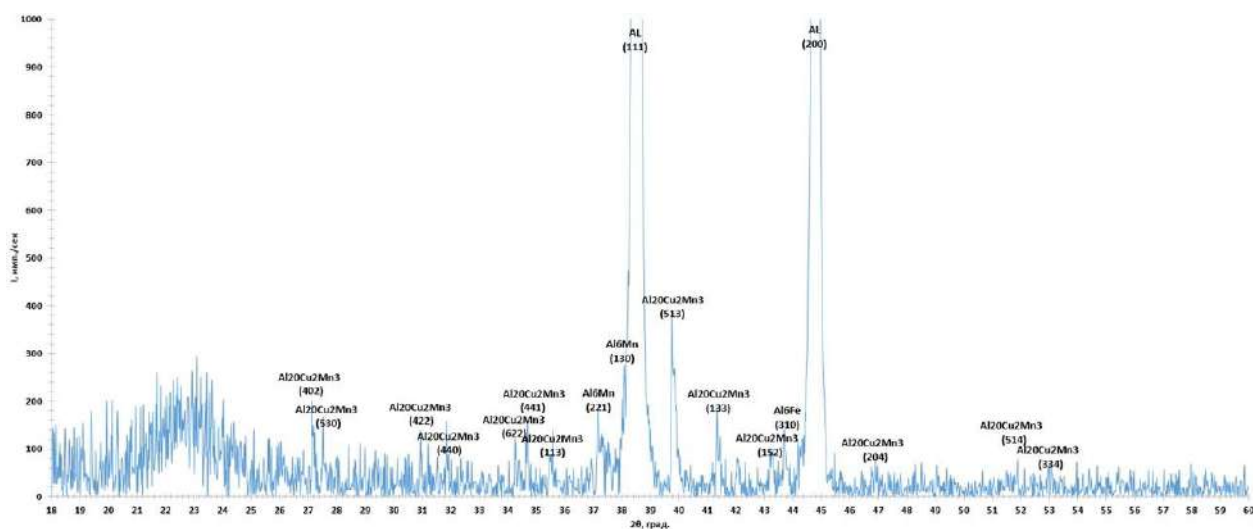


Рисунок 3. Участок дифрактограммы состава №4

Таким образом, в данной работе наибольшую эффективность показали составы №4-5 с содержанием скандия 0,2-0,25%. Комплексная добавка Zr, Sc, Hf в сплавах АЛТЭК позволяет получить мелкозернистую структуру, благоприятную для дальнейшей деформации. Измельчению зерна в них объясняется действие первичных интерметаллидов. В перспективе сплавы АЛТЭК легированные Sc, Zr, Hf могут быть рекомендованы для применения в авиационной промышленности и ракетно-космической.

Литература

1. ГОСТ Р МЭК 62004 – 2014 проволока из термостойкого алюминиевого сплава для провода воздушной линии электропередачи. М: Стандартиформ, 2015. 15 с.
2. Короткова Н. О. и др. Влияние концентрации меди и температуры отжига на структуру и механические свойства слитков и холоднокатаных листов сплава Al–2% Mn //Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya. 2022. Т. 28. №. 1. С. 67–78.
3. Елагин В.И. Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами. – М: Металлургия, 1975. 248 с.
4. Зорин И. А. и др. Влияние гафния на литую микроструктуру в сплаве 1570 //Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya. 2023. Т. 1. №. 1. С. 56–65.
5. Белов Н. А. Обоснование состава и структуры деформируемых сплавов на базе системы Al–Cu–Mn (Zr), не требующих гомогенизации и закалки //МашТех 2022. Инновационные технологии, оборудование и материальные заготовки в машиностроении. 2022. С. 10-13.
6. Petrova A. N. et al. Structure and strength of Al-Mn-Cu-Zr-Cr-Fe ALTEC alloy after radial-shear rolling //Letters on Materials. 2023. Т. 13. №. 2. Pp. 177–182.

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА ФИЗИОЛОГИЧЕСКИХ РАСТВОРОВ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ МА14 И МА2-1

Линдеров М.Л., Данилов В.А., Данюк А.В., Мерсон Д.Л.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти
dartvi@gmail.com

Введение

Магниевые сплавы нашли широкое применение в авиационной технике [1] благодаря обладанию одним из лучших среди всех металлических материалов показателей по удельной прочности. К главному недостатку магниевых сплавов относится низкая коррозионная стойкость, которую в значительной мере можно нивелировать за счет использования различных лакокрасочных покрытий. Новой областью применения магниевых сплавов является медицина [2], где их возможность постепенно растворяться (низкая коррозионная стойкость) рассматривается с положительной стороны, а поступающий в организм магний является благом, т.к. он незаменим в обменных процессах человеческого организма. Это дает шанс разработать изделия, которые можно использовать в качестве временных медицинских конструкций, для лечения заболеваний травм опорно-двигательной системы. Тем самым можно убрать повторную травмирующую операцию по извлечению постоянных имплантатов, после завершения всех процедур лечения. Однако человеческий организм является чрезвычайно сложной и во многом самовосстанавливающейся системой, поэтому единой общепринятой оценки долговечности работы временных металлических конструкций в этих условиях пока нет, поэтому до сих пор ведутся активные споры, даже касательно физико-механических характеристик, которыми должен обладать металл, чтобы рассматриваться в качестве материала для изготовления биорезорбируемых медицинских изделий [3]. Для лабораторной оценки коррозионных и коррозионно-усталостных свойств научным сообществом принято использовать различные физиологические растворы, будь то раствор Рингера, Хэнкса, Эрла и другие. Применение стандартизированных растворов упрощает проведение испытаний, но их большое разнообразие вносит определенную путаницу, так как результаты часто оказываются несопоставимы между собой, кроме того в настоящее время нет систематических работ, в которых бы были приведены корреляции между различными медицинскими средами и коррозионно-усталостной долговечностью в них. Данная работа призвана частично восполнить указанный пробел. По этой причине на модельных сплавах МА14 и МА2-1, обладающих исходно низкой (МА14) и высокой (МА2-1) коррозионной стойкостью были проведены коррозионно-усталостные испытания в трех средах: растворах Рингера, Хэнкса и PBS. Исследовалось влияние состава физиологического раствора на коррозионно-усталостную долговечность.

Материалы и методы исследования

Вырезка образцов осуществлялась с использованием электроискровой эрозии из прутков и проката коммерческих сплавов МА14 и МА2-1 соответственно. Изготовленные и предварительно отшлифованные на наждачной бумаге до Р2000 образцы корсетного типа с сечением рабочей части $2 \times 2 \text{ мм}^2$ испытывались в коррозионных растворах, следующего химического состава: Рингер (9 г/л NaCl), Хэнкса (8 г/л NaCl, 0,4 г/л KCl, 0,06 г/л KH_2PO_4 , 0,480 г/л Na_2HPO_4 , 0,185 г/л CaCl_2 , 0,100 г/л MgCl_2 , 0,060 г/л MgSO_4 , 0,350 г/л NaHCO_3) и PBS (8 г/л NaCl, 0,2 г/л KCl, 0,24 г/л KH_2PO_4 , 1,440 г/л Na_2HPO_4). В качестве испытательной системы использовалась специальная установка, собранная на базе электромеханической машины Instron Electropuls E1000 [4] при симметричном цикле нагружения с постоянной амплитудой напряжения и частотой 10 Гц. После испытания продукты коррозии снимались с использованием стандартного раствора (ГОСТ Р 9.907–2007): 20% CrO_3 + 1% AgNO_3 . Полученные изломы изучались с помощью лазерного сканирующего конфокального микроскопа Olympus LEXT OLS4000.

Результаты и обсуждение

Предел выносливости для исследуемых сплавов МА14 и МА2-1 на воздухе составили порядка 130 МПа и 100 МПа соответственно (на базе 1×10^7 циклов) [5], что является достаточно хорошим показателем. Испытание в коррозионной среде для магниевых сплавов классически приводит к значительному снижению указанной характеристики [6], поэтому в данном случае корректнее говорить об ограниченном пределе выносливости – максимальной амплитуде нагружения, которая приводит к разрушению при испытании в коррозионной среде для заданного количества циклов. Так для базы 1×10^6 циклов предел ограниченной выносливости для растворов Рингера, Хэнкса и PBS составил порядка:

- МА14: 45 МПа (Рингер), 60 МПа (Хэнкс), 70 МПа (PBS)
- МА2-1: 45 МПа (Рингер), 55 МПа (Хэнкс), 60 МПа (PBS)

Заключение

Ограниченный предел выносливости при коррозионно-усталостных испытаниях магниевых сплавов МА14 и МА2-1 в зависимости от используемого физиологического раствора снижается по схеме: PBS → Hanks → Рингер и обуславливается не только количеством содержащегося в растворе хлорида натрия, а комплексным воздействием всех растворенных в жидкости реагентов.

Работа выполнена в рамках государственного задания FEMR-2024-0002

Литература

1. М.Б. Альтман и др. Магниево-сплавов: Справочник в 2 ч. М: Металлургия. 1978, 1978. 528 с.
2. A. Vinogradov, E. Merson, P. Myagkikh, M. Linderov, A. Brilevsky, D. Merson Attaining High Functional Performance in Biodegradable Mg-Alloys: An Overview of Challenges and Prospects for the Mg-Zn-Ca System // Materials. 2023. 16. 1324.
3. Д. Л. Мерсон, А.И. Брилевский, Е.Д. Мерсон, М.Л. Линдеров Обеспечение требуемого комплекса механических, биомедицинских и эксплуатационных свойств биорезорбируемых имплантатов на основе магния / Тезисы доклада Международной конференции. Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск. 2024. С. 470.
4. М.Л. Линдеров, А.И. Брилевский, Д. Л. Мерсон Коррозионная установка для проведения усталостных испытаний биорезорбируемых магниевых сплавов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2025 (в печати)
5. М.Л. Линдеров, Е.Д. Мерсон, В.А. Данилов, Д.Л. Мерсон Влияние продуктов коррозии на циклическую долговечность магниевых сплавов МА14 и МА2-1 / Тезисы доклада открытой школы-конференции стран СНГ. УМЗНМ. Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа. 2024. С. 168-169.
6. M. Linderov, A. Brilevsky, D. Merson, A. Danyuk, A. Vinogradov On the Corrosion Fatigue of Magnesium Alloys Aimed at Biomedical Applications: New Insights from the Influence of Testing Frequency and Surface Modification of the Alloy ZK60 // Materials. 2022. 15. 567.

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК

И.Ю. Литовченко^{1,2}, С.А. Аккузин¹, Н.А. Полехина¹, В.В. Осипова^{1,2}, А.В. Ким^{1,2}, К.В. Спиридонова¹, П. Пахолкина^{1,2}, И.С. Тимошов^{1,3}, В.М. Чернов⁴

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

³*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*

⁴*АО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва*

litovchenko@ispms.ru

Наведенная активность современных конструкционных материалов реакторов, в частности хромоникелевых аустенитных сталей, будет спадать до уровня, допускающего безопасное обращение за времена более 1000 лет. Это определяется наличием в составе сталей высокоактивируемых элементов, таких как Ni, Cu, Nb, Mo, Co, Al, а также N. Для снижения экологической нагрузки, вызываемой отработавшими конструкционными материалами, были предложены малоактивируемые материалы, в составе которых минимизировано содержание указанных выше элементов. С учетом этих требований разработаны малоактивируемые ферритно-мартенситные и хромомарганцевые аустенитные стали [1, 2]. Для таких сталей наведенная активность после отработки ресурса в реакторе и последующего захоронения спадает до безопасного уровня за 50-100 лет [1]. Несмотря на очевидные преимущества в экологичности, малоактивируемые конструкционные материалы к настоящему времени не смогли заменить высокоактивируемые аналоги. Это определяется, в том числе, материаловедческими проблемами, возникшими при разработке малоактивируемых сталей. Разработанные ранее малоактивируемые хромомарганцевые аустенитные стали имели меньшую стабильность аустенита по отношению к превращению в α' -мартенсит и δ -феррит по сравнению с хромоникелевыми аустенитными сталями [1, 2]. При этом фазовая нестабильность в условиях облучения [3] может способствовать ускоренному распуханию сталей по сравнению со стабильными однофазными сталями. Более того, при длительном высокотемпературном старении и облучении на некоторых составах сталей была обнаружена тенденция к формированию σ -фазы, высокое содержание которой способствовало охрупчиванию материала [4]. К настоящему времени возможности использования малоактивируемых хромомарганцевых аустенитных сталей в качестве конструкционных материалов реакторов остаются недостаточно изученными. Повышенный интерес к таким сталям связан с возможностью их использования как немагнитных материалов в гибридных энергетических установках нового поколения.

Ранее коллектив авторов настоящей работы разработал новые малоактивируемые аустенитные стали [5-7] с повышенной стабильностью аустенита по отношению к превращениям в α' -мартенсит и δ -феррит. Это достигнуто за счет модификации состава при котором значения никелевого эквивалента по диаграмме Шеффлера > 22 , что сравнимо с соответствующими значениями для хромоникелевых аустенитных сталей. Показано, что разработанные стали в закаленном и холоднодеформированном (ХД) состояниях имеют более высокие прочностные свойства в интервале температур 20 – 700 °С по сравнению с хромоникелевыми сталями и сравнимые, или превышающие значения прочностных свойств относительно известных аналогов [5]. Пластические свойства новых сталей в указанном интервале температур до 3-х раз выше, по сравнению с аналогами [3, 5]. Начаты исследования термической стабильности микроструктуры и механических свойств новых сталей в условиях длительного высокотемпературного старения. Показано, что основным процессом, который реализуется в этих условиях является выделение дисперсных частиц карбидов $M_{23}C_6$ (M – Cr, Mn, Fe). Эти частицы выделяются по границам зерен, микро- и нанодвойников, а также на

частицах карбидов MC (M – Ti, V, Ta, Si) [6]. Зеренная и двойниковая структура сталей в условиях старения при 700 °С длительностью 500 ч остаются стабильными. При указанных условиях старения в стали Fe–26Mn–11Cr–W–Si–Ta–Ti–V–Zr–0,32C в ХД состоянии обнаружена тенденция к выделению σ -фазы [7]. Для предотвращения тенденций к ускоренному распаду твердого раствора с выделением значительной объемной доли карбидов $M_{23}C_6$ и выделению σ -фазы были предложены модификация элементного состава сталей и термомеханические обработки, способствующие уменьшению количества дефектов по сравнению с состоянием после ХД.

В настоящей работе представлены результаты исследований особенностей микроструктуры новой малоактивируемой хромомарганцевой аустенитной стали Fe-11Cr-27Mn-W-Ti-V-Ta-Y-0,23C в структурных состояниях после ХД прокаткой на 20 % и высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) пластической деформацией прокаткой на 50 % с нагревом до 1100 °С. Показано, что в результате горячей деформации исходно равноосные зерна вытягиваются в направлении и сплющиваются в плоскости прокатки. Микроструктура стали после ВТМО представлена полосовыми фрагментами с преимущественно малоугловыми границами разориентации. Ширина полос составляет от долей микрона до нескольких микрон. В отличие от структурного состояния после ХД, для которого характерна высокая плотность микродвойников, после ВТМО наблюдаются только отдельные пластины двойников и ϵ -мартенсита. Наличие последнего обусловлено достаточно низкой (≈ 25 мДж/м²) энергией дефектов упаковки стали. Также как и после закалки и ХД, в микроструктуре стали после ВТМО обнаружены дисперсные частицы карбидов MC.

Исследована температурная зависимость механических свойств стали Fe-11Cr-27Mn-W-Ti-V-Ta-Y-0,23C в интервале температур 20 – 700 °С после ХД и ВТМО. Показано, что предел текучести стали после ХД в 1,5 – 1,9 раз выше, чем после ВТМО в указанном температурном интервале. Минимальное значение предела текучести стали достигается при 700 °С и составляет более 230 МПа после ВТМО и более 350 МПа после ХД. Удлинение до разрушения после ВТМО в 1,4 – 2,7 раз выше соответствующих значений после ХД. Минимальные значения удлинения до разрушения стали (11,8 %) после ХД наблюдаются при 500 и 600 °С, в то время как после ВТМО минимальное значение составляет 23,6 % и наблюдается при 650 °С. Снижение пластичности стали при указанных температурах связано с эффектом динамического деформационного старения [5]. Обсуждается влияние структурного состояния стали на механические свойства в указанном интервале температур и проявление эффекта динамического деформационного старения. Меньшие значения предела текучести и более высокие значения удлинения до разрушения после ВТМО обусловлены менее дефектной структурой стали по сравнению с состоянием после ХД.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00802-П, <https://rscf.ru/project/22-19-00802/>

Литература

1. Л.И. Иванов, Ю.М. Платов. Радиационная физика металлов и ее приложения. М.: Интерконтакт Наука. 2002. – 300 с.
2. R.L. Klueh, P.J. Maziasz // Materials Science and Engineering A. 1990. Vol. 127. P. 17–31.
3. E.V. Demina, M.D. Prusakova, V.V. Roshchin, N.A. Vinogradova, G.D. Orlova // Inorganic Materials: Applied Research. 2010. Vol. 1. P. 115–124.
4. F.A. Garner, F. Abe, T. Noda // Journal of Nuclear Materials. – 1988. – Vol. 155–157. – P. 870–876.
5. Litovchenko, S. Akkuzin, N. Polekhina, K. Spiridonova, V. Osipova, A. Kim, E. Moskvichev, V. Chernov, A. Kuznetsov // Metals. 2023. V. 13. 2015.
6. I.Yu. Litovchenko, S.A. Akkuzin, N.A. Polekhina, K.V. Spiridonova, V.V. Osipova, E.M. Moskvichev, V.M. Chernov // Materialia. – 2025. – Vol. 39. 102335.
7. И.Ю. Литовченко, С.А. Аккузин, Н.А. Полехина, К.В. Спиридонова, В.В. Осипова // МиТОМ. 2025. Т. 836. № 2. С. 23–33.

ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ ПРИ 700 °С НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

И.Ю. Литовченко^{1,2}, А.В. Ким^{1,2}, Н.А. Полехина¹, С.А. Аккузин¹

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*
litovchenko@ispms.ru

Высокоазотистые аустенитные стали имеют более высокие прочностные свойства по сравнению с хромоникелевыми аустенитными сталями за счет твердорастворного упрочнения азотом [1]. Однако в условиях длительной выдержки при повышенных температурах в высокоазотистых сталях может наблюдаться распад твердого раствора аустенита с выделением нитридных и карбидных фаз, что во многом определяется элементарным составом стали, температурой и продолжительностью старения. Особенности выделения дисперсных частиц оказывают значительное влияние на прочностные и пластические свойства сталей. При этом выделение значительной объемной доли частиц нитридов Cr_2N по механизму прерывистого распада может способствовать охрупчиванию материала [2].

В настоящей работе методами оптической металлографии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии исследовано влияние старения при 700 °С в течение 100 часов на особенности микроструктуры, фазовые превращения и механические свойства высокоазотистой аустенитной стали ВНС-53-Ш.

В исходном (закаленном) состоянии сталь характеризуется равноосными аустенитными зернами размерами десятки микрон с двойниками отжига. Внутри зерен присутствуют мелко- и грубодисперсные частицы карбонитридов MX ($\text{M} = \text{Cr}, \text{Mo}, \text{V}$; $\text{X} = \text{N}, \text{C}$). В условиях старения размеры зерен и частиц MX , а также объемная указанных частиц не изменяются. Показано, что в результате старения внутри и по границам зерен выделяются частицы карбидов M_{23}C_6 ($\text{M} = \text{Cr}, \text{Mn}, \text{Fe}$) по механизму прерывистого распада твердого раствора аустенита. Оценки площади, занятой карбидами на основе изображений, полученных методами растровой электронной микроскопии, дают значения менее 5 %. При этом, доля перлитоподобной структуры, представленной ламелями частиц и обедненной по хрому матрицей, составляет примерно 23 %.

Механические испытания на растяжение показали, что в результате старения прочностные свойства стали существенно не изменяются относительно закаленного состояния. Предел текучести уменьшается на 111 МПа, предел прочности на 62 МПа. Относительное удлинение увеличивается на ≈ 7 %. Снижение механических свойств стали ВНС-53-Ш связано с отпуском дислокационной субструктуры и уменьшением эффективности твердорастворного упрочнения за счет выделения частиц карбидов. В настоящей работе в условиях старения показано выделение карбидов M_{23}C_6 , в то время как для большинства высокоазотистых аустенитных сталей характерно [1, 2] выделение нитридов Cr_2N . Это может быть связано как с особенностями термической обработки (температура и длительность отжига), так и с элементарным составом (повышенное содержание хрома и углерода) исследованной стали.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект № FWRW-2021-0008.

Литература

1. V. G. Gavriljuk, H. Berns. High nitrogen steels: structure, properties, manufacture, applications. Springer Science & Business Media. 1999. – 378 p.
2. C. Zhang // Journal of Materials Research and Technology. 2024. Vol. 31. P. 2531-2542.

СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ – НАУЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ ОСНОВА КАЧЕСТВЕННОЙ ТВЕРДОФАЗНОЙ СВАРКИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Р.Я. Лутфуллин

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
lutfullin.ramil@imsp.ru

Открытие структурной сверхпластичности (СП) [1] определило возможность создания прорывных технологий формообразования конструкционных материалов методом обработки металлов давлением. К таким технологиям можно отнести сверхпластическую формовку (СПФ) листовых полуфабрикатов и сварных заготовок [2,3], изотермическую объемную штамповку в режимах сверхпластичности (СП) [4,5], совмещенные процессы сверхпластической формовки и диффузионной сварки (СПФ/ДС) [2,5,6], сварку давлением в режиме сверхпластической деформации [7,8]. В каждой из перечисленных выше технологий имеются элементы использования сверхпластической деформации.

Наименьшую очевидность для инженеров и технологов представляет связь СП с твердофазной свариваемостью кристаллических материалов. В этой связи, на примере промышленных двухфазных титановых сплавов с микрокристаллической структурой, ярко проявляющих эффект СП, были проведены базовые эксперименты, позволившие твердо установить влияние основных механизмов СП на особенности формирования твердофазного соединения (ТФС) [9,10].

Прицельные эксперименты с использованием сканирующего электронного микроскопа и специализированного вакуумного оборудования позволили выявить решающую роль зернограницного проскальзывания (ЗГП) в ускоренном формировании качественного ТФС по сравнению с традиционной диффузионной сваркой. Понимание природы формирования ТФС позволяет аргументированно объяснить экспериментально наблюдаемые факты благоприятного влияния СП на твердофазную свариваемость не только мелкозернистых титановых сплавов, но и жаропрочных никелевых сплавов, а также интерметаллидов и керамики [8]. Системно полученные результаты на различных сверхпластичных кристаллических материалах позволили сделать принципиально важный вывод, что наблюдаемый эффект повышенной свариваемости носит четко выраженный универсальный характер [11].

При переходе от мелкозернистых кристаллических материалов к ультрамелкозернистым (УМЗ) и наноструктурированным, проявляющих эффект, так называемой низкотемпературной СП [12], связь сверхпластичности с повышенной твердофазной свариваемостью полностью сохраняется и для пониженных температур, сниженных на 200-300 °С по сравнению с традиционной [8,13]. Таким образом, становится возможным качественная сварка в твердом состоянии в привлекательных для технологий формообразования условиях при пониженных температурах, например, двухфазного титанового сплава ВТ6 при $T=600-650$ °С [14,15], когда диффузионные процессы крайне замедлены [16] и качественное осуществление стандартной диффузионной сварки [17], возможной при температурах порядка не ниже 0,8 от $T_{\text{плавления}}$, практически становится невыполнимой.

Основными параметрами сварки давлением в режиме СП являются размер зерна, температура, скорость деформации и ее степень. Контроль указанных параметров позволяет гарантировано обеспечивать высокое качество ТФС в сварном изделии [8,18], проявляющееся в достижении свойств сварных образцов на уровне соединяемых сплавов. Достаточным же условием проведения качественной сварки является обеспечение необходимой деформации в зоне ТФС. При этом с уменьшением среднего размера зерен в сплаве до нано- или УМЗ состояния, возможно снижение минимальной степени деформации, необходимой для достижения высокого качества ТФС [11].

Рациональным технологическим приемом для локализации сверхпластической деформации именно в зоне ТФС является использование сверхпластичных промежуточных прокладок между соединяемыми заготовками [19,20], позволяющими успешно сварить в твердом состоянии полуфабрикаты даже с крупнозернистой структурой как при температуре проявления традиционной СП, так и при пониженных температурах.

Литература

1. О.А. Кайбышев. Пластичность и сверхпластичность металлов. М.: Металлургия. 1975. 280 с.
2. Сверхпластическая формовка конструкционных сплавов / Под Ред. Н. Пейтона и К. Гамильтона. М.: Металлургия. 1985. 312 с.
3. А.А. Kruglov, F.U. Enikeev, R.Ya. Lutfullin // Materials Science and Engineering. 2002. A 323 (1-2). P. 416-426.
4. A.G. Ermachenko, R.Ya. Lutfullin, R.R. Mulyukov // Reviews on Advanced Materials Science. 2011. 29(1). P. 68-82.
5. Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: Эксперимент, теория, технологии / Р.Р. Мулюков, Р.М. Имаев, А.А. Назаров, В.М. Имаев, М.Ф. Имаев, В.А. Валитов, Р. М. Галеев, С.В. Дмитриев, А.В. Корзников, А.А. Круглов, Р.Я. Лутфуллин, М.В. Маркушев, Р.В. Сафиуллин, О.Ш. Ситдилов, В.Г. Трифионов, Ф.З. Утяшев; Под Ред. Р.Р. Мулюкова, Р.М. Имаева, А.А. Назарова, В.М. Имаева, М.Ф. Имаева. М.: Наука. 2014. 284 с.
6. Е.Н. Петров, В.В. Родионов, Э.Н. Кузьмин, Р.Я. Лутфуллин, Р.В. Сафиуллин. Ячеистые конструкции. Снежинск: РФЯЦ-ВНИИТФ. 2008. 176 с.
7. М.Х. Шоршоров, Э.М. Дзнеладзе, А.С. Тихонов и др. // Сварочное производство. 1975. №11. С. 20-21.
8. R.Ya. Lutfullin. Superplasticity and Solid-state Bonding of Materials. Chapter 4.3. In: Severe plastic deformations: Towards Bulk Production of Nanostructured Materials. Ed. Burhanettin S. Altan. Nova Science Publishers. New York. 2006. P. 381-398.
9. О.А. Кайбышев, Р.Я. Лутфуллин, В.К. Бердин // Физика металлов и металловедение. 1993. 75(1). С. 136-143.
10. О.А. Kaibyshev, R.Ya. Lutfullin and V.K. Berdin // Acta Metallurgica et Materialia. 1994. 42(8). P. 2609-2615.
11. Р.Я. Лутфуллин // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2023. 20(1). С. 132-138.
12. Р.З. Валиев, О.А. Кайбышев, Р.И. Кузнецов и др. // Доклады АН СССР. 1988. 301(4). С. 864 - 866.
13. R.Ya. Lutfullin, R.M. Imaev, O.A. Kaibyshev et al. // Scripta Met. et Materiala. 1995. 33(9). P.1445-1449.
14. R.Ya. Lutfullin, A.A. Kruglov, R.V. Safiullin, M.Kh. Mukhametrahimov, O.A. Rudenko // Materials Science and Engineering. 2009. A 503. P. 52-54.
15. Р.Я. Лутфуллин, А.А. Круглов, М.Х. Мухаметрахимов, О.А. Руденко // Письма о материалах. 2015. 5(2). С. 185-188.
16. С.З. Бокштейн, Н.П. Зюлина, О.В. Маркович // Физика металлов и металловедение. 1990. №4. С. 129-134.
17. Н.Ф. Казаков. Диффузионная сварка в вакууме. М.: Машиностроение. 1968. 331 с.
18. Лутфуллин Р.Я., Валиахметов О.Р., Галеев Р.М., Мухаметрахимов М.Х. // Металлы. 2000. №2. С. 102-105.
19. О.А. Кайбышев, А.А. Круглов, Р.Я. Лутфуллин. Способ изготовления изделия путем сверхпластической формовки и диффузионной сварки // Патент РФ № 2291019 от 10.01.2007 г.
20. R.Ya. Lutfullin, M.Kh. Mukhametrahimov, E.V. Galieva // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 1008 (2020) 012011.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЭКСТРУДИРОВАННЫХ ПРУТКОВ ИЗ ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ МАРКИ ПХ25Ю6, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ ПОРОШКОВ, ПОЛУЧЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ

И.Н. Макаров¹, А.А. Дроздов^{1,2}, С.В. Пожаров¹, А.Г. Лещенко¹

¹*Центральный научно-исследовательский институт
черной металлургии им. И.П. Бардина, Москва*

²*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
inm777@mail.ru*

Порошковые высокохромистые стали ферритного класса обладают уникальным сочетанием высокой прочности и коррозионной стойкости при комнатной и повышенных температурах, при этом демонстрируя высокое сопротивление ползучести вплоть до температур рекристаллизации. Порошковые сплавы системы Fe-Cr-Al, такие как PM2000 (Австрия), MA956 (США), Kanthal (Швеция), ПХ25Ю6 (Россия), вызывают исследовательский и практический интерес для применения в областях авиа- и ракетостроения, теплотехники, нефтегазовой промышленности, атомной энергетике. Рассматривается их использование в качестве конструкционных материалов в ядерных реакторах, в том числе для нового типа реакторов с жидкометаллическим теплоносителем [1], как альтернатива аустенитным сталям. В частности, известно, что ферритные стали обладают лучшим сопротивлением радиационному распуханию, чем аустенитные [2, 3]. Хром в составе также повышает стойкость к распуханию, что проявляется как снижение возникающих при высокоэнергетическом облучении вакансионной пористости и скоплений дислокаций [4].

Самозалечивающийся слой Al_2O_3 , образующийся на поверхности полуфабрикатов и изделий, изготовленных из сплавов системы Fe-Cr-Al, обеспечивает высокую жаростойкость сплавов. Хром в составе повышает жаропрочность, однако жаропрочность порошкового деформируемого сплава сильно превосходит литые материалы аналогичного состава благодаря сформированной при изготовлении структуре.

В настоящее время, основными способами получения порошка заданного состава для последующего изготовления полуфабрикатов из сплавов системы Fe-Cr-Al являются газовая атомизация (ГА) (зарубежные серийные сплавы) и гидридно-кальциевое восстановление (ГКВ) (отечественные сплавы). Порошки, полученные распылением расплава водой (ПРВ), для серийного производства полуфабрикатов не используются.

Газовая атомизация (распыление) представляет собой диспергирование струи расплава потоком инертного газа под высоким давлением и последующей кристаллизации расплава в инертной среде в виде порошка (рис. 1 а). Восстановительная реакция оксидов металлов при ГКВ протекает с образованием оксида кальция CaO и выделением водорода. Далее пульпа (смесь порошка сплава с CaO) промывается водой, в ходе чего оксид кальция образует гидроксид $Ca(OH)_2$, который, в свою очередь, удаляется слабым раствором соляной кислоты с образованием раствора соли $CaCl_2$ в воде [5]. ГКВ позволяет получить порошки гомогенного состава по основным элементам в следствие медленного протекания процесса и взаимной диффузии, однако в структуре обнаруживаются остаточные частицы CaO [6]. Форма получаемого порошка сложная губчатая с сильно развитой поверхностью (рис. 1 б).

При ПРВ металлический расплав распыляется струей воды под высоким давлением, после чего диспергированный расплав кристаллизуется в виде порошка неправильной, иногда вытянутой, формы, но с менее развитой поверхностью, чем после ГКВ (рис. 1 в). Каждая частица представляет собой микрослиток заданного состава. Распыление водой является технологически наиболее простым и дешёвым методом изготовления порошка по сравнению с ГА и ГКВ. Недостатком метода является более высокое содержание кислорода в порошке.

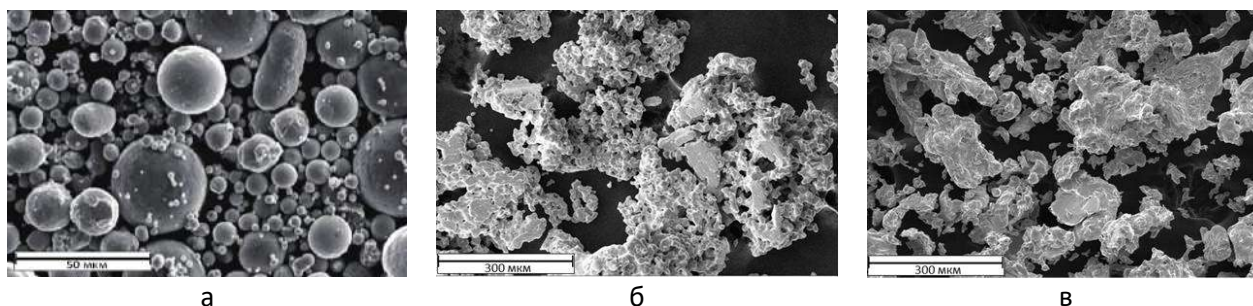


Рис. 1. Изображение порошков, полученных различными методами ГА (а), ГKB (б), ПРВ (в), сканирующая электронная микроскопия

Целью настоящей работы являлось проведения сравнительного анализа структуры и свойств экструдированных прутков из сплава ПХ25Ю6, изготовленных из порошков, полученных методами ГKB и ПРВ.

Для проведения исследований, методом горячей экструзии (степень деформации $\varepsilon = 94\%$, вытяжка $\lambda = 4,2$) при температуре ниже температуры рекристаллизации были изготовлены прутки из сплава ПХ25Ю6 одинакового сечения $\varnothing 30$ мм, исследованы микроструктура, механические свойства при испытаниях на растяжение, а также проведены фратографический, текстурный анализ, определена их жаростойкость.

Структура в обоих случаях представляет вытянутые вдоль направления деформации зерна твердого раствора на основе ОЦК-железа. Толщина зёрен находится в широких пределах от 1 до 8 мкм для прутка из ГKB и от 2 до 15 мкм – для ПРВ; длина варьируется от десятков до сотен мкм (рис 2 а, б). Также наличествуют мелкие зёрна правильной формы со средним размером 3–5 мкм – следствие частичной динамической рекристаллизации. Помимо основной фазы в структуре наблюдаются редкие частицы интерметаллидной σ (FeCr)-фазы до 5 мкм, в том числе скопления до 15 мкм (2 в, г), а в структуре прутка из ГKB порошка частицы оксида CaO размером 1–10 мкм. Текстура обоих прутков аксиальная в направлении $\langle 110 \rangle$, что характерно для осевой деформационной обработки.

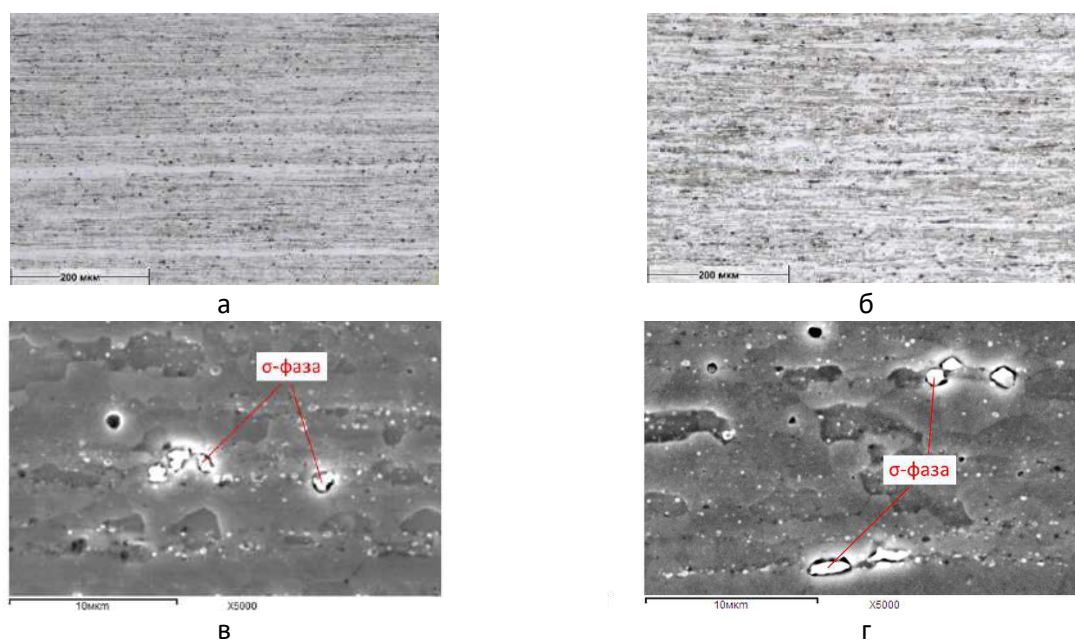


Рис. 2. Микроструктура деформированных прутков, изготовленных из порошков ГKB (а, в) и ПРВ (б, г) в направлении продольно деформации: а, б – оптическая микроскопия, в, г – сканирующая электронная микроскопия

Результаты механических испытаний на растяжение и испытания на жаростойкость приведены в таблице 1. Жаростойкость определялась после выдержки образцов в печи при температуре 1300 °С в течение 25 ч. Пруток, изготовленный из ГKB порошка, демонстрирует более высокий уровень механических свойств при комнатной температуре, и более высокую жаростойкость, что может быть объяснено более высоким содержанием Al в твердом растворе на основе Fe, поскольку при ПРВ часть Al расходуется на образование оксидной пленки на поверхности частиц порошка, что приводит к обеднению твердого раствора на основе Fe.

Табл. 1. Свойства прутков ПХ25Ю6, изготовленных из различных порошков

Способ изготовления порошка для заготовки	Испытания на растяжение				Испытание на жаростойкость
	Температура испытания, Т, °С	Временное сопротивление, σ_b , МПа	Предел текучести, σ_t , МПа	Относительное удлинение, δ , %	Скорость привеса при 1300 °С, г/(м ² ×ч)
ГKB	20	930	740	19	0,39
	1000	42	31	40	
ПРВ	20	875	700	19	0,52
	1000	40	30	40	

Характер изломов образцов после растяжения для ГKB и ПРВ прутков идентичен на макро- и микроуровнях. На макроуровне структура излома представляет собой характерные зоны с очагом разрушения и радиальной зоной развития трещин. На микроуровне вид излома – смешанный, в основном ямочный рельеф с периодически расположенными раскрытыми трещинами, внутренние границы которых представляю фасеточный скол, что является следствием анизотропии пластических свойств в направлении деформации и перпендикулярно.

По результатам сравнительного анализа установлено, что прутки, изготовленные из различных порошков (ГKB и ПРВ), обладают высоким уровнем свойств, в том числе демонстрируют высокую жаростойкость. Несмотря на более низкие значения прочностных характеристик у прутка ПРВ, его механические свойства соответствуют требованиям к прутку для изготовления трубной заготовки из сплава марки ПХ25Ю6 ($\sigma_b=800$ МПа, $\sigma_{0,2}=600$ МПа, $\delta=15$), что позволяет использовать в производстве порошки, распыленные водой.

Литература

1. Ren H. et al. Dissolution corrosion of FeCrAl alloy exposed to oxygen-depleted lead–bismuth eutectic containing Ni impurities at 600°C //Nuclear Materials and Energy. – 2024. – Т. 38. – С. 101590.
2. Liu Q. et al. Enhanced recombination suppresses the void swelling in bcc multi-component alloys //Materialia. – 2021. – Т. 20. – С. 101234.
3. Jin S. et al. Depth distributions of cavities in advanced ferritic/martensitic and austenitic steels with high helium preimplantation and high damage level //Materials Today Energy. – 2021. – Т. 20. – С. 100687.
4. Bhattacharya A. et al. Effect of chromium on void swelling in ion irradiated high purity Fe–Cr alloys //Acta Materialia. – 2016. – Т. 108. – С. 241-251.
5. Касимцев А. В., Левинский Ю. В. Гидридно-кальциевые порошки металлов, интерметаллидов, тугоплавких соединений и композиционных материалов. – 2012.
6. Дзнеладзе Ж. И. Порошковая металлургия сталей и сплавов / Ж. И. Дзнеладзе, Р. П. Щеголева, и др. // - М.: «Металлургия», 1978. – 264 с.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т, ПОЛУЧЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКОЙ

Р.В. Сафиуллин, С.П. Малышева, А.Р. Сафиуллин, Р.Г. Хазгалиев, А.Ф. Алетдинов

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
svufa@mail.ru

Лазерные технологии – это современные высокотехнологичные методы, основанные на использовании лазерных излучений. Лазеры имеют широкий спектр применения в различных сферах, включая медицину, науку, промышленность и технологии. Лазерные технологии представляют собой уникальное средство для получения мощного, узконаправленного света, что обеспечивает высокую точность и контролируемость процессов [1]. Благодаря максимальной эффективности и высокой производительности, лазерные технологии в промышленности сегодня находят довольно широкое применение. Высокая точность фокусирования лазерного луча позволяет исключить вероятность деформирования поверхности обрабатываемого материала. Лазерное излучение плавит малое количество металла, что обеспечивает экономичность при проведении различного рода работ.

В настоящей работе проведены исследования сварных образцов из нержавеющей стали 12Х18Н10Т, полученных лазерной сваркой. Сварка проводилась вручную с использованием системы ручной лазерной сварки P-Weld 1500 на аппарате фирмы ООО Pokkels, а также в автоматическом режиме с использованием коллаборативного робота UR5e. Сварка проводилась в среде аргона, толщина свариваемого материала составляла 2 мм. Ширина сварного шва 2-2,5 мм, шов ровный, имеет полный провар, без образования непроваров и трещин. Из сварных листовых пластин вырезались образцы из различных участков для исследования химического состава, микроструктуры и механических свойств.

Исследование макро- и микроструктуры образцов проводили методом оптической металлографии на микроскопе Olympus 51, на сканирующих электронных микроскопах MIRA3-TESKAN и VEGA3-TESKAN при увеличениях 25-3000. При изготовлении шлифов использовались механическая шлифовка, механическая полировка и химическое травление. Измерение микротвёрдости сварных образцов осуществляли на приборе Duramin Struers под нагрузкой 10 Н. Измерение микротвёрдости проводилось по всей длине образцов, в зоне основного материала с шагом в 1 мм, а в зоне сварного шва с шагом в 0,25 мм. Механические испытания образцов на растяжение проводили на испытательной машине марки Instron 5982 с клиновидным захватом при комнатной температуре со скоростью деформирования 1мм/мин. Использовали 5 образцов, из которых 3 образца имели сварное соединение в зоне растяжения и 2 образца изготовлены из цельного материала. Рабочая часть образцов 12х5х2мм. При испытании на статический изгиб определялась способность соединения принимать заданный по размеру и форме изгиб. Эта способность характеризуется углом изгиба α , который устанавливается требованиями соответствующей НТД или при котором в растянутой зоне образца образуется первая трещина, развивающаяся в процессе испытания. Испытания на статический изгиб проводились согласно ГОСТ 6996-66 и ГОСТ 14019-2003. Испытание на изгиб проводили с использованием оправки. Для испытаний на изгиб вырезались образцы размером 95х20х2 мм со сварным швом посередине. Испытания на изгиб проводились на машине Instron 5982 с изгибающим устройством с U-образной выемкой при комнатной температуре со скоростью деформирования 5 мм/мин. Использовали 6 образцов, из которых 3 образца со сварным соединением в зоне деформации и 3 образца цельного материала.

На рис. 1 и 2 приведена макро- и микроструктура стыкового сварного соединения нержавеющей стали 12Х18Н10Т.

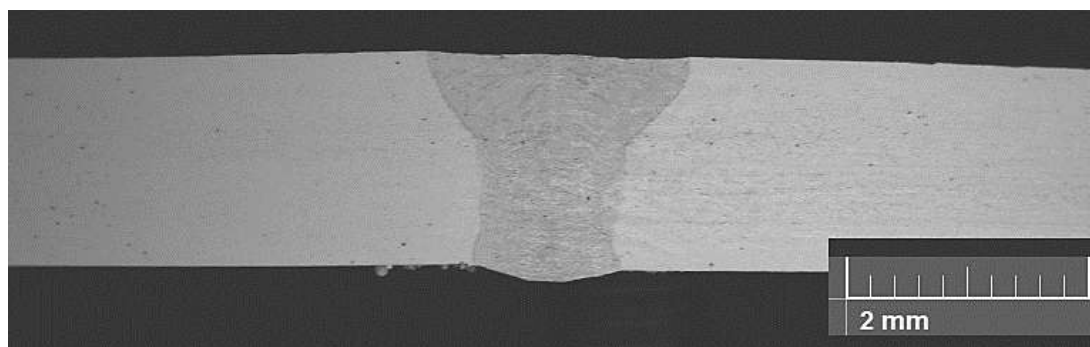


Рис.1. Макроструктура сварного соединения нержавеющей стали 12X18H10T

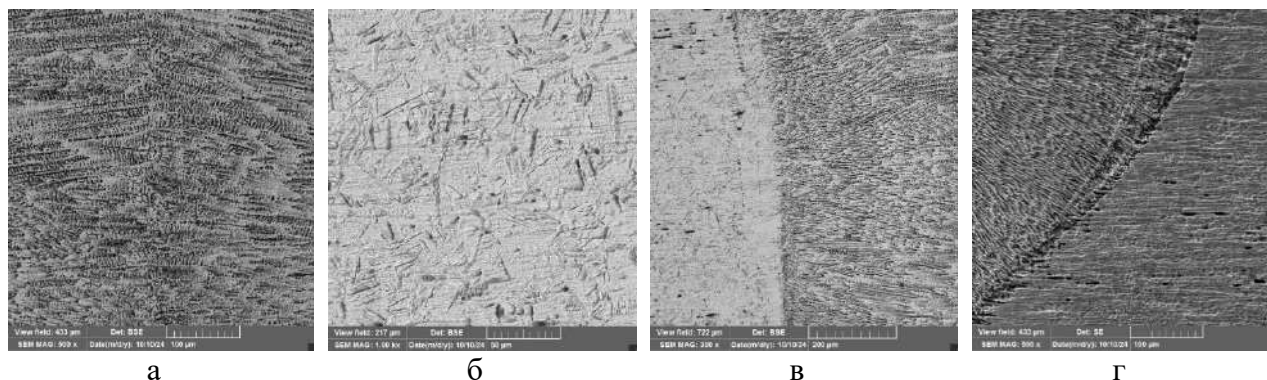


Рис. 2. Микроструктура различных участков сварного соединения из стали 12X18H10T
(а – сварной шов, б - основного материала, в,г - переходная зона)

Исследования макро- и микроструктуры образцов из сварных соединений стали 12X18H10T показали, что соединения получаются качественные, дефекты типа: раковины, несплошности, трещины, крупные поры и крупные неметаллические включения в сварном шве во всех исследованных образцах не обнаружены. При исследовании макроструктуры (рис.1) хорошо выделяются: зоны сварного соединения и основного материала. Зоны термического влияния практически отсутствуют. В зоне сварки проплавление на всех образцах произошло насквозь. Зона сварки у образцов имеет уширение сверху, что типично для сварных образцов. Структура зоны сварки во всех образцах дендритная (рис. 2а). Дендриты ориентированы в основном по нормали к границе сплавления заготовок, в глубине шва они расположены беспорядочно. Ориентированные дендриты могут достигать в длину 200 мкм. Неупорядоченные дендриты имеют меньшую длину, но у них более развитая морфология границ. В целом структура наплавленного металла характерна для литого состояния стали 12X18H10T. Структура основного металла соответствует типичной структуре горячекатаной стали 12X18H10T (рис. 2б), она представлена полиэдрическими аустенитными зернами со средним размером 27 мкм. Исследования химического состава основного материала и сварного соединения не выявили существенной разницы.

Результаты измерения микротвердости по длине сварных образцов приведены на рис.3. Видно, что значения микротвердости в зоне сварного шва увеличиваются по сравнению с значениями основного материала на 25-30 единиц. Это увеличение очень незначительно, что свидетельствует об отсутствии особо прочных (закалочных) структур в сварном шве и околошовной зоне. По результатам исследования микротвёрдости можно сделать вывод, что в зоне сварки имеется измененная микроструктура, которая связана с термическим влиянием, и она составляет примерно 2-4 мм.

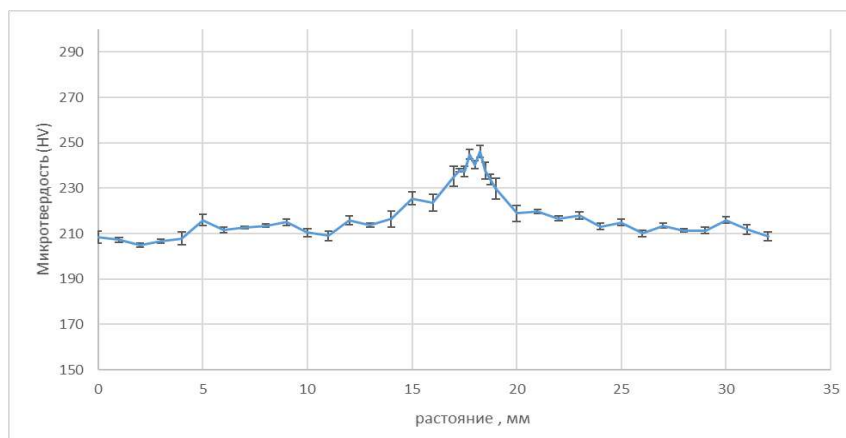


Рис. 3. Микротвёрдость сварных образцов из стали 12X18H10T

В таблице 1 приведены механические свойства образцов.

Таблица 1. Механические характеристики образцов из стали 12X18H10T

Тип образца	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
Сварные образцы	792,59	334,46	58,93	39,07
Цельные образцы	828,15	322,33	66,72	42,80
Сварной обр/цельный обр	0,96	1,04	0,88	0,91

В результате проведенных испытаний обнаружено, что разрушение всех образцов произошло по основному материалу. Прочность сварного соединения составляет 96% от прочности основного материала.

Испытания на изгиб сварных образцов проводились до достижения заданного угла изгиба - 60°. Обнаружено, что сварные образцы и образцы из цельного материала ведут при изгибе себя одинаково. Все образцы выдержали приложенную нагрузку. После снятия нагрузки визуальный осмотр наружной поверхности и сторон испытанных образцов показал, что трещины отсутствуют во всех исследованных образцах.

Таким образом, сварные соединения у всех исследованных образцов из стали 12X18H10T с точки зрения микро- и макроструктуры являются качественными. В них отсутствуют сварочные дефекты, сварной шов имеет сравнительно мелкодисперсную дендритную структуру, а зона термического влияния практически отсутствует. Установлено, что химический состав сварного шва соответствует химическому составу основного материала, микротвёрдость в зоне соединения увеличилась на 11% по сравнению с основным материалом. Разрушение всех образцов произошло по основному материалу. Прочность сварного соединения составляет 96% от прочности основного материала. Испытания на изгиб сварных образцов показали, что сварные образцы и образцы из цельного материала ведут себя при изгибе одинаково. Все образцы выдержали приложенную нагрузку. В испытанных образцах отсутствуют трещины. Таким образом, сварные соединения, полученные лазерной сваркой листов из стали 12X18H10T признаны удовлетворительными.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМСП РАН № 122011900468-4, 122011900474-5, FFNW-2024-0015 и 124022900007-9. Исследования выполнены на базе Центра коллективного пользования ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».

Литература

- <https://www.photonics-expo.ru/ru/articles/lazernye-tehnologii/>.

ВЛИЯНИЕ СДВИГА ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ И МИКРОДОБАВКИ ГРАФЕНА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Al-2,5Fe

**А. А. Маркин, А. Н. Петрова, Д. Ю. Распоиенко, С. А. Маслова, И. Г. Бродова,
Т. В. Кузнецова, А. О. Курышев**

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург
markin@imp.uran.ru

Целью настоящей работы является изучение закономерностей структурообразования и свойств литых и деформированных сдвигом под высоким давлением алюмоматричных композитов с графеном.

Объектом исследования служили композиты на основе сплава Al с 2,5 масс. % Fe, армированные микродобавкой графена в количестве 0,12 %, полученные «in-situ» в расплаве галоидных солей [1]. Комплексными методами изучена эволюция структуры и фазового состава композитов в процессе интенсивной пластической деформации (ИПД), измерены их дюрометрические и электрические свойства, а также проанализировано структурное состояние графена до и после деформации с использованием раменовской спектроскопии. ИПД композитов и матричного сплава проводили сдвигом под высоким давлением в наковальнях Бриджмена (КВД) с числом оборотов наковальни 5 и 10.

Сравнительные результаты металлографических исследований макроструктуры слитков Al-2,5Fe сплава и композита на его основе показали, что армирование алюминия графеном меняет характер кристаллизации (рисунок 1). В отличие от зональной структуры, присущей отлитому в кокиль Al сплаву, слиток композита имеет равномерную структуру, сформированную полиэдрическими зёрнами Al-твёрдого раствора такого же размера, не превышающего 400...600 мкм, т.е. графен не является модификатором литой структуры алюминиевого сплава. Равномерность и однотипность структуры композита обусловлены его более высокой теплопроводностью за счёт добавки графена.

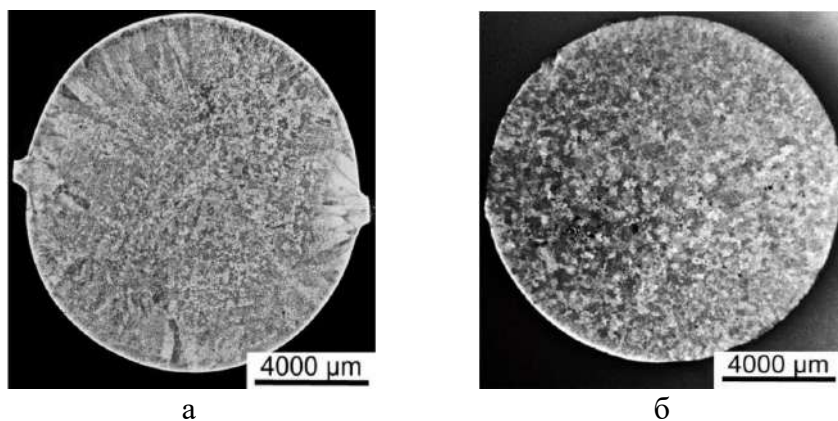


Рисунок 1 Сравнительные результаты металлографических исследований макроструктуры поперечных сечений слитков сплава Al-2,5Fe (а) и композита на его основе (б)

Микроструктура композита представлена дендритами Al-твёрдого раствора размерами 15...20 мкм, по границам которых образуется вырожденная эвтектика ((Al) + Al₁₃Fe₄), и единичными первичными алюминидными железами Al₁₃Fe₄ в виде игл длиной 10...40 мкм и ширина 1...3 мкм. Сравнение микроструктур композита и матричного сплава показало, что армирование графеном не приводит к изменению объемной доли, плотности распределения в пространстве, размеров и морфологии основных структурных составляющих.

Эволюцию микроструктуры в процессе КВД исследовалась двумя методами структурного анализа: сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии.

Результаты СЭМ показали, что при деформации происходит значительное измельчение и изменение морфологии основных структурных составляющих композита. Так, при КВД на 5-10 оборотов происходит дробление, фрагментация и равномерное распределение по всему объему образца первичных и эвтектических кристаллов $Al_{13}Fe_4$, средний размер которых уменьшается до 0,58...0,44 мкм.

По данным ПЭМ в результате КВД формируется достаточно однородная субмикроструктурная структура, состоящая из зерен размером 150...250 нм (рисунок 2). Большинство зерен характеризуются близкой к равноосной формой и разделены преимущественно весьма совершенными прямолинейными большеугловыми границами (БУГ). Отсутствие внутренней субструктуры и скопления дислокаций внутри зерен, а также достаточно тонкие совершенные БУГ свидетельствуют об образовании достаточно равновесной СМК-структуры, образовавшейся, по-видимому, по механизму низкотемпературной динамической рекристаллизации. Зернограничное и твердорастворное упрочнение матрицы композита приводит к четырёхкратному росту его твердости относительно литого состояния до 160...170 HV.

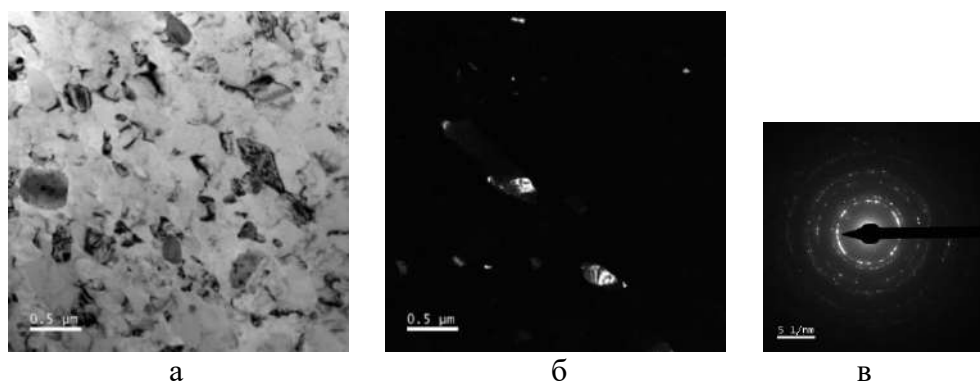


Рисунок 2 Микроструктура композита: а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение в близких рефлексах (111)Al и (200)Al; в – кольцевая микроэлектроннограмма

На основании сравнения значений параметров решётки Al-твёрдого раствора в композите после КВД и в литом матричном сплаве, установлено, что в процессе ИПД происходит образование частично пересыщенного железом (до 0,5...0,7 масс. %) Al твёрдого раствора.

Построены температурные зависимости удельного электросопротивления матричного сплава и композитов и показано, что деформация приводит к росту электросопротивления и уменьшению зависимости сопротивления от температуры (рисунок 4). Электропроводность композита выше, чем у сплава, как в литом, так и деформированном состоянии, т.е. микродобавка графена полностью компенсирует падение электропроводности за счет дополнительного легирования Al-твердого раствора железом.

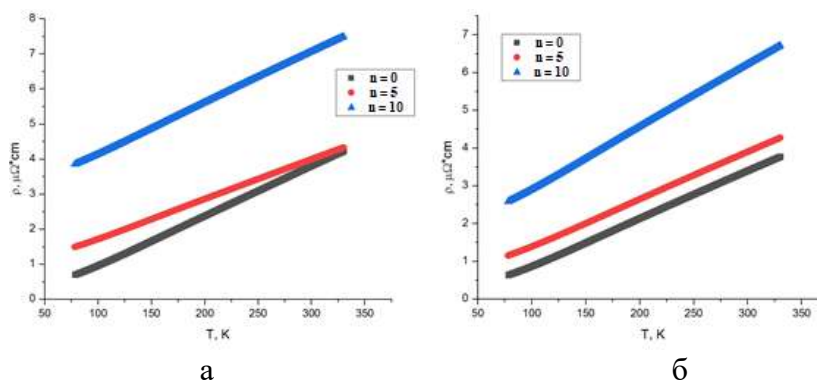


Рисунок 3 Температурная зависимость удельного электросопротивления матричного сплава (а) и композита (б) после кручения в зависимости от числа оборотов

Для исследования деформационного поведения нанопластинок графена при КВД композита были проанализированы данные измерения рамановских спектров в литом и в деформированном состояниях. Рамановский спектр углеродных материалов обычно характеризуется тремя основными полосами (пиками) G, D, 2D. Сравнение интенсивностей и положения пиков на спектрах недеформированного и деформированных образцов позволило качественно описать изменения структуры графеновых нанопластинок. Анализ спектров свидетельствует о сохранении sp^2 упорядоченного углерода (графена) в структуре композита после КВД. Обнаружено существенное смещение D-пика в сторону меньших, а G-пика в сторону больших частот колебаний, чем в литом композите, что указывает на наличие напряжений в кристаллической решетке графена, вызванных КВД. Кроме того, низкая интенсивность или полное отсутствие пика 2D в спектре образца после кручения на 10 оборотов, который является характерным для графена и возникает из-за двойного резонансного процесса, связанного с фоновыми колебаниями, указывает на значительное количество дефектов, подавляющих этот пик.

Таким образом, данные рамановской спектроскопии показали, что деформация сдвигом под высоким давлением влияет на дефектность нанопластинок многослойного графена. Чем выше степень деформации ($n=10$), тем более напряженной становится кристаллическая решетка графена, что может привести к разрушению sp^2 компоненты упорядоченного углерода и появлению неупорядоченной компоненты sp^3 углерода. Можно предположить, что наличие структурных дефектов снижает положительную роль графена в качестве добавки, повышающей электропроводность материала.

1. Structure and Electrical Properties of AlFe Matrix Composites with Graphene / A.N. Petrova, D.Y. Rasposienko, I.G. Brodova, L.A. Yolshina, R.V. Muradymov, A.A. Markin, V.V. Marchenkov, B.M. Fominykh. – Текст: непосредственный // Applied Sciences-Basel. — 2023. — V. 13. — P. 10501—10513.

ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ И ПОВЕДЕНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ И ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

М.В. Маркушев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

mvmark@imsp.ru

Обсуждены феноменология и природа влияния термомеханической обработки, основанной на сочетании больших пластических деформаций и высокоэнергетических термических воздействий, на структуро- и свойство-формирование сложнолегированных промышленных алюминиевых сплавов со структурой матричного типа.

Крупнозернистые полуфабрикаты деформировали методами горячей всесторонней изотермическойковки (ВИК) и криогенной прокатки (КП), и подвергали последующей электроимпульсной обработке (ЭИО) токами высокой плотности.

Включение в цикл обработки сплавов ВИК обеспечивает измельчение до субмикронных размеров кристаллитов (зерен и субзерен) и грубых избыточных фаз, а также повышение гомогенности распределения первичных и вторичных фаз в объеме заготовки/зерна. В том числе наноразмерных выделений алюминидов переходных металлов (ПМ), формирование которых зачастую сопровождается образованием приграничных зон, свободных от них. В результате, на фоне незначительного изменения параметров статической прочности сплавов, заметно улучшались их пластичность, а также сопротивление усталости и коррозии.

При последующей КП со степенями $>30\%$ равновесная мелкозернистая структура матрицы замещалась неоднородной деформационной с сильно искаженной решеткой и плотностью дислокаций до 10^{15} м^{-2} , а также наноразмерными областями когерентного рассеяния и преимущественно малоугловым спектром межкристаллитных границ. В более "жестких" условия деформирования, чем при ВИК, зерна вытягивались и приобретали развитое наноячеистое строение. Кроме того, продолжалось измельчение избыточных фаз и их выстраивание в строки вдоль направления прокатки. Одновременно вытягивались и фрагментировались зоны, свободные от алюминидов ПМ. Несмотря на это, криокатанные сплавы демонстрировали не только высокую прочность, но и уникальный баланс свойств. Так механические свойства КП сплава 1965 в естественно состаренном состоянии (Т) значительно превосходили свойства серийных деформированных полуфабрикатов в искусственно состаренном на максимальную прочность состоянии (Т1): при пределе прочности 700 МПа и твердости 200 НВ КП листы демонстрировали относительное удлинение почти 10% и предел выносливости порядка 350 МПа. При этом сопротивление коррозии сплава не ухудшалось.

Эффект ЭИО не столь однозначен и определяется, прежде всего, природой и химическим составом сплава. Заметно сказываются и режимы выполнения предыдущих стадий обработки, во многом определяющие структурно-фазовое состояние сплава перед термоэлектрическим воздействием, а также непосредственно режимы последнего.

Обсуждена роль природы, морфологии и пространственного расположения вторых фаз на структурно-механическое и коррозионное поведение сплавов.

Сделан вывод о высоком потенциале обработки, основанной на сочетании ВИК, КП и ЭИО и предназначенной для производства высокопрочных алюминиевых листов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00702 <https://rscf.ru/project/23-19-00702>. Работы проводились на базе Центра коллективного пользования ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».

ВЛИЯНИЕ ПРОТЯЖЕННОСТИ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА НА ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ КОМПОЗИТНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ ПРОВОЛОК ТИПА «АЛЮМИНИЙ-АЛЮМИНИЙ»

А.Е. Медведев, А.Ф. Шайхулова, М.Ю. Мурашкин

Уфимский университет науки и технологий, Уфа
medvedevandreyrf@gmail.com

Алюминий и его сплавы могут служить заменой меди в качестве электропроводящих материалов, поскольку они лёгкие, коммерчески доступные, демонстрируют высокий уровень электропроводности и устойчивы к коррозии [1].

Одним из результатов поиска новых проводящих материалов стала концепция гибридных материалов [2,3]. Этот подход, например, был реализован в виде определенной архитектуры кабеля, состоящего из сердечника и внешнего слоя, изготовленных из различных алюминиевых сплавов, таких как цельноалюминиевый проводник (all-aluminium alloy cable, AAAC) [4], алюминиевый проводник, армированный сталью (aluminium cable steel-reinforced, ACSR) [5]. В этих случаях гибридизация конечного продукта достигается путем механической сборки различных материалов. Наиболее очевидным подходом к гибридизации алюминиевых сплавов является создание композитных материалов из различных алюминиевых сплавов [6,7]. Сочетание их в определенной пропорции может помочь преодолеть компромисс между прочностью и проводимостью, обеспечивая как высокую механическую прочность, так и высокую электропроводность в композитном алюминиевом сплаве [8]. Предыдущие исследования показали потенциал данного подхода для производства стержней/проводов из композита Al-Al [9].

В данной работе были изготовлены композитные проволоки с сердечником, выполненным из сплава Al-0,5 вес.% Fe с внешней оболочкой из сплава Al-1,7 вес.% Fe. Исходные сплавы были получены в виде тонких прутков методом непрерывного литья в электромагнитный кристаллизатор, что обеспечило более высокую механическую прочность, электропроводность и термическую стабильность по сравнению с аналогами, полученными традиционным методом совмещенного литья и прокатки за счёт высокодисперсных интерметаллических частиц [10]. Соединение материалов осуществлялось механическим способом холодной деформацией методом волочения. Доля сердечника в конечной проволоке составляла 0%, 10%, 30% и 50%, что соответствует протяженности границы в 0, 10, 17,3 и 21,2 мкм.

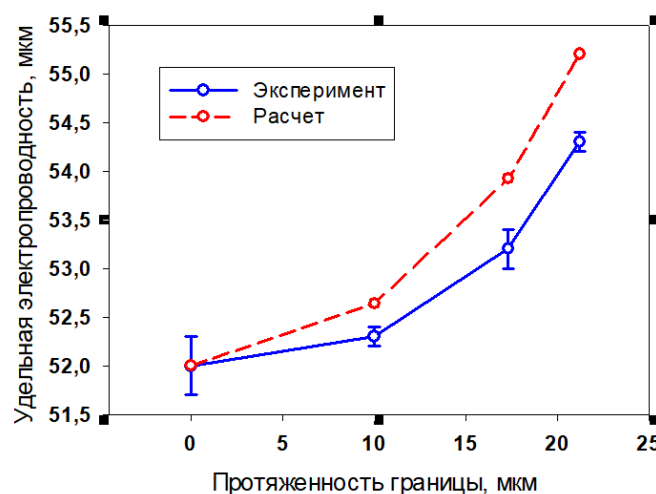


Рис. 1. Изменение удельной электропроводности композитной проволоки (с оболочкой из сплава Al-1.7Fe и сердечником из сплава Al-0.5Fe) от доли сердечника в сечении.

Сплошная линия иллюстрирует экспериментальные значения, пунктирная — значения, рассчитанные по правилу смесей для композитных проволок

Из Рис. 1 видно, что наблюдается расхождение между экспериментальными и расчетными значениями электропроводности композитных проводников. Наиболее вероятно оно связано с наличием границы раздела между материалом сердечника и оболочки, в которой присутствуют несплошности из-за шероховатости поверхности исходных проволок. Величина расхождения непостоянна, и возрастает по мере увеличения доли сердечника, что может быть обусловлено увеличением протяженности границы между компонентами проводника. Определение закономерности влияния границы раздела на электропроводность поможет более точно прогнозировать свойства конечных композитных проволок их алюминиевых сплавов.

Финансирование. Исследование поддержано грантом Российского научного фонда № 25-19-00633, <https://rscf.ru/project/25-19-00633/>.

Благодарности. Научно-исследовательская часть работы выполнена на оборудовании ЦКП «Нанотех» Уфимского университета науки и технологий.

Литература

1. Dursun, T., Soutis, C., Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys. *Mater Des*, 2014, no. 56, pp.862–71. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.12.002>.
2. Beygelzimer, Y., Kulagin, R., Estrin, Y., Severe plastic deformation as a way to produce architected materials. *Springer Series in Materials Science*, 2019, vol. 282, p. 231–55, https://doi.org/10.1007/978-3-030-11942-3_8.
3. Estrin, Y., Krishnamurthy, V.R., Akleman, E., Design of architected materials based on topological and geometrical interlocking. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, vol. 15, pp. 1165–78, <https://doi.org/10.1016/J.JMRT.2021.08.064>.
4. Kalombo, R.B., Araújo, J.A., Ferreira, J.L.A., da Silva, C.R.M., Alencar, R., Capra, A.R., Assessment of the fatigue failure of an All Aluminium Alloy Cable (AAAC) for a 230 kV transmission line in the Center-West of Brazil. *Eng Fail Anal*, 2016, vol. 61, pp. 77–87, <https://doi.org/10.1016/J.ENGFAILANAL.2015.08.043>.
5. Zhang, J., Li, X., Zhao, L., Li, Z., Wang, S., Yao, P., Dai, P., Analysis of Temperature Rise Characteristics and Fatigue Damage Degree of ACSR Broken Strand. *Energy Engineering*, 2023, vol. 120, pp. 617–31, <https://doi.org/10.32604/EE.2022.024855>.
6. Udensi, S.C., Anioke, A.U., An in-depth investigation of factors responsible for optimal performance in stir-cast Aluminum metal matrix composites. *Sci Afr*, 2024, vol. 26, pp. 2452. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.sciaf.2024.e02452>.
7. Parvizi, P., Jalilian, M., Dearn, K.D., Beyond traditional conductors: Aluminium conductor composite core's role in next-generation high temperature-low sag technologies – A review. *Electric Power Systems Research*, 2025, vol. 239, pp. 111251, <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.epsr.2024.111251>.
8. Huang, Y., Liu, Y., Xiao, Z., Huang, Y., A trade-off between mechanical strength and electrical conductivity of Al–Zn–Mg–Cu alloy via Ag alloying and retrogression re-aging heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, vol. 880, pp. 145230, <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145230>.
9. Yang, C., Masquellier, N., Gandiolle, C., Sauvage, X. Multifunctional properties of composition graded Al wires, *Scripta Materialia*, 2020, vol. 189, pp. 21–24, doi.org/10.1016/j.scriptamat.2020.07.052.
10. Медведев А.Е., Жукова О.О., Федотова Д.Д., Мурашкин М.Ю. Механические свойства, электропроводность и термостабильность проволоки из сплавов системы Al–Fe, полученных литьем в электро магнитный кристаллизатор // *Frontier Materials & Technologies*. 2022, № 3, С. 96–105. doi.org/10.18323/2782-4039.2022-3-1-96-105.

ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ КАТОДЫ – МИШЕНИ ДЛЯ ИННОВАЦИОННЫХ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА РЕЖУЩЕМ ИНСТРУМЕНТЕ

М.Ш. Мигранов, М.П. Козочкин, А.С. Гусев, Ю.О. Пристинский

*Московский государственный технологический университет «СТАНКИН», Москва
migmars@mail.ru*

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда
№ 22-19-00670-П

Особенностями современного этапа машиностроительного производства являются все большее применение высокопроизводительного и высокоскоростного металлообрабатывающего станочного оборудования, оснащенных дорогостоящими уникальными системами управления (ЧПУ, АдСУ, АСУ и т.д.) и контроля процессом лезвийной обработки резанием; применение инновационных как обрабатываемых материалов с улучшенными физико-механическими свойствами (высокие значения по антикоррозионности, прочности и твердости, а также высокая тепло- и жаростойкость, стойкость к воздействию различной агрессивной среды) в широком диапазоне изменения температурно – силовых параметров при эксплуатации, так режущих инструментов и их материалов. В работе рассматривается одно из основных направлений современного машиностроения, в частности высокоскоростная обработка резанием твердосплавным инструментом с износостойким покрытием деталей силовой части современных газотурбинных двигателей, изготавливаемых из жаропрочных хромоникелевых сплавов пятой группы по обрабатываемости (ЭИ 654 и ЭИ 698ВД). Для повышения эксплуатационных свойств режущих инструментов в настоящее время применяются вакуумно-плазменные износостойкие покрытия, в частности $n\text{ACrO}$; $(\text{CrAlSi})\text{N}$; $(\text{CrAlSi})\text{N с DLC (Diamond-Like Carbon – алмазоподобное углеродное покрытие)}$; $(\text{TiAlSi})\text{N}$; $(\text{TiCrAl})\text{N}$; $(\text{ZrCrAl})\text{N}$; $(\text{ZrMoAl})\text{N}$; $(\text{ZrMoHfCrAl})\text{N}$ и т.д. К одним из основных недостатков вышеперечисленных износостойких покрытий относятся низкая износостойкость при высокоскоростной обработке резанием и необходимость применения дорогостоящей импортной установки для их нанесения серии «Platit»; «RMS 728» и др. В представленной работе приведены некоторые результаты по разработке инновационных высокоэнтропийных катодов – мишеней для нанесения нанокристаллических (фильтрованных) износостойких покрытий с мелкозернистой структурой методом вакуумно-плазменного осаждения с магнитно - дуговой фильтрацией на твердосплавном инструментальном материале магнетронным способом на усовершенствованной установке ННВ 6.6-И1.

На первом этапе работ для изготовления высокоэнтропийных катодов – мишеней разработан технологический процесс изготовления и оптимизация состава высокоэнтропийных катодов – мишеней на основе алюминия путем механического смешивания различными легирующими элементами с последующим искровым плазменным спеканием. Были изучены три различных метода смешивания. Во-первых, все элементарные порошки смешивались в течение 24 часов. Во втором и третьем методе порошки были разделены на три группы, и каждая группа была измельчена отдельно в течение разного времени. Затем полученные смеси были сгруппированы вместе и снова измельчены в течение 12 и 24 часов для смесей соответственно. Влияние параметров измельчения на микроструктурные особенности спеченных образцов было определено с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ), оснащенного системой энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. Корреляция, наблюдаемая между временем измельчения и микроструктурной эволюцией частиц порошка в процессе измельчения, была направлена на определение оптимальных параметров процесса. По результатам проведенных работ впервые было продемонстрировано эффективность процесса

измельчения для приготовления специальных смесей металлических порошков, позволяющих получить микроструктурные характеристики катодов - мишеней, которые могут быть благоприятными для формирования вторичных структур на трибоповерхностях будущих износостойких покрытий.

В последующем были получены износостойкие покрытия из высокоэнтропийных катодов-мишеней: $Al_{20}Hf_{10}Ni_{15}Ti_{25}W_{10}Zr_{20}$; $Al_{20}Ti_{20}Zr_{15}V_{15}Cr_{15}Nb_{15}$; $Al_{20}Hf_{15}V_{15}Cr_{15}Ti_{15}Ta_{10}W_{10}$; $Al_{20}Hf_{15}Mo_{15}Co_{15}Ta_{10}W_{10}Zr_{15}$; $Nb_{20}Hf_{20}Ti_{20}Zr_{20}Ta_{20}$; $Mo_{20}Nb_{20}Ni_{20}Ta_{20}W_{20}$ и др. (нижние цифровые индексы при химических элементах — это удельное процентное содержание данного металла). Для подтверждения уникальных комбинаций свойств полученных износостойких покрытий при высокоскоростной лезвийной обработке резанием, таких как, высокая износостойкость при повышенных значениях температурно – силовых нагрузках в зоне резания, особых прочностных характеристик обрабатываемых материалов были проведены серии экспериментальных испытаний. В процессе выполнения работы на высокоскоростном токарном станке с ЧПУ KE36/750 испытывались четырехгранные твердосплавные пластины из BK10OM с различными износостойкими покрытиями сплавов ЭИ 654 и ЭИ 698ВД. Для сравнения были отобраны как традиционно широко используемые покрытия – $nACRo$ и $(CrAlSi)N$ с DLC , полученные на установках «Platit $\pi 411$ », а также разрабатываемые покрытия из высокоэнтропийных катодов - мишеней.

Анализ полученных экспериментальных данных по проведенным испытаниям на износостойкость режущего инструмента показал, что влияние длины пути резания (l , м) на изнашивание режущего клина фрезы по задней поверхности (h_z , мм) носят монотонно возрастающий характер для всех исследуемых износостойких покрытий. Результаты экспериментальных испытаний твердосплавных фрез с различными износостойкими покрытиями при высокоскоростном фрезеровании исследуемых сплавов представлены в таблице 1. При этом анализ полученных данных по периоду стойкости для высокоскоростного фрезерования показал, что износостойкость покрытий ($nACRo$) и $(CrAlSi)N$ с DLC значительно ниже по сравнению, соответственно с покрытием ($Al_{20}Ti_{20}Zr_{15}V_{15}Cr_{15}Nb_{15}$) на 45% и с покрытием ($Al_{20}Hf_{10}Ni_{15}Ti_{25}W_{10}Zr_{20}$) на 35%, что подтверждает высокую эффективность износостойких покрытий из высокоэнтропийных катодов – мишеней.

Таблица 1. Зависимость периода стойкости инструмента от используемых износостойких покрытий при высокоскоростном точении ЭИ 654 и ЭИ 698ВД твердосплавными пластинами из BK10 OM ($V = 75$ м/мин; $S = 0,11$ мм/об; $t = 0,5$ мм).

Покрытие	Период стойкости Т, мин	
	ЭИ654	ЭИ698ВД
$Al_{20}Ti_{20}Zr_{15}V_{15}Cr_{15}Nb_{15}$	55,9	39,5
$Al_{20}Hf_{10}Ni_{15}Ti_{25}W_{10}Zr_{20}$	52,1	36,3
$Al_{20}Hf_{15}V_{15}Cr_{15}Ti_{15}Ta_{10}W_{10}$	47,6	30,8
$Ti_{20}Hf_{15}Mo_{15}W_{10}V_{10}Nb_{15}Al_{15}$	40,9	28,1
$Ti_{40}Zr_{10}Cr_{10}Ni_{10}W_{10}Mo_{10}Nb_{10}$	39,1	27,3
$Ti_{15}Zr_{15}Cr_{15}Ni_{10}W_{10}V_{10}Nb_{15}Al_{10}$	36,2	25,8
$nACRo$	31,9	22,9
$(CrAlSi)N$ с DLC	30,2	22,1

Согласно исследованиям [1, 2], особенностью высокоскоростного фрезерования титановых сплавов является формирование на контактных площадках передней режущей кромке особых вторичных структур со смазывающими и защитными свойствами из-за структурно – фазового превращения в сопрягаемых поверхностях «инструмент - деталь», как результат воздействия высокой температуры в зоне резания и больших удельных нагрузок в контактной зоне, обеспечивающие повышение сопротивляемости к изнашиванию обрабатываемого инструмента, т.е. трибооксиды способствуют активной защите материала РИ и обладают

смазывающим эффектом. И именно покрытия, качественно и правильно подобранные для высокоскоростной обработки, способствуют усилению их защитных и смазывающих функций при различных видах износа и на различных его стадиях.

Заключение

В целом по результатам проведенных износостойкостных испытаний разрабатываемых высокоэнтропийных покрытий для высокоскоростного фрезерования титановых сплавов твердосплавными фрезами подтверждена эффективность и возможность в дальнейшем использования в производственных условиях. При этом наиболее эффективными являются многослойные композиционные наноструктурированные высокоэнтропийные износостойкие покрытия, которые, по-видимому, более склонны к адаптации и формированию вторичных структур на контактной зоне «инструмент – деталь» при определенных температурно-силовых условиях. В целом по результатам проведенных экспериментальных исследований подтверждена возможность значительного повышения производительности обработки ответственных деталей газотурбинных двигателей и летательного аппарата.

Литература

1. Многослойные наноструктурированные износостойкие покрытия для металлорежущего инструмента / А. А. Верещака, С. Н. Григорьев, В. П. Табаков. – М. : Инфра-Инженерия, 2025. – 344 с.
2. Шустер Л. Ш. Покрытия и смазка в высокотемпературных подвижных сопряжениях и металлообработке / Л. Ш. Шустер, Н. К. Криони, В. Ю. Шолом, М. Ш. Мигранов. – М. : Машиностроение, 2008. – 318 с.
3. Рогачев А. С. Структура, стабильность и свойства высокоэнтропийных сплавов / А. С. Рогачев // Физика металлов и металловедение. – 2020. – Т. 121, № 8. – С. 807–841.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ЛАЗЕРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА СВЕРХТВЕРДЫЕ МАТЕРИАЛЫ

М.П. Козочкин, М.Ш. Мигранов, С.В. Федоров, А.С. Гусев, Е.А. Остриков

Московский государственный технологический университет «СТАНКИН», Москва
migmars@mail.ru

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда
№ 22-19-00670-П

Использование технологий, основанных на обработке концентрированными потоками энергии (КПЭ), значительно расширяет возможности применения в промышленности изделий из сверхтвердых, жаропрочных и труднообрабатываемых материалов. К таким технологиям надо отнести, в первую очередь, лазерную, электроэрозионную и электронно-лучевую обработки. Можно отметить, что познание кинетики технологических процессов, использующих КПЭ, в значительной степени затруднено из-за высокой скорости их протекания, размерной малости ядра этих процессов и сложностей непосредственного наблюдения. Мониторинг любого технологического процесса обработки материалов остается наиболее сложной задачей. Это связано с тем, что расположить датчики в самой зоне обработки практически невозможно, а косвенные методы мониторинга сопряжены с влиянием различных случайных факторов и снижением информативности сигналов при удаленном расположении сенсоров от ядра технологического процесса. Сказанное в полной мере относится и к технологиям обработки КПЭ. Если для технологий лезвийной обработки широко применяется мониторинг, опирающийся на контроль силовых, деформационных и размерных параметров, то при обработке КПЭ в большинстве случаев эти методики становятся неприменимыми.

Анализ сигналов акустической эмиссии (АЭ) как метод неразрушающего контроля давно завоевал себе прочное место в промышленности. Он широко применяется для контроля качества изготовления отдельных узлов и готового технологического оборудования, а также для мониторинга реализуемых технологических процессов. В литературе все чаще встречаются исследования АЭ, связанные с изучением процессов воздействия на различные материалы КПЭ [1, 2].

Целью данной работы является выделение параметров сигналов АЭ, отображающих особенности воздействия лазерных импульсов на различные материалы, исследование возможностей использования этих параметров в качестве инструмента познания сложных явлений, сопровождающих технологические процессы, и свойств самих материалов.

Проводившиеся в последние годы в МГТУ «СТАНКИН» экспериментальные исследования связей параметров сигналов АЭ с режимами различных технологий обработки КПЭ позволили установить, что мониторинг АЭ может выступать в качестве инструмента познания физики этих процессов и использоваться для их дальнейшего совершенствования.

Обработка с помощью КПЭ представляется существенно отличным процессом от лезвийной обработки, но ряд закономерностей, связанных с поведением параметров АЭ при изменении условий обработки, имеет очень похожие тенденции. Например, при лезвийной обработке износ инструмента меняет площадь, через которую идет передача мощности воздействия на заготовку, в результате плотность мощности падает. При лазерном воздействии плотность мощности может меняться за счет повышения мощности излучения или за счет изменения размера фокусного пятна. И при лезвийной, и при лазерной обработках ответ параметров сигнала АЭ на изменение плотности мощности воздействия носит похожий характер: увеличение плотности мощности вызывает опережающий рост высокочастотных составляющих сигнала АЭ по отношению к низкочастотным составляющим. На рисунке 1 показаны графики, отображающие изменение параметра K_f (отношение амплитуд в областях

низких и высоких частот) сигнала АЭ при лезвийной и лазерной обработках стальных поверхностей. На рис. 1а параметр K_f - отношение СКЗ амплитуд в полосах 0,5-3 кГц и 6-16 кГц. Плотность мощности растет с ростом скорости резания (K_f снижается) и падает с износом, зависящим от числа обработанных деталей (K_f растет). На рис. 1б плотность мощности q_s увеличивается за счет роста мощности лазерных импульсов при постоянном фокусном пятне. При этом СКЗ амплитуды сигналов АЭ в октавах 8 и 16 кГц монотонно увеличиваются, но в октаве 16 кГц рост идет быстрее, что обеспечивает снижение K_f с ростом q_s . Мониторинг K_f позволяет оценивать текущие изменения плотности мощности при разных технологических процессах и проводить необходимую коррекцию режимов.

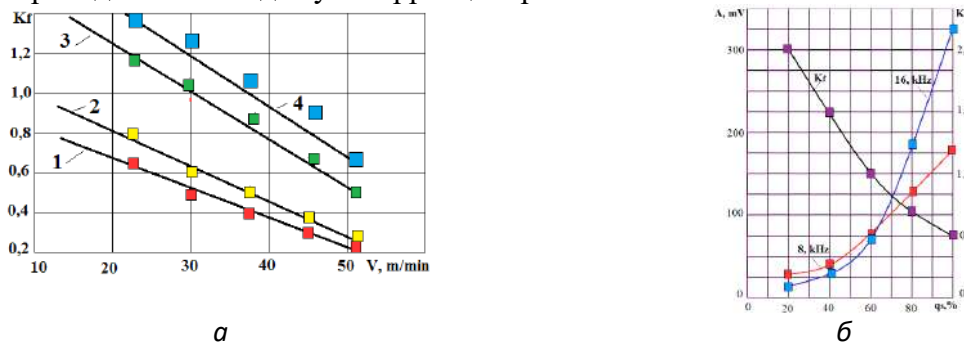


Рис. 1. Изменение параметра K_f при токарной и лазерной обработке: а – обработка серии заготовок из стали ХН77ТЮР с разной скоростью (1 – первая заготовка; 2 – 4-я заготовка; 3 – 27-я заготовка; 4 – 35 заготовка); б - воздействие лазерных импульсов с разной плотностью мощности q_s на стальную заготовку (изменение СКЗ амплитуды в октавных полосах 8 и 16 кГц и их отношения K_f)

Однако воздействие на материалы КПЭ имеет и свои особенности. При подаче серии лазерных импульсов в одну лунку над ней формируется облако материала в парообразном состоянии и плазменный факел. Плотность факела растет с увеличением температуры, оказывая все большее влияние на лазерное излучение. При повышении плотности паро-плазменного факела происходит поглощение энергии лазерного излучения, тепловая энергия только частично доходит до поверхности заготовки или не доходит совсем.

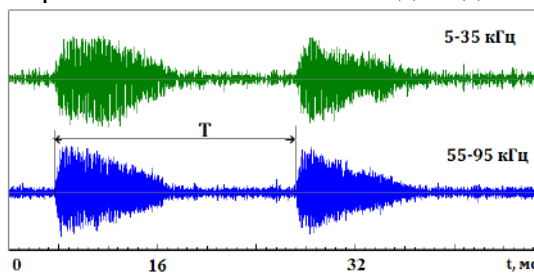


Рис. 2. Пример записей сигналов АЭ в 2х диапазонах частот при подаче 200 лазерных импульсов в лунку керамической пластины Al_2O_3 (T – период подачи 200 импульсов)

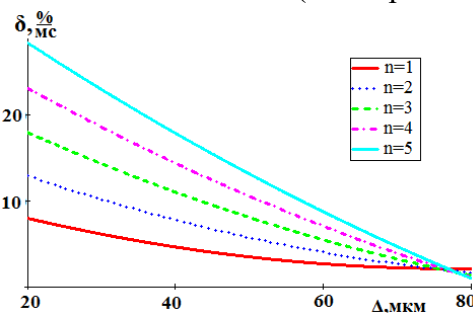


Рис. 3. Изменение скорости затухания амплитуды АЭ в зависимости от шага между лунками (Δ) и номера прохода (n)

На рис. 2 показан период (T) подачи лазерных импульсов. Видно, что амплитуда АЭ быстро уменьшается, до уровня помех, обработка прекращается. Эксперименты показали, что скорость снижения амплитуды АЭ зависит от обрабатываемого материала и от расстояния

между лунками. При малом шаге паро-плазменное облако соседних лунок влияет на скорость затухания АЭ при обработке текущей лунки. На рис. 3 представлены зависимости скорости затухания (δ) сигнала АЭ в диапазоне 55-95 кГц при обработке твердого сплава Т15К6. Наибольшая скорость затухания соответствует минимальному шагу между лунками и более поздним проходам. При шаге более 80 мкм взаимное влияние плазменных факелов соседних лунок при данных режимах исчезает. Скорость δ у разных материалов разная. В таблице 1 даны примеры средних δ для разных инструментальных материалов. Скорости затухания АЭ для сверхтвердой керамики близки, но резко отличаются от показателей твердого сплава Т15К6. Для обычных металлов скорость затухания может быть еще выше. Например, для алюминиевых сплавов она может достигать 35-40 %/мс от начальных значений.

Таблица 1. Скорость затухания АЭ при подаче импульсов в одну лунку в %/мс

Материал Частота	Т15К6		Al ₂ O ₃		ВСК60		Сиалон	
	60 Вт	30 Вт	60 Вт	30 Вт	60 Вт	30 Вт	60 Вт	30 Вт
5-35 кГц	24.1	29.4	2.06	4.92	4.0	4.7	1.9	1.4
35-95 кГц	26.0	19.4	2.44	5.0	4.1	4.5	3.1	2.9

Дифференциация материалов с помощью лазерного зондирования может иметь прикладное значение в области создания новых сверхтвердых композиций, используемых для износостойких покрытий и в качестве инструментальных материалов. Очень важно на стадии получения первых образцов новых материалов оценить их сопротивляемость разрушению, не дожидаясь результатов испытаний на износостойкость. Сопротивляемость разрушению тесно связана с внутренней энергией вещества. При лазерном воздействии происходит высвобождение этой энергии, которая частично переходит в энергию АЭ, которая связана с внутренней энергией монотонной зависимостью. В этом случае по параметрам АЭ можно сравнивать сопротивляемость разрушению новых материалов, выбирая наиболее перспективные. В таблице 2 показаны два параметра АЭ, которые могут служить индикаторами сопротивляемости материала разрушению. Это удельная амплитуда АЭ, определяемая как СКЗ амплитуды АЭ в диапазоне 45-95 кГц, отнесенное к объему лунки после подачи 10 импульсов. Также показано минимальное значение K_f , зафиксированное на периоде подачи 200 импульсов в одну лунку, как отношение СКЗ амплитуд в диапазонах 15-35 и 35-95 кГц.

Таблица 2. Параметры АЭ в качестве индикаторов сопротивляемости разрушению

Материал	A, мВ 45-95 кГц	Объем лунки, мкм ³	Удельная амплитуда $\times 10^{-3}$, мВ/мкм ³	Минимум K_f
Al ₂ O ₃	46.3	18060	2.56	4
PCD ₉₀	49.5	15762	3.14	2.2
PCD ₉₄	76	15690	4.84	1.7
КНБ	56.6	18842	3.00	6

В таблице 2 представлены образцы сверхтвердых материалов: оксидная керамика, кубический нитрид бора (КНБ) и поликристаллические алмазы (PCD) с долей алмазов 90 и 94 процента. Видно, что экстремальные значения удельной амплитуды и K_f соответствуют PCD₉₄, обладающему наибольшей сопротивляемостью износу при резании.

Необходимо отметить отображение в параметрах АЭ явления самофокусировки, которое происходит в нелинейной среде лазерной плазмы. В этом случае, несмотря на потери энергии в плазменном факеле плотность мощности может возрастать, что отображается в падении K_f .

Литература

1. Grigoriev, S.N.; Kozochkin, M.P.; Volosova, M.A.; Okunkova, A.A.; Fedorov, S.V. Vibroacoustic Monitoring Features of Radiation Beam Technologies by the Case Study of Laser, Electrical Discharge, and Electron-Beam Machining. Metals 2021, 11, 111.
2. Григорьев С.Н., Козочкин М.П., Мастеренко Д.А. Акустический мониторинг технологических процессов обработки материалов концентрированными потоками энергии. М.: Издательские решения, 2024. – 188 с.

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ПАРАМЕТРЫ ДИСПЕРСОИДОВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al-Mn

А.В. Михайловская*, А.Б. Мухамеджанова, Н.Ю. Табачкова, А.Г. Мочуговский

НИТУ МИСИС, Москва, Россия

**mihaylovskaya@isis.ru*

Сплавы 3XXX серии на основе системы Al-Mn среди прочих алюминиевых сплавов являются дешевыми конструкционными материалами и имеют широкую область применений. Они демонстрируют хорошую коррозионную стойкость, формуемость и пластичность, однако, имеют пониженные прочностные характеристики. Сплавы относят к группе термически не упрочняемых, между тем, вторичные Mn-содержащие дисперсоиды, формирующиеся при термической и термомеханической обработке слитка, т.е. высокотемпературном старении, обеспечивают упрочняющий эффект и повышают температуру начала рекристаллизации. Высокая температура старения является результатом низкого коэффициента диффузии Mn, что также обеспечивает высокую термическую стабильность продуктов старения.

Неравновесная растворимость Mn увеличивается с 1 до 4 масс. % с увеличением скорости кристаллизации, а также зависит от состава сплава. Более высокое содержание Mn приводит к образованию орторомбической фазы Al_6Mn эвтектического происхождения, возможны и фазы с квазикристаллической структурой при повышенных скоростях охлаждения, дисперсоиды тех же фаз выделяются и из твердого раствора.

В данной работе изучено влияние режима обработки и химического состава сплавов на параметры Mn-содержащих дисперсоидов и механические свойства после термомеханической обработки. Изучены сплавы с 1.6 мас.%Mn и добавками Mg,Cu,Zn а также добавками легкоплавких иносултантов.

Показано, что во сплавах с магнием низкотемпературная обработка при 300-400 С приводит к образованию равноосных частиц метастабильной квазикристаллической икосаэдрической I-фазы с размером 20-40 нм, с увеличением времени выделяется декагональная D-фаза и $Al_{12}Mn$, имеющая размеры около 100 нм. Температуры 450-480 °С обеспечивают выделение $Al_{12}Mn$ и Al_6Mn . I-фаза зарождается на дислокациях, ввиду чего предварительная деформация ускоряет ее образование. В присутствии меди при длительной низкотемпературной обработке возможно формирование обеих квазикристаллических фаз, но большего размера и меньшей плотности распределения, а при высокой температуре происходит выделение Т-фазы. Введение в сплавы цинка огрубляет дисперсоиды и ускоряет образование фаз с кристаллическим строением. Наноразмерные выделения Mn содержащей I фазы обеспечивают повышение температуры начала рекристаллизации и значимый рост прочностных характеристик сплавов, содержащих магний и медь.

Работа выполнена в рамках гранта РНФ 23-19-00791.

ВЛИЯНИЕ ДЛИНЫ ИМПУЛЬСА ТОКА НА ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННУЮ ДЕФОРМАЦИЮ МЕДИ

А.Ю. Моркина^{1,2}, Д.В. Таров², С.В. Дмитриев³

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

²Уфимский университет науки и технологий, Уфа

³Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа
alinamorkina@yandex.ru

Электростимулированная деформация металлов — это технология пластической деформации металлических заготовок, при которой пропускание электрического тока высокой плотности через материал одновременно с приложением механической нагрузки приводит к значительным изменениям в поведении материала по сравнению с обычной "холодной" деформацией [1].

Ряд исследований свидетельствует о существенном влиянии параметров импульсного тока - плотности тока, длительности импульса и скважности — на кинетику электростимулированной деформации металлов [2-5]. В настоящей работе анализируется влияние параметров одиночных импульсов тока на приращение пластической деформации медных проволок, нагруженных постоянным растягивающим напряжением. В экспериментах систематически изменялись длительность и амплитуда импульсов при неизменном джоулевым нагреве, составляющем 25 °С. Использовались образцы из медной проволоки марки М1 (содержание Cu ≥ 99,9%) длиной 350 мм и диаметром 1 мм.

Для исследования влияния длительности импульса тока на электропластическую деформацию, варьировалась емкость конденсаторных батарей, так как длительность импульса τ обратно пропорциональна квадратному корню емкости конденсатора C :

$$\tau \sim \frac{1}{\sqrt{LC}}.$$

Были выбраны следующие значения емкостей конденсатора $C_1 = 25$ мФ, $C_2 = 8.3$ мФ, $C_3 = 4.2$ мФ. С использованием датчика Холла и осциллографа измерялась длительность импульсов и получены следующие значения - $\tau_1 = 1.35$ мс, $\tau_2 = 0.75$ мс и $\tau_3 = 0.6$ мс, что можно увидеть на рис. 1(а). Для каждой длительности импульса тока были выбраны такие напряжения на конденсаторе, чтобы, нагрев образца составлял 25 °С: $U_1 = 60$ В, $U_2 = 110$ В и $U_3 = 190$ В.

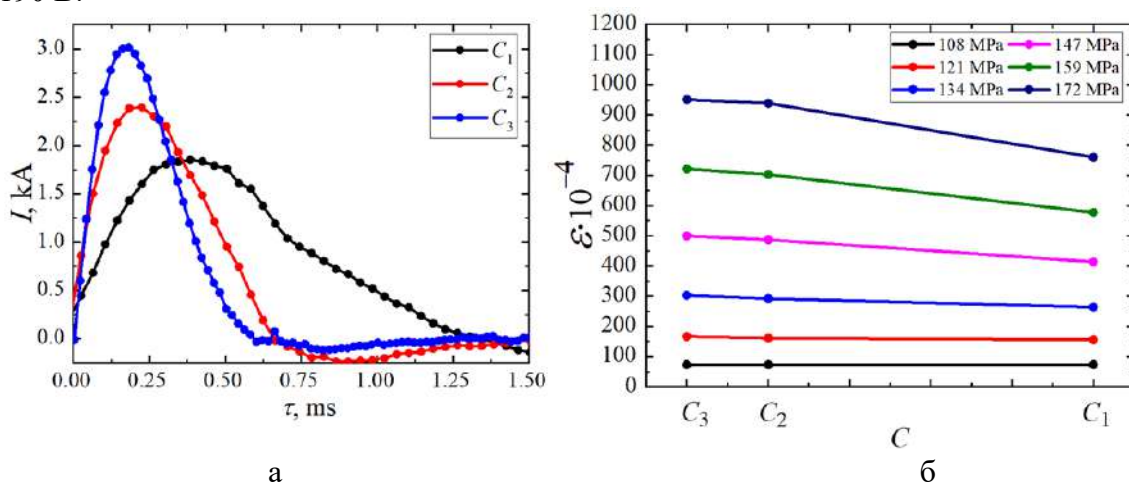


Рис. 1. (а) Зависимость силы тока через образец от времени при прохождении одиночного импульса тока с различными емкостями конденсаторной батареи: $C_1=25$ мФ – черная кривая, $C_2 = 8.3$ мФ - красная кривая, $C_3 = 4.2$ мФ - синяя кривая, (б) Суммарная деформация проволоочного образца за 15 импульсов тока для трех значений емкостей конденсаторов и различных значений растягивающего напряжения согласно легенде.

Эксперимент состоял из того, что через образец подавали серию из 15 импульсов тока различной длительности при фиксированном растягивающем напряжении. Затем растягивающее напряжение увеличивали приблизительно на 12%, и процедура повторялась.

На рис. 1(б) представлена суммарная деформация образца после 15 импульсов для трех значений емкости конденсаторной батареи при разных уровнях растягивающего напряжения. Видно, что при $\sigma = 108$ МПа (область упругих деформаций) деформация не изменяется. Однако при напряжениях, превышающих предел текучести, наблюдается рост суммарной деформации. При этом выявлена тенденция к увеличению скорости накопления деформации с уменьшением емкости батареи, что соответствует сокращению длительности импульсов тока. Данный эффект, вероятно, обусловлен повышением плотности тока при меньшей длительности импульсов, приводящим к более интенсивному локальному джоулеву нагреву вблизи дислокаций. Это способствует активации движения дислокаций, облегчая преодоление препятствий и инициируя пластическую деформацию

Эксперименты проведены сотрудниками кафедры «Оборудование и технологии сварки и контроля» ИНИЦТ ФГБОУ ВО «УГНТУ», Центра реверсивного инжиниринга межвузовского Кампуса Евразийского НОЦ РБ. Исследование выполнено в рамках программы Министерства науки и высшего образования Российской Федерации «Приоритет 2030» (Уфимский государственный нефтяной технический университет).

Литература

1. V.V. Stolyarov // Letters on Materials. 2024. № 14. P. 236-242.
2. V.V. Stolyarov // Engineering technologies and systems. 2024. № 34. P. 461-473.
3. D. Dobras, S. Bruschi S., Simonetto E., Rutkowska-Gorczyca M., A. Ghiotti // Materials. 2020. № 14. P. 73.
4. I. Indhiarto, T. Shimizu, M. Yang // Materials. 2021. № 14. P. 1457.
5. J.J. Jones, L. Mears, J.T. Roth // Journal of Manufacturing Science and Engineering. 2012. № 134. P. 034504.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТА СУПРАТРАНСМИССИИ В НИКЕЛЕ МЕТОДОМ КОМПЬЮТЕРНОГО ЭКСПЕРИМЕНТА

Р.Т. Мурзаев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

mur611@mail.ru

В нелинейных решетках энергия может передаваться не только посредством протяженных фононных волн, но и через локализованные возбуждения, известные как дискретные бризеры (ДБ) или делокализованные нелинейные колебательные моды. Внешнее воздействие на частотах вне фононной зоны решетки не способно вызвать распространение протяженных волн, однако может инициировать возникновение ДБ при условии, что амплитуда воздействия превышает определенное пороговое значение. Этот феномен, наблюдаемый в нелинейных системах, получил название супратрансмиссии. цепей и называется супратрансмиссией.

Эффект супратрансмиссии позволяет нелинейной решетке переходить в возбужденное состояние под воздействием внешних сил на частотах, выходящих за пределы фононного спектра, при условии, что амплитуда воздействия достаточно велика. Этот феномен был тщательно исследован для одномерных решеток, однако данные о его проявлении в более высоких размерностях ограничены. В данной работе впервые проведено численное исследование эффекта супратрансмиссии в трехмерном материале с ГЦК решетке, возникающего при гармоническом колебании пары атомов. В зависимости от амплитуды возбуждения A определяется критическая частота ω^* , выше которой энергия не передается решетке. При частотах возбуждения, близких к ω^* , формируются дискретные бризеры (ДБ), движущиеся вдоль плотно упакованных рядов частиц. В то время как при частотах значительно ниже ω^* , но выше порога фононной зоны, наблюдаются нерегулярные колебания частиц. Это явление можно объяснить тем, что данная решетка поддерживает несколько типов решений для ДБ. Возбуждение на частотах, близких к порогу сверхпередачи, вызывает активацию только одного типа ДБ, в то время как воздействие на более низких частотах приводит к возбуждению различных типов ДБ, что вызывает нерегулярную динамику.

В работе впервые изучен эффект супратрансмиссии в трехмерном материале — никеле. Исследование проведено с помощью пакета LAMMPS и потенциала метода погруженного атома. Размеры расчетной ячейки составляли примерно $400 \times 35 \times 35$ Å, с периодическими граничными условиями во всех направлениях.

Эффект активировали, выбирая два ближайших атома вдоль направления $[110]$ и заставляя их колебаться с частотой выше фононного спектра. Амплитуды колебаний варьировались от 0,05 до 0,35 Å.

Определены критические частоты ω^* , выше которых энергия не передается решетке. При частотах ниже ω^* , но выше фононного спектра, в решетке формируются дискретные бризеры. Эти бризеры возникают из пары колеблющихся атомов и распространяются по всей кристаллической решетке. Также установлено, что при колебании пары атомов ниже определенной амплитуды A^* испускание и образование дискретных бризеров не происходит. Таким образом для испускания дискретных бризеров от пары колеблющихся атомов, должны соблюдаться определенные условия, это частота колебания должна быть выше фононного спектра, но ниже критической ω^* , и амплитуда колебания должна быть выше A^* .

РАЗМЕРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ФАЗОВОГО СОСТАВА НАНОЧАСТИЦ ОКСИДА ИТТРИЯ ДОПИРОВАННОГО ЕВРОПИЕМ

А.М. Мурзакаев^{1, 2}

¹Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург

²Институт естественных наук и математики Уральского федерального университета,
Екатеринбург
amurzak@mail.ru

Из перспективных люминофоров является оксид иттрия допированный ионами Eu^{3+} [1]. Помимо традиционного применения $\text{Y}_2\text{O}_3:\text{Eu}$ в качестве люминофора красного свечения для электронно-лучевых дисплеев [2], в последнее время рассматривается возможность применения для создания дисплеев на основе эффекта автоэлектронной эмиссии [3], тонкоплёночных электролюминесцентных устройств [4], а также источников света [5]. Один из важных методов получения нанопорошков для создания оптической керамики является лазерный метод [6]. Структура наночастиц зависят от размерных характеристик и способа получения. Знание фазового состава и структурных особенностей образца позволяет прогнозировать характеристики материалов, создаваемых на его основе. Таким образом, актуально проведение фазового анализа отдельных частиц и выявления закономерностей образования фаз. Целью работы является определение структуры и фазового состава наночастиц $\text{Y}_2\text{O}_3:\text{Eu}$.

В данной работе с применением просвечивающей электронной микроскопии и растровой электронной микроскопии исследована морфология, дифракцией электронов выделенной области (ДЭВО), просвечивающей электронной микроскопией высокого разрешения (ПЭМВР), полуколичественным энерго-дисперсионным рентгеновским микроанализом (*in situ* в просвечивающем электронном микроскопе) выполнено структурно-химическое исследование образцов $\text{Y}_2\text{O}_3:\text{Eu}$ (исходных, после отжига при температуре 750° С и 1200° С).

Анализ порошков показал слабую агломерацию трёх видов частиц: 1) основная часть (93-97 масс.%), состоит из сферических частиц с средним размером 10 нм; 2) частицы размером 0,2-2 мкм; 3) бесформенные частицы (осколки мишени) размером до 100 мкм. Электронография показала наличие двух фаз – моноклинной и кубической.

ПЭМВР исследования позволили выявить, что: 1) в свежеполученном порошке частицы с моноклинной фазой имеют характерный размер от 5 до 14 нм, а частицы с кубической фазой характерный размер от 14 до 18,5 нм; 2) после отжига при температуре 750° С частицы с моноклинной фазой имеют характерный размер от 14 до 32 нм, частицы с кубической фазой характерный размер от 30 до 87 нм, частицы с гексагональной фазой имеют характерный размер от 16 до 33 нм; 3) после отжига при температуре 1200° С частицы с моноклинной фазой имеют характерный размер от 11 до 13 нм, частицы с кубической фазой имеют минимальный размер 13 нм.

Литература

1. Di Bartolo B. // New-York: Plenum Press. -1998. - P. 427-429
2. Казанкин О. Н., Марковский Л. Я., Миронов И. А.// «Химия». – Санкт-Петербург, 1975.- Гл. 2. – С. 192
3. Cho S. H., Kwon S. H., Yoo J. S., Oh C. W., Lee J. D, Hong K. J., Kwon S. J. // Journal of The Electrochemical Society. – 2000. – V. 147, № 8. – P.3143-3147
4. Kitai A.H. // Thin Solid Films. – 2003. –V. 445. – P. 367-372
5. Justel T., Nikol H., Ronda C. // Angew. Chem. Int. Ed. - 1998. -V. 37. - P. 3084-3091
6. Осипов В.В., Соломонов В.И., Шитов В.А., Максимов Р.Н., Орлов А.Н., Мурзакаев А.М.// Известия высших учебных заведений. Физика. – 2015. – №1. – С. 96 –104

ВЛИЯНИЕ ВЫСОТЫ ЗУБЦОВ ИНСТРУМЕНТА НА СТРУКТУРУ И ПРОЧНОСТЬ СОЕДИНЕНИЙ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКОЙ

М.А. Мурзинова, Э.Р. Шаяхметова, А.А. Назаров

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
mma@imsp.ru

Качество твердофазных соединений металлов, полученных ультразвуковой сваркой (УЗС), зависит от многих параметров: частоты, амплитуды и длительности воздействия ультразвука, величины сжимающего усилия и распределения давления по площади сварной точки, условий трения и температуры на контактирующих поверхностях и др. Большинство из перечисленных параметров являются зависимыми один от другого, а эффективность передачи ультразвуковой энергии в зону контакта свариваемых заготовок и распределение температуры и давления в сварной точке, кроме того, определяются рельефом поверхности сварочного инструмента.

Цель работы – сравнить структуру, характеристики прочности и трещиностойкости соединений меди, полученных ультразвуковой сваркой инструментом с разной высотой зубцов и проанализировать причины изменения свойств и их стабильности на основе данных о температуре и деформации в сварной точке, микроструктурных изменениях и линейной плотности соединения.

Для выполнения экспериментов использовали пластины меди размерами 50×20 мм², вырезанные из листов толщиной 0,8 мм. УЗС проводили на лабораторной установке, изготовленной в ИПСМ РАН. Использовали сварочные наконечники с одинаковыми размерами площадок, 6×6 мм², и насечками в виде зубцов разной высоты $H=0,4$ мм и $H=0,1$ мм. Рельеф наковальни соответствовал рельефу наконечника. УЗС выполняли с частотой и амплитудой колебаний волновода 20 кГц и 18-20 мкм, соответственно. Усилие сжатия составляло 2,5 кН, время воздействия ультразвука – 2 и 3 с.

Результаты выполненных исследований показали, что во всех случаях в зоне соединения формируется слой с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, где размеры зерен/субзерен составляют 0,2–4 мкм. Ширина УМЗ слоя в 3-4 раза больше, а удельная протяженность несплошностей, различимых при увеличении $\times 1000$, почти вдвое меньше, если использовали инструмент с высотой зубцов $H=0,4$ мм. Несмотря на это, средние усилия ($F_{\max}$) и работа (A) разрушения соединений, полученных разным инструментом в течение 3 с, были одинаковы (в пределах статистической погрешности). Более того, уменьшение высоты зубцов инструмента привело к двукратному уменьшению коэффициентов вариации величин $F_{\max}$ и A . Показано, что повышение стабильности свойств соединений, полученных инструментом с $H=0,1$ мм, обусловлено 1) возникновением контакта по всей поверхности соединения уже после 2 с воздействия ультразвука; 2) наличием в сварной точке только сжимающих деформаций; 3) уменьшением толщины пластин по периметру точки не более чем на 12%. При тех же условиях УЗС инструментом с $H=0,4$ мм площадь контакта на поверхности соединения меньше; нормальные деформации в сварной точке могут быть как сжимающими, так и растягивающими; толщина пластин по периметру сварной точки уменьшается на 25-30%. При равных усилиях разрушения, локальное уменьшение толщины пластин приводит к снижению долговечности при циклических нагрузках, несмотря на увеличение критического эквивалентного коэффициента интенсивности напряжений вблизи вершины концентратора, расположенного по периметру точечного нахлесточного сварного соединения.

Исследование выполнено в рамках государственного задания ИПСМ РАН (регистрационный номер 124022900006-2). Часть экспериментальных данных получена при выполнении гранта РНФ 22-19-00617. Микроструктурные исследования проводились на базе ЦКП ИПСМ РАН "Структурные и физико-механические исследования материалов".

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ УМЗ СТРУКТУРЫ ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКЕ ЛИСТОВ ИЗ ПСЕВДО- β ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ22 И ИХ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Р.Я. Лутфуллин^{1,2}, М.Х. Мухаметрахимов¹, Е.Ю. Классман¹

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

²*Уфимский государственный нефтяной университет, Уфа*

msia@mail.ru

Псевдо β -титановый сплав ВТ22 является комплексно-легированным и относится к высокопрочным сплавам, предназначенным для изготовления ответственных изделий в авиакосмическом машиностроении [1]. Сплав используют преимущественно в крупнозернистом состоянии и проблемными вопросами его формообразования являются низкая технологическая пластичность и высокая нестабильность механических свойств [2]. Перспективы повышения технологических свойств сплава ВТ22, а также комплекса его механических свойств открываются при измельчении зерен в исходных полуфабрикатах до ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния [3]. Пути подготовки УМЗ структур в титановых сплавах являются классические методы интенсивной пластической деформации, такие как всесторонняя изотермическая ковка [4,5], равно-канальное угловое прессование [5], винтовая экструзия [6], кручение под высоким давлением [5], всестороннее прессование [7]. Однако на практике указанные методы отличаясь высокой трудоемкостью технически не позволяют изготовить листовые полуфабрикаты приемлемые для промышленного изготовления тонкостенных полых конструкций. В этой связи интересным и имеющим практическую перспективу является метод изотермической теплой прокатки (ИТП), позволяющий получать УМЗ структуру в листах [3].

Природа явления и механизм трансформации крупнозернистой структуры в УМЗ при ИТП комплексно-легированного псевдо β -титанового сплава ВТ22 остаются в научной литературе до сих пор необъясненными.

Целью данной работы является попытка, на основе накопленных экспериментальных данных, объяснить механизм трансформации крупнозернистой структуры в УМЗ в условиях ИТП крупнозернистого полуфабриката из сплава ВТ22.

В качестве материала исследования был выбран титановый сплав ВТ22 в виде горячекатаного прутка $\varnothing 60$ мм. Размер β -превращенных зерен в продольном сечении составлял до 104 мкм. Химический состав сплава (вес. %): Al-5.1, Mo-5.1, V-4.9, Cr-1.3, Fe-1.3, Ti – основа. Температура полного полиморфного превращения исследуемого сплава составила $T_{пп} = 860 \pm 5$ °С.

Прокатка прутка была двухэтапной. На первом этапе была изготовлен подкат на лабораторном прокатном стане ДУО-300 с проведением предварительного нагрева до температуры 850 °С, при этом задавали степень деформации (для средней части подката) $\epsilon = 1,1; 1,8; 2,1; 2,5; 2,7$. Скорость прокатки, соответствовала режиму горячей деформации. После горячей прокатки полученные полосы закаливали с температуры 780 °С в воду. На второй стадии проводили ИТП на лабораторном изотермическом стане ЛИС-6/200 при $T = 540$ °С, соответствующей температуре старения сплава, совмещая процесс измельчения структурных составляющих с упрочняющей термической обработкой. Величина обжатия за проход подбиралась такой, чтобы скорость в очаге деформации соответствовала верхней границе ($\sim 4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$) интервала скоростей оптимальной СП [8].

В результате ИТП в листах из комплексно легированного псевдо- β титанового сплава ВТ22 достигнута УМЗ структура со средним размером зерен (фрагментов), не превышающих 0,3 мкм [3,8].

Главной особенностью условия трансформации исходной крупнозернистой структуры сплава ВТ22 в УМЗ является фактическое совпадение времени протекания структурных и морфологических изменений, связанных с возникновением дисперсных пластинчатых

выделений в сильно неравновесной матричной β фазе при фазовых превращениях [9] с делением этих дисперсных пластин в результате развития известных механизмов сверхпластической деформации – дислокационного скольжения и кооперированного зернограницного проскальзывания (КЗГП) преимущественно по межфазным границам в температурном интервале 550-600 °С при ИТП в интервале скоростей от 10^{-4} с $^{-1}$ до $5 \cdot 10^{-3}$ с $^{-1}$, характерном для проявления структурной сверхпластичности. На первом этапе горячей деформации вследствие активного дислокационного скольжения формируются сильно вытянутые фрагментированные зерна β -фазы. Повышается плотность дислокаций. Доказательством активного развития дислокационного скольжения является вытягивание исходных β – превращенных зерен и формирование заметной металлографической текстуры в процессе горячей прокатки [3]. Одновременно в объеме вытянутых указанных зерен формируется полигонизованная структура. Очевидно, что образование вытянутых β превращенных зерен определяется интенсивным развитием дислокационного скольжения по многочисленным плоскостям и направлениям скольжения. Известно, что для пластичной ОЦК решетки β -фазы развитие дислокационного скольжения возможно по 48 системам скольжения [10]. При этом следует заметить, что межфазная граница, наряду с β фазой являются существенно более, чем на порядок диффузионно проницаемыми с повышенным коэффициентом диффузии в сравнении с ГПУ решеткой α -фазы [11]. Осуществление дислокационного множественного скольжения в неравновесной β -фазе и развитие обратного полиморфного превращения $\beta \rightarrow \alpha$ приводит с одной стороны возникновению дисперсных пластинчатых выделений α фазы (мартенситной α' фазы) внутри β -неравновесной фазы, а с другой стороны – делению как частиц β -фазы, так и вновь возникающих мелких пластинчатых выделений α (α'') фазы сдвиговым перерезанием в результате развития множественного дислокационного скольжения при деформации по кристаллографическим плоскостям β фазы. Таким образом, развитие дислокационного скольжения в условиях совмещения с развитием полиморфного превращения приводит к формированию дисперсных частиц-фрагментов α и β фаз, возникновению новых межфазных границ большой протяженности с последующим нарушением полукогерентности межфазных границ раздела [12] и развитием по межфазным поверхностям сдвигового КЗГП [13]. Одновременное существование двух ($\alpha + \beta$) и более (например, мартенситной α'' фаза) метастабильных фаз сдерживает диффузионный рост мелких частиц в пределах определенного соотношения фаз при данной умеренной температуре ИТП. Описанная модель трансформации структуры наблюдается в пределах объема исходных вытянутых и фрагментированных β -зерен, что четко видно в случае использования EBSD – анализа. При ИТП с ростом степени деформации возрастает полнота измельчения частиц метастабильных фаз при незначительном увеличении их размеров и сфероидизации, приводящих, к нарушению полукогерентности межфазных границ [12]. В целом, общую картину трансформации неравновесных β -зерен можно представить как развитие множественного дислокационного скольжения в условиях прохождения полиморфного превращения с дальнейшим развитием КЗГП фрагментов по потерявшим полукогерентность протяженным межфазным границам [13,14].

Необходимо заметить, что полученная УМЗ структура крайне метастабильна на фоне высокого уровня внутренних напряжений, что характерно для УМЗ структур, полученных в результате интенсивной пластической деформации [15,16]. Необходимо, также учитывать и объемный эффект, связанный с образованием новых фаз [17,18]. После длительного вылеживания УМЗ сплава BT22 при комнатной температуре, выявляются нанокристаллические выделения как по границам зерен, так и в объеме тела зерен, вероятно стимулированных к возникновению высокими внутренними напряжениями [19]. Обнаруженные наночастицы приводит к заметному упрочнению сплава и практически полной потере низкотемпературной СП, что и наблюдали авторы работы [19]. Предположительно, нанокристаллические частицы могут быть интерметаллидами типа TiCr_2 , вызывающими охрупчивание титановых сплавов [20].

Литература

1. В.Н. Моисеев // Металловедение и термическая обработка металлов. 2000. №2. С. 34-36.
2. А.Б. Ноткин, А.А. Гельман, Н.З. Перцовский, Н.М. Семенова, Г.В. Голубева // Физика металлов и металловедение. 1976. Т. 42. Вып. 6. С. 1257-1265.
3. В.В. Астанин, Е.Ю. Классман, П.А. Классман // Перспективные материалы. 2009. Специальный выпуск (7). С. 14-18.
4. О.А. Кайбышев, Г.А. Салищев, Р.М. Галеев, Р.Я. Лутфуллин, О.Р. Валиахметов. Способ обработки титановых сплавов. Патент РФ №2134308 от 10.08.99 г.
5. Р.Р. Мулюков, Р.М. Имаев, А.А. Назаров и др. Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: Эксперимент, теория, технологии. М.: Наука. 2014. 284 с.
6. Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, Д.В. Орлов, С.Г. Сынков. Винтовая экструзия – процесс накопления деформации. Донецк: Фирма ТЕАН. 2003. 87 с.
7. I.V. Ratochka, I.P. Mishin, O.N. Lykova, E.V. Naydenkin // Mater. Sci. Eng. A 803 (2021) 140511.
8. В.В. Астанин, О.А. Кайбышев. Способ изготовления листового полуфабриката из титанового сплава. Патент РФ №2320771 от 27.03.08 г.
9. А.А. Попов // Физика металлов и металловедение. 1993. Т.76. Вып. 5. С. 147-155.
10. G. Lutjering and J.C. Williams. Titanium. Berlin: Springer, 2nd edition. 2003.
11. С.З. Бокштейн, Н.П. Зюлина, О.В. Маркович // Физика металлов и металловедение. 1990. №4. С. 129-134.
12. J. Fan, J. Li, Y. Zhang, H. Kou, L. // Materials Characterization. 2017. V.130. P. 149-155.
13. V.V. Astanin, O.A. Kaibyshev, S.N. Faizova // Acta Met. et Mater. 1994. V. 42 (8). P. 2617-2622.
14. P.G. Partridge, D.S. McDermid and A.W. Bowen // Acta metall. 1985. V. 33. No. 4. P. 571-577.
15. R.Z. Valiev, A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon. Bulk nanostructured materials: fundamentals and applications. New Jersey: Wiley. 2013.
16. E.V. Naydenkin, I.V. Ratochka, O.N. Lykova and I.P. Mishin // J. Mater. Sci. 2020. P. 9237-9244.
17. В.Д. Садовский, Г.Н. Богачева, Л.В. Смирнов и др. // Физика металлов и металловедение. 1960. Т.10. Вып. 3. С. 397-403.
18. Н.Ф. Лашко, И.М. Хацинская, М.И. Ермолова // Физика металлов и металловедение. 1972. Т. 33. Вып. 2. С. 275-283.
19. Е.Ю. Классман, В.В. Астанин // Деформация и разрушение материалов. 2019. № 5. С. 33-38.
20. У. Цвиккер. Титан и его сплавы. М.: Металлургия, 1979. 512 с.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГРАНУЛИРУЕМЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Ш.Х. Мухтаров, Р.И. Зайнуллин, Р.В. Шахов, А.А. Ганеев, В.М. Имаев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
shamilm@imsp.ru

Жаропрочные никелевые сплавы обычно содержат дисперсные выделения интерметаллидной фазы типа $Ni_3(Al, Ti, Nb, Ta)$ и карбиды. Каждое последующее поколение жаропрочных никелевых сплавов имеет более сложное легирование [1], что дает возможность противостоять повышению рабочей температуры в газотурбинных двигателях (ГТД). Такое легирование обычно предполагает повышение объемной доли упрочняющей интерметаллидной γ' -фазы (сверхструктура $L1_2$) и количества тугоплавких легирующих элементов, замедляющих диффузию и обеспечивающих высокое твердорастворное упрочнение как матричной γ -фазы, так и γ' -фазы. Высокая объемная доля γ' -фазы (65-70%) характерна для крупногабаритных изостатически прессованных заготовок из современных гранулируемых сплавов, при этом обеспечивается однородность макроструктуры, а микроструктура при этом остается крупнозернистой (около 30 мкм). Однако повышенные требования по механическим свойствам к изделиям для новых поколений ГТД не обеспечиваются технологией, включающей только горячее изостатическое прессование (ГИП) и термическую обработку. Недостатком гранулируемых сплавов, изготавливаемых по технологии ГИП + термическая обработка, относится сохранение исходных границ гранул (prior powder boundaries), ослабляющих когезионную прочность границ зерен [2].

Проведены сравнительные исследования гранулируемых никелевых сплавов: промышленного ВВ751П, паспортизованного ВВ750П и экспериментального СМДЖС1П, подвергнутых горячей деформацией. Показано, что введение деформационной обработки приводит к измельчению размера зерен за счет динамической и пост динамической рекристаллизации. Установлено, что горячая деформация сплавов возможна только в стесненных условиях всестороннего сжатия [3] ввиду растрескивания боковой поверхности при свободной осадке со степенями деформации более 15-30%. Обсуждается влияние коалесценции γ' -фазы при медленном охлаждении с температуры полного растворения γ' -фазы и увеличение расстояния между выделениями на развитие динамической рекристаллизации в исследуемых сплавах. На примере ГИП сплавов ВВ751П и СМДЖС1П показано, что введение деформационной обработки повысило механические свойства за счет меньшего размера зерен и отсутствия исходных границ гранул. Показано, что наилучший комплекс механических свойств (растяжение и длительная прочность) достигается при размере зерен 8-15 мкм. При этом лучшие значения длительной прочности и низкие скорости ползучести были получены в сплавах при размере зерен около 15 мкм. Увеличение размера зерен приводило к разрушению по границам зерен.

Исследование поддержано Российским научным фондом (проект №25-29-00806).

Литература

1. А.В. Логунов. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин. Рыбинск: ООО «Издательский дом «Газотурбинные технологии». 2017. 854 с.
2. J. Ноу, J.X. Dong, Z.H. Yao, H. Jiang, M.C. Zhang // Materials Science and Engineering A. 2018. V. 724. P. 17-28.
3. Л.Н. Могучий. Обработка давлением труднодеформируемых материалов. М.: Машиностроение. 1976. 272 с.

МИКРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ, СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТИ И ЧАСТОТНАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ

В.В. Мыльников, Н.А. Рябов

*Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет,
Нижний Новгород
mrmylnikov@mail.ru*

Современные высокопрочные стали не имеют проблем обеспечения статической прочности, однако их ахиллесовой пятой является усталостная долговечность. Данный недостаток обусловлен двумя характерными причинами. Во-первых, низкая пластичность и ограниченное количество эффективных механизмов релаксации напряжений приводят к снижению сопротивления роста усталостных трещин. Во-вторых, любой дефект на поверхности быстро становится опасным концентратором напряжений, действие которого обуславливает формирование микротрещин(ы) и последующее хрупко-вязкое разрушение. Кроме этого, для высокопрочных сталей характерно то, что на определенной базе испытания не наблюдается линейной зависимости между пределом прочности и пределом выносливости. Начиная с определенного уровня предела прочности, предел выносливости не повышается с увеличением предела прочности, а в некоторых случаях даже снижается [1-3].

Для изготовления деталей, работающих в сложных условиях циклического нагружения, а также изделий со стабильными размерами требуются материалы с минимальными проявлениями неупругих свойств, для исследования которых, необходимо проводить специализированные узконаправленные испытания материалов используя вновь создаваемые машины и установки с соответствующими экспериментальными методиками. Решению этой задачи посвящена данная работа, в которой представлен комплексный подход исследования механических свойств высокопрочной стали H18K9M5T после различных режимов термоупрочнения (закалка с 820 °C 1 час + старение 3 часа в интервале 200–550 °C), состоящий из трех последовательных взаимосогласованных экспериментальных блоков (рис.1).

Определение напряжений основано на установлении расчетной зависимости между усилием, прикладываемым к образцу, и его перемещением в точке приложения силы с последующим определением напряжением по известной силе. При расчете использовали приближенное дифференциальное уравнение изогнутой оси балки переменного сечения. Для количественных оценок показателей сопротивления усталости были приняты повреждаемость поверхности (Φ) и наклон левой ветви кривой усталости к оси циклов $\lg \alpha_w$ которые определяли по соотношениям работы [4]. Для обработки полученных результатов использовали методы математической статистики. С целью спрямления аппроксимирующих линий экспериментальных данных для построения кривой усталости применили логарифмические координаты. Для сравнительной оценки прочностных характеристик на требуемой базе испытаний был введен относительный коэффициент ограниченной выносливости χ . В рамках представленного подхода предложено аттестовывать исследованные материалы по динамике эволюции следующих показателей: $\lg \alpha_w$; $K_{кор}$ и χ . Наибольший интерес представляет стабильность частоты при нагрузках близких к пределу усталости, поэтому испытания на частотную стабильность при высокочастотном циклическом деформировании проводили при частоте нагружения 240 Гц на оригинальной электромагнитной установке по авторской экспериментальной методике [5].

В результате расчетов и экспериментов получены зависимости параметров сопротивления усталости, микропластичности, стабильности поведения сплава при воздействии нагрузок (разброса экспериментальных данных), интенсивности прохождения локальной пластической деформации, частотной стабильности после различных режимов термоупрочнения (рис. 2-4).

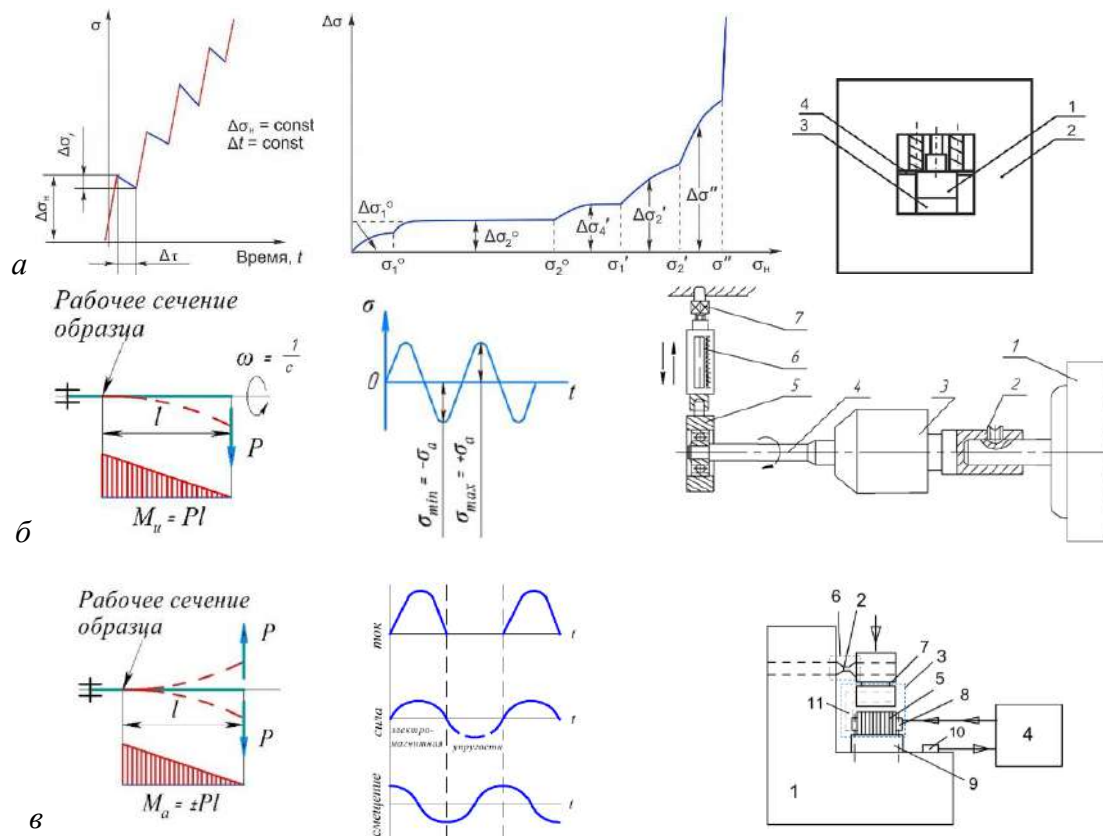


Рис. 1. Изображения: *а* – схемы деформирующего устройства для испытаний на исследование особенностей микропластической деформации, релаксации напряжений, ступени нагружения и зависимости $\Delta\sigma$ ($\Delta\sigma_n$), отражающие поэтапное развитие пластической деформации ограниченных критическими напряжениями $\Delta\sigma^0$, σ' , σ'' , которые характеризуют способность сплавов сопротивляться малым пластическим деформациям; *б* – схемы установки для испытаний на усталость при консольном изгибе с вращением, распределения напряжений в цикле и моментов сил; *в* – схемы установки для испытаний на частотную стабильность, распределения нагрузки при консольном циклическом поперечном изгибе плоского образца и согласования импульсов тока, электромагнитной силы и силы упругости с перемещением консоли исследуемого образца в этой установке

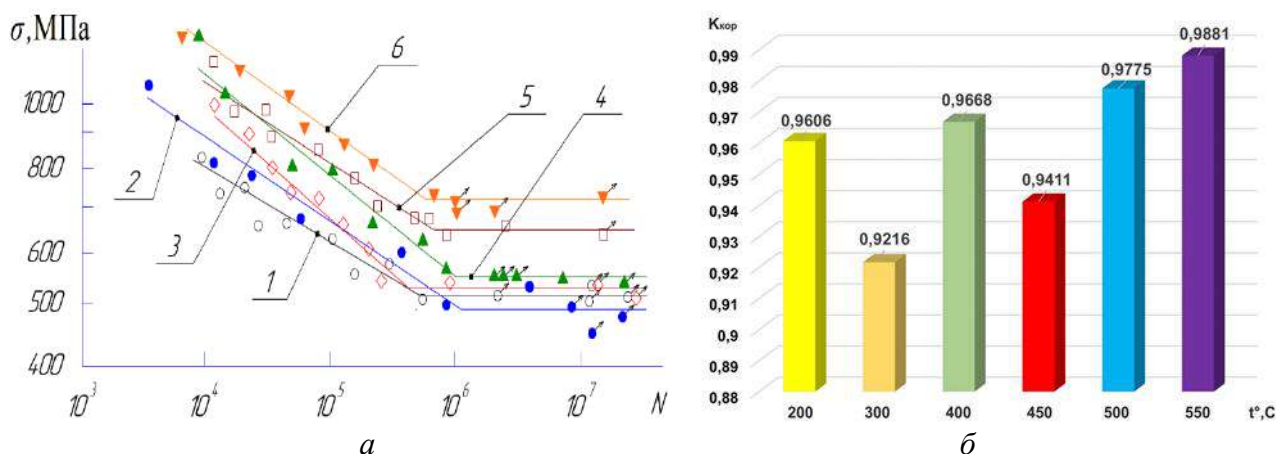


Рис. 2. Экспериментальные результаты: *а* – кривые усталости; *б* – Изменение разброса экспериментальных данных относительно аппроксимирующих линий кривых усталости стали N18K9M5T после различных режимов термоупрочнения

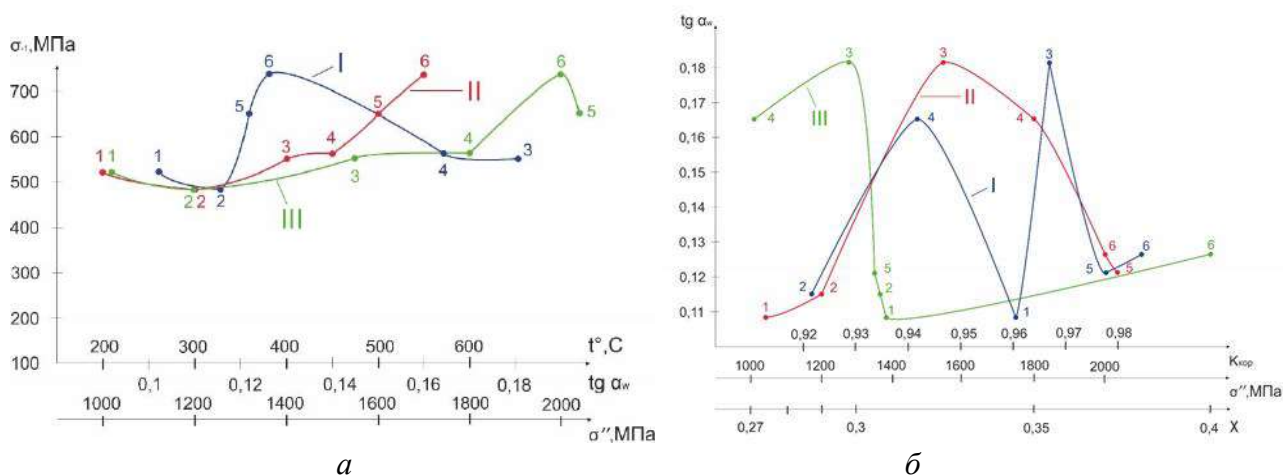


Рис.3. *а* - Зависимости предела выносливости от: I – параметра сопротивления усталости; II – режима термоупрочнения; III – параметра микропластичности; *б* - Зависимости показателя сопротивления усталости от: I – коэффициента корреляции; II – параметра микропластичности; III – относительного коэффициента ограниченной выносливости

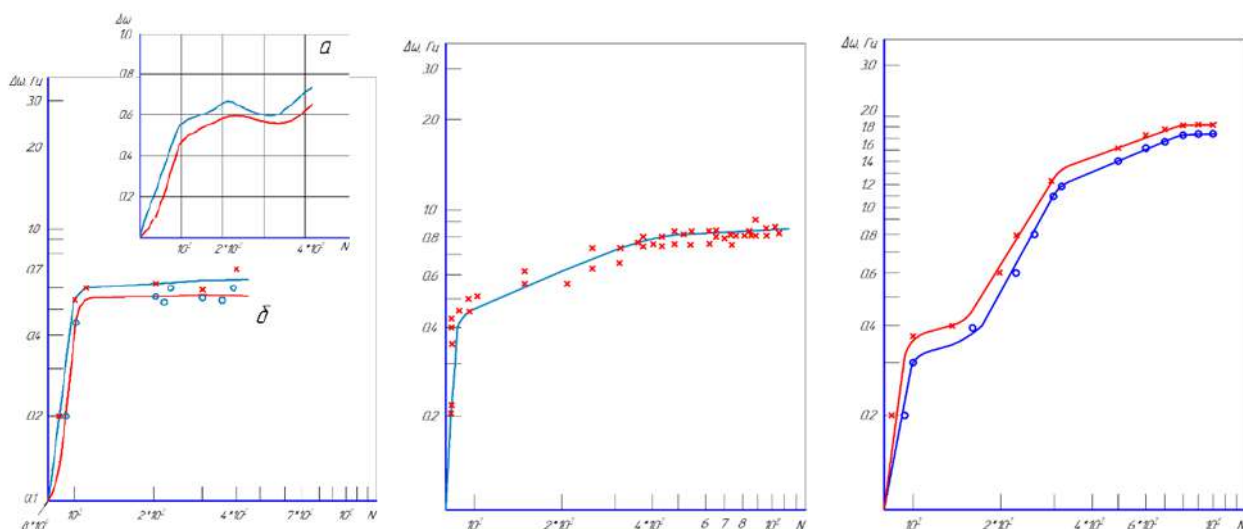


Рис.4. Графическое изображение частотных характеристик: *а* – изменения частоты колебаний образца; *б* – зависимости $\Delta\omega = f(N)$ в истинных координатах, начальная частота $\omega_0 = 198,72$ Гц; *в* – начальная частота $\omega_0 = 205,62$ Гц; *г* – начальная частота $\omega_0 = 196,46$ Гц

В ходе проведенных исследований высокопрочной стали установлен вид термической обработки, при котором образцы показали наибольшую долговечность, более высокий предел выносливости, максимальное отклонение частоты ($\Delta\omega$) и стабильность прочностных свойств. Получены новые интерпретации результатов частотной стабильности материалов и структурно-чувствительных параметров данного сплава.

«Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-20164, <https://rscf.ru/project/25-29-20164/>»

Литература

1. В.Ф. Терентьев, С.А. Кораблева. Усталость металлов. М.: Наука. 2015. 479 с.
2. S. Suresh. Fatigue of metals. Cambridge University Press. 2006. 701 p.
3. В.Е. Панин. Физическая мезомеханика материалов. Томск: ТГУ. 2015. 462 с.
4. Д.И. Шетулов, В.В. Мыльников. // Металлы. 2014. № 2. С. 81-86.
5. В.В. Мыльников, Э.А. Дмитриев, Д.И. Шетулов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2024. Т. 90. № 2. С. 73-82.

АНИЗОТРОПИЯ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V, ПОЛУЧЕННЫХ ЛИНЕЙНОЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ

М.И. Нагимов, Р.М. Кашаев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
n_marsel@mail.ru

Процесс линейной сварки трением (ЛСТ) является современным твердофазным способом получения неразъемных соединений и в мировой практике признан ключевой технологией изготовления компрессоров для авиационных двигателей. Преимущественно, компрессоры изготавливают из различных жаропрочных титановых сплавов, одним из ярких представителей которого является титановый сплав Ti-6Al-4V [1]. С технологической точки зрения, процесс ЛСТ значительно отличается от общеизвестной традиционной сварки вращением, при которой подвижная осесимметричная заготовка вращается относительно неподвижной заготовки под действием усилия прижима. Тогда как при ЛСТ, подвижная заготовка совершает возвратно-поступательное движение определенной частоты и амплитуды (вибрацию) относительно неподвижной заготовки. Под действием однонаправленной сдвиговой деформации и усилия прижима, разогретый металл выдавливается в стороны с образованием грата с дальнейшим быстрым его охлаждением в естественной окружающей среде (Рис. 1).

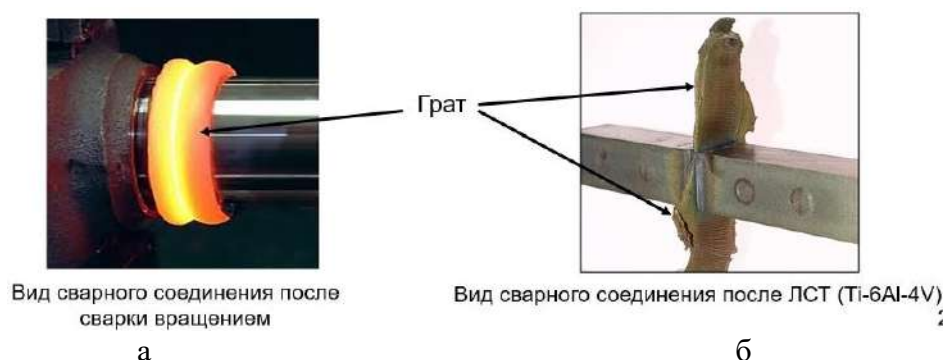


Рис. 1. Вид сварных соединений после традиционной сварки вращением (а) и ЛСТ (б)

Основные режимы ЛСТ, такие как: частота и амплитуда вибрации, усилие прижима, время сварки, величина и усилие окончательной проковки (осадки) свариваемых заготовок, оказывает существенное влияние на формирование микроструктуры и текстуры различной направленности и интенсивности в сварном соединении по отношению к направлению вибрации при ЛСТ [2-3]. И как следствие, может отразиться на анизотропии механических свойств и качестве соединения в целом.

Данная работа была посвящена исследованию влияния направления вибрации (НВ) при ЛСТ на характеристики вязкости разрушения сварных соединений.

Для получения сварного соединения использовались образцы квадратного сечения размером 11x11 мм и длиной $l=35$ мм из деформированного титанового сплава Ti-6Al-4V. Сварку осуществляли на лабораторной установке ЛСТ, созданной на базе ИПСМ РАН [4]. Для проведения механических испытаний сварных соединений были изготовлены две группы образцов с различной ориентацией нанесенного краевого концентратора по центру шва. В I группе образцов концентратор ориентирован параллельно НВ при ЛСТ, а рост трещины происходит перпендикулярно НВ. Во II группе концентратор ориентирован перпендикулярно НВ, рост трещины идет параллельно НВ. Инициацию и выращивание усталостной трещины в сварных соединениях проводили на испытательной сервогидравлической машине Schenck

Trebel PSA10. Механические свойства усталостной трещины на вязкость разрушения оценивали на испытательной машине Instron 5982 по схеме трехточечного изгиба (Рис. 2).

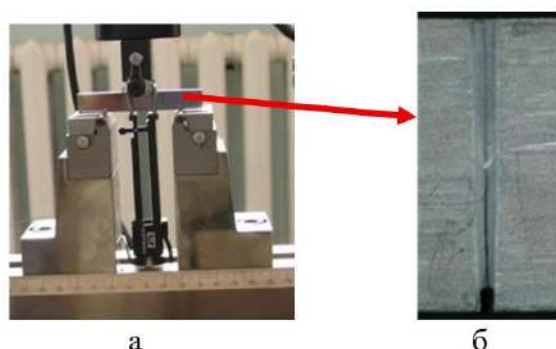


Рис. 2. Общий вид схемы проведения испытания на трехточечный изгиб (а) и вид сварного соединения с усталостной трещиной (б)

Сварные соединения с усталостной трещиной были успешно испытаны на вязкость разрушения при комнатной температуре. Характер изломов на образцах с параллельной и перпендикулярной ориентацией концентратора имеет существенные различия (Рис. 3). Также, на изломы наложены схемы течения металла при ЛСТ в плане, в процессе которого тонкий слой нагретого металла выдавливается из зоны контакта на периферию в виде четырех лепестков, образуя грат. Однако, в направлении вибрации объем выдавливаемого грата больше, чем в перпендикулярном направлении, обусловленного особенностью самого процесса ЛСТ. Области течения, нанесенные на изломы, разделены белой пунктирной линией, а направления течения показаны белыми стрелками. Грат, в направлении перпендикулярном вибрации, формируется из двух областей (III и IV), примыкающих к боковым граням, где формируется иная микротекстура в отличие от центра, что подобно уширению при прокатке металла.

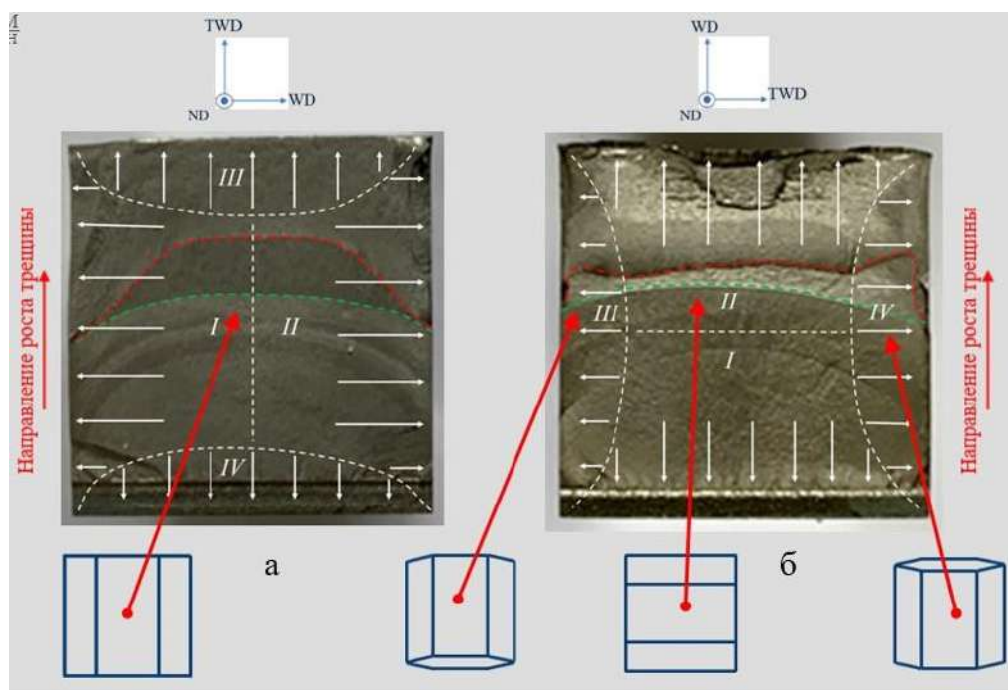


Рис. 3. Характер изломов в сварных соединениях с параллельной (а) и перпендикулярной ориентацией концентратора (б)

Анализ изломов разрушенных образцов показал, что для всех сварных образцов, линии фронта усталостной трещины (указаны зеленой штрихпунктирной линией) схожи, имеют гладкий и выпуклый характер. А линии фронта статической трещины (указаны красной

линей) различаются своей кривизной. Так, в образцах I группы, статическая трещина в плане имеет наиболее протяженный центральный участок, где сопротивление разрушению меньше, чем в периферийных (Рис. 3а). Тогда как в образцах II группы, статическая трещина имеет два менее протяженных периферийных участка примыкающих к боковой поверхности, причем в центральном участке, сопротивление разрушению больше вязкости разрушения чем в периферийных (Рис. 3б). Это объясняется напряженно-деформированным состоянием и отличающейся микротекстурой в различных зонах сварного шва (Рис. 4).

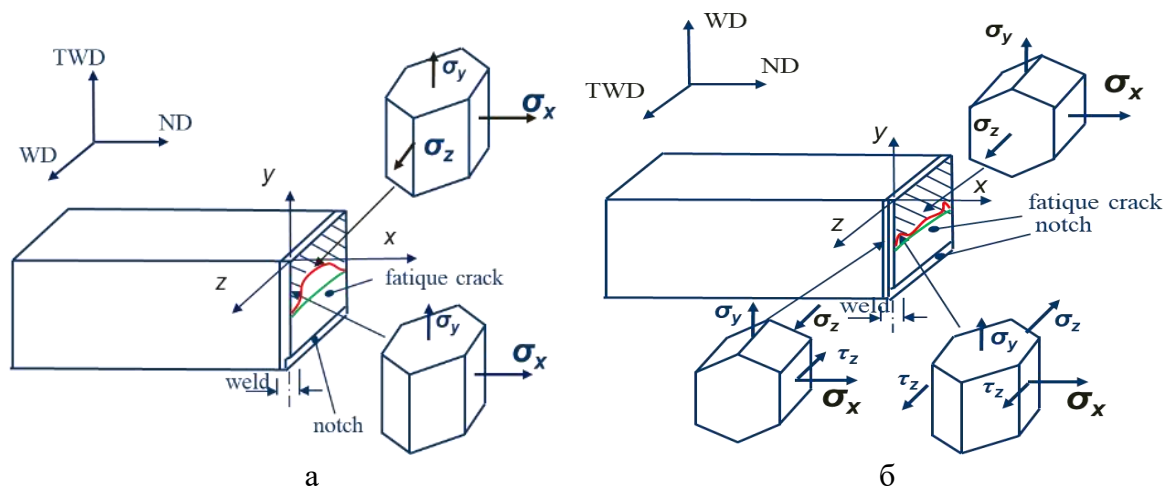


Рис. 4. Схема напряженно-деформированного состояния в сварных соединениях с параллельной (а) и перпендикулярной ориентацией надреза (б)

Полученные результаты значений вязкости разрушения в сварных соединениях представлены в таблице 1.

Таблица 1. Значения вязкости разрушения K_Q ($MPa \cdot m^{1/2}$) соединений титанового сплава Ti-6Al-4V, выполненных ЛСТ

Направление роста трещины	Перпендикулярно вибрации	$49,8 \pm 3,4$
	Параллельно вибрации	$72,1 \pm 6,3$

Литература

1. McAndrew, A.R. A literature review of Ti-6Al-4V linear friction welding / A.R. McAndrew, P.A. Colegrove, C. Buhr, Bertrand C.D. Flipo, A. Vairis // Progress in Materials. – 2018. – P. 225 – 257.
2. Wanjara P., Jahazi M. Linear friction welding of Ti-6Al-4V: processing, microstructure, and mechanical-property inter-relationships // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2005. – V. 36. – P. 2149-2164.
3. M. Karadge, M. Preuss, C. Lovell, P.J. Withers, S. Bray. Texture development in Ti-6Al-4V linear friction welds // Materials Science and Engineering: A. – 2007. – V. 459 (1-2). – P. 182-191.
4. Кашаев, Р. М. О линейной сварке трением блиска компрессора ГТД // Газотурбинные технологии. 2009. №2. С. 24-29.

Работа поддержана Министерством науки и высшего образования РФ в соответствии с Государственным заданием ИПСМ РАН и выполнена на базе Центра коллективного пользования «Структурные и физико-механические исследования материалов» ИПСМ РАН.

НЕКОТОРЫЕ ФАКТОРЫ ВЫБОРА ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ РАЗРАБОТКЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ TiAl

Т.И. Назарова, К.С. Назаров, Р.Р. Мулюков

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
nazarova.ti@mail.ru

Разработка сплавов на основе системы титан - алюминий вследствие демонстрации ими высоких показателей удельной прочности и жаропрочности, представляет особый интерес для авиационной и аэрокосмической отрасли, нацеленной на использование лёгких конструкционных материалов [1, 2]. Легирование сплавов системы титан - алюминий, с содержанием алюминия 40 - 48 % (здесь и далее ат. %) (гамма сплавы), различными химическими элементами позволяет эффективно управлять уровнем их физико-механических свойств [3, 4]. Так, введение в гамма сплав ниобия, циркония, молибдена приводит к повышению жаропрочности, введение хрома, марганца – к повышению пластичности.

Уровень физико-механических свойств гамма сплавов фактически является отражением состояния кристаллических решёток присутствующих в нём фаз, γ и α_2 , характеризующихся, прежде всего, параметрами c , a и величиной их отношения, c/a . Известно [5-8], ниобий, хром, марганец, и особенно цирконий, входящие в химический состав гамма сплавов, а также комбинация циркония и гафния изменяют параметры c , a и величину отношения c/a гранецентрированной тетрагонально-искаженной решётки γ фазы, в направлении приближения её формы к кубической, способствуя тем самым увеличению числа систем скольжения и подвижности дислокаций в γ фазе. В результате чего наблюдается повышение пластичности сплава в целом. В ряду отмеченных легирующих элементов выделяется ниобий, который и в случае гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решётки α_2 фазы, изменяя её параметры c , a , также приближает величину отношения c/a к величине идеальной ГПУ решётки, что способствует снижению степени несоответствия решёток γ и α_2 фаз на границе их раздела. В результате чего достигается повышение жаропрочности сплава. Другие легирующие элементы, в частности, цирконий, наоборот, изменяя параметры c , a α_2 фазы, отдаляют величину отношения c/a от величины идеальной ГПУ решётки.

Традиционно выбор легирующих элементов исходит из соображений существенного влияния легирования на изменение фазовых соотношений и фазовых превращений, в то время как изменение параметров c , a и величины c/a кристаллических решёток фаз относят к явлениям более низкого порядка, не оказывающим значимого влияния на свойства сплавов. Однако разработка гамма сплавов с улучшенным уровнем физико-механических свойств в настоящее время требует учёта большего числа факторов, оказывающих влияние на конечные свойства материала. Таким образом, учёт явлений более низкого порядка может быть использован, как дополнительный инструмент, необходимый для прогнозирования и выявления предельно возможного уровня свойств разрабатываемых сплавов.

В данной работе предпринята попытка выявить физические факторы влияния легирующих элементов, на примере циркония и ниобия, на параметры c , a и величину их отношения c/a кристаллических решёток γ и α_2 фаз сплавов системы титан - алюминий, с содержанием алюминия 44 %, на основе анализа эмпирических данных.

На основе проведённого анализа было установлено существование комплексного влияния, как элементов гамма сплава, составляющих их основу, титана и алюминия, так и легирующих элементов, на параметры кристаллической решётки фаз и, как следствие, их физико-механические свойства, с позиции физических свойств атомов, прежде всего, электроотрицательности, величины радиуса атомов, валентности.

По шкале Полинга величина электроотрицательности алюминия, 1,61 [9], превышает величину электроотрицательности титана, 1,54. В результате чего, в парах взаимодействующих атомов титан – алюминий происходит перекрывание электронного

облака атома титана электронным облаком атома алюминия. Такое взаимодействие электронных облаков сопровождается сокращением межъядерного расстояния (длины связи) в кристаллической решётке и появлению в химической связи доли ионной составляющей (степени ионности), определяемой разностью величин электроотрицательности титана и алюминия. Кроме того, от степени ионности зависит величина радиуса атомов взаимодействующих элементов. Так, в зависимости от типа химической связи, с соответствующим значением степени ионности, образуемом в паре титан – легирующий элемент, радиус атома титана может меняться в широких пределах – от 136 пм до 56 пм [10].

Видно (рис.1), что титан высокой чистоты обладает малой прочностью и высокой пластичностью. Добавка в титановую матрицу 0,5 % алюминия приводит к появлению в ней взаимодействующих пар атомов титана и алюминия со степенью ионности химической связи 0,07. В результате наблюдается повышение прочности и резкое снижение пластичности материала. Дальнейшее повышение содержания в титановой матрице алюминия до 8,5 % приводит к увеличению количества взаимодействующих пар атомов титана и алюминия, что обеспечивает монотонное повышение прочности и снижение пластичности.

При содержании в титановой матрице алюминия до 8,5 % сплав обладает прочной ГПУ кристаллической решёткой, фактически повторяя кристаллическую структуру, характерную для титана. Повышение содержания алюминия до 48 % приводит не только к экстремальному снижению пластичности сплава, но и к изменению его структуры – образованию гранецентрированной тетрагонально-искаженной решётки алюминид титана TiAl, которая отличается как от гранецентрированной кубической решётки алюминия, так и от ГПУ решётки титана. Последним, по всей видимости, объясняется снижение прочности сплава Ti+48% Al до уровня сплава Ti+1,5% Al. Однако именно повышение концентрации алюминия в титановой матрице приводит к снижению плотности сплавов на основе системы Ti-Al до значений, обуславливающих привлекательность их практического применения.

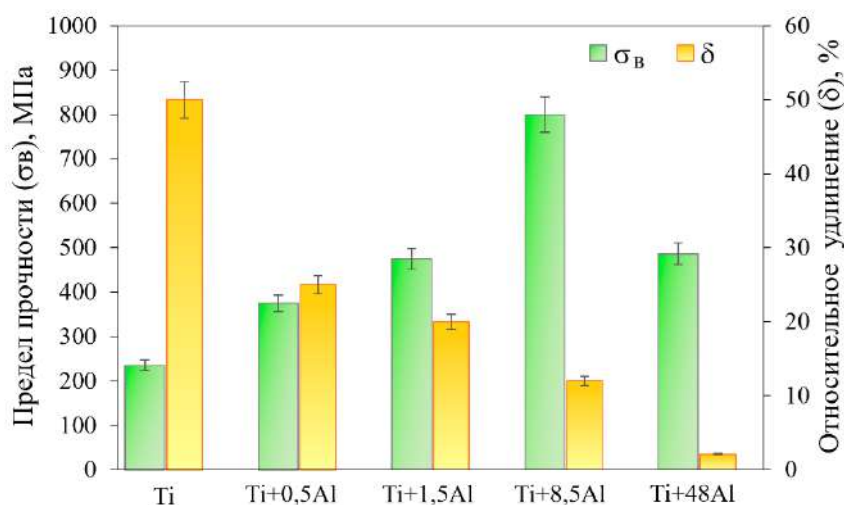


Рис. 1. Результаты механических испытаний на растяжение при комнатной температуре сплавов системы титан – алюминий (ат. %) в термически обработанном состоянии

В случае легирования сплава на основе системы Ti-Al, содержащего 44 % алюминия, цирконием в количестве 5 %, несмотря на его величину электроотрицательности (1,33) и замещения им титана в кристаллических решётках γ и α_2 фаз, происходит увеличение [5] параметров c и a решёток этих фаз. Так происходит из-за доминирующего влияния радиуса атома циркония (154 пм), в сравнении с радиусом атома титана (136 пм), над влиянием степени ионности химических связей пар цирконий – алюминий, цирконий – титан.

При легировании ниобием в количестве 5 % и замещения атомов титана атомами ниобия, имеющим величину электроотрицательности 1,6, близкую к электроотрицательности алюминия, наблюдается увеличение межъядерного расстояния, ввиду практически полного отсутствия доли ионной связи в паре ниобий – алюминий. В паре ниобий – титан происходит

формирование химической связи с долей ионной связи, примерно такой же, как и в случае пары алюминий – титан. Результатом введения ниобия на практике является увеличение [5] параметров c и a решёток обеих фаз, при том, что радиус атома ниобия (147 пм) меньше радиуса атома циркония.

Кроме того, в случае легирования ниобием имеется возможность формирования между атомами кристаллических решёток, помимо основных σ -связей, дополнительной π -связи [11, 12], за счёт проявляемой им валентности (+5e), что также влияет на увеличение параметров c и a решёток обеих фаз, причём максимально эффект проявляется в решётке α_2 фазы. Отмеченное обстоятельство согласуется с результатами экспериментальных исследований [8], полученных при легировании сплава на основе Ti-Al, содержащего 44 % алюминия, ниобием в количестве 5 %.

Таким образом, в данной работе были определены факторы, приводящие к изменению параметров c , a и величины отношений c/a кристаллических решёток γ и α_2 фаз сплавов на основе системы Ti-Al при замещении атомов титана атомами легирующих элементов, циркония и ниобия, – электроотрицательность, величина радиуса атомов и валентность. Учёт этих факторов, при выборе легирующих элементов и определения их количества, позволит более точно прогнозировать уровень физико-механических свойств разрабатываемых сплавов на основе системы Ti-Al.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИПСМ РАН. Работа выполнена на базе ЦКП ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».

Литература

1. F. Appel, M. Oehring, C. Leyens, M. Peters. Titanium and titanium alloys. Wiley-VCH. 2003. 532 p.
2. V. Guether, M. Allen, J. Klose, H. Clemens // Intermetallics. 2018. V. 103. P. 12-22.
3. V.M. Imayev, R.M. Imayev, T.I. Nazarova, R.A. Gaisin, A.A. Ganeev // Letters on Materials. 2018. V. 8 (4s). P. 554-560.
4. H. Clemens, S. Mayer // Advanced Engineering materials. 2012. V. 15. P. 195-215.
5. S. Neumeier, J. Bresler, C. Zenk, L. Haussmann // Advanced Engineering Materials. 2021. 2100156.
6. T. Kawabata, T. Tamura, O. Izumi // Metallurgical Transactions A. 1993. V. 24A. P. 141-150.
7. T. Kawabata, H. Fukai, O. Izumi // Acta Materialia. 1998. V. 46. P. 2185-2194.
8. V.M. Imayev, N. Yu. Parkhimovich, D.M. Trofimov, R.M. Imayev // Letters on Materials. 2021. V. 11 (4). P. 524-230.
9. J.E. Huheey, E.A. Keiter, R.L. Keiter. Inorganic chemistry: principle of structure and reactivity, fourth edition. HarperCollins. New York. USA. 1993. 546 p.
10. P. Pykkoe, M. Atsumi // Chemistry a European Journal. 2008. P. 186-197.
11. Г.П. Жмурко, Е.Ф. Казакова, В.Н. Кузнецов, А.В. Яценко. Общая химия. М.: Издательский центр «Академия». 2012. 512 с.
12. B. Cordero, V. Gomez, A. Platero, M. Reves // Dalton Trans. 2008. V. 21. P. 2832-2838.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТАДИЙНОСТИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ НАГРУЖЕНИЯ «УСТАЛОСТЬ С ВЫДЕРЖКОЙ»

О.Б. Наймарк¹, Ю.Н. Горностырев², В.Г. Пушин², А.Н. Балахнин¹, В.А. Оборин¹

¹*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь*

²*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург*

naimark@icmm.ru

Сплавы Ti, содержащие α и β -фазы, используются в аэрокосмической промышленности для обеспечения уникальных свойств при низких и умеренно высоких температурах [1]. Титановые сплавы, применяемые в авиационных газотурбинных двигателях (диски, лопатки), подвергаются сложным термомеханическим нагрузкам в условиях эксплуатации. Значительное сокращение срока службы происходит в условиях усталости при холодной выдержке, когда циклические нагрузки чередуются с периодом выдержки напряжения («время выдержки»). Этот период времени характеризуется резким ростом скорости повреждения и определяется различными структурными параметрами сплавов Ti (состав, микроструктура, кристаллографическая текстура), что повлекло интенсивные фундаментальные и прикладные исследования в данной области [2].

Изучение структурных факторов показывает, что разрушение титановых сплавов сопровождается выраженными структурными признаками, образованием множественных фасеток (фасетированием), представляющих области локализации сдвиговой деформации.

Фасетки и фасеточные микротрещины возникают на базальных плоскостях гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решетки с ориентацией в пределах $\pm 15^\circ$ от основного направления нагрузки [3, 4]. Срок службы под нагрузкой зависит от процесса фасетирования, а зарождение фасеток крайне чувствительно к локальной микроструктуре: локальной кристаллографической ориентации зерен относительно направления нагрузки, активных систем скольжения и морфологии зерен. Возникновение участков разрушения (микротрещин) связано с образованием фасеток, зарождением и слиянием пор. Сочетание циклических и холодных нагрузок выдержки в титановых сплавах, сопровождающееся механизмами фасеточного зарождения микротрещин, является, по-видимому, доминирующим механизмом, определяющим долговечность конструкций.

Срок службы существенно обусловлен процессом зарождения микротрещин и зависит от локальных микроструктурных особенностей – комбинаций локальных кристаллографических ориентаций зерен относительно направления нагрузки, активных систем скольжения, морфологии зерен и вторичных фаз. Кластеры соседних зерен с выраженными кристаллографическими ориентациями образуют микротекстурированные области (MTR). Эта структурная особенность сплавов Ti играет важную роль в разрушении и активно обсуждается в настоящее время.

Таким образом, характерная нагрузка дисков и лопаток в полетном цикле не может быть смоделирована как один цикл малоциклового усталости (LCF). Относительно длительная «выдержка» при высоком среднем напряжении во время крейсерского этапа критическим образом влияет на срок службы. Комбинированные нагрузки LCF с холодной выдержкой более разрушительны в сплавах Ti, и возможный критерий может быть связан с формированием фасеток в качестве зародышей пор с последующим зарождением микротрещин, возникновением трещин и их распространением. Известные модели пластического разрушения, основанные на росте и слиянии пор, обосновывают роль стадийности в режимах выдержки, аналогичные развитию повреждения в условиях ползучести. Однако, эволюция микроструктуры материалов играет ключевую роль в прогнозировании срока службы в условиях усталости с выдержкой.

В работе представлены результаты комплексного исследования усталостного разрушения при нормальном малоцикловом и прерывистом нагружении титанового сплава,

включая анализ микроструктуры и текстуры. Роль MTR в прерывистой усталости рассматривается на примере сплава Ti, в котором доля β -фазы очень мала. Развивается модель повреждения при прерывистой усталости с параметрами, которые могут быть определены с помощью структурных исследований. Исследование микроструктуры проводилось путем анализа комбинированных EBSD изображений в трех проекциях [4,5].

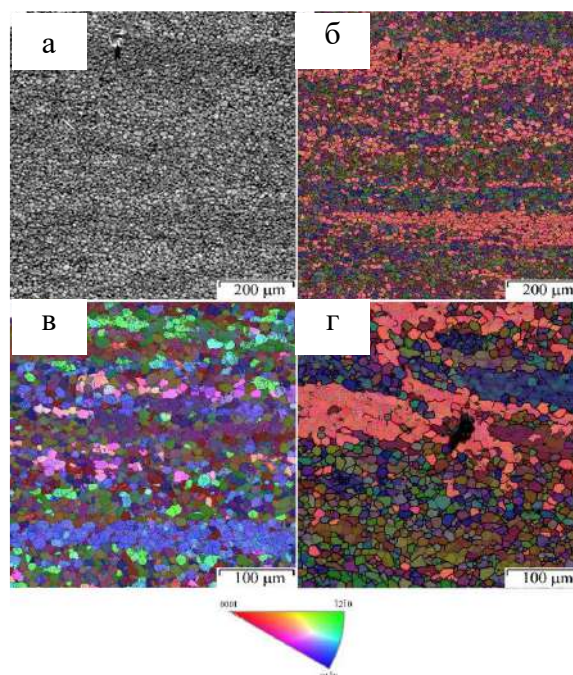


Рис. 1: (а) Типичные SE и (-г) EBSD-изображения макрозон (MTR) α -кристаллов (а, б) для исходного состояния, (в) после циклического и (г) выдержки LCF.

На Рис. 1 показаны примеры макрозон (MTR) α -кристаллов с одинаковой ориентацией (малые углы разориентации) для исходного состояния (а, б), а также на поперечном сечении вблизи поверхности разрушения после циклического (в) и выдержки (г). Существенных различий в толщине MTR (до десяти α -кристаллов) не выявлено. В то же время, их длина значительно варьируется, достигая нескольких миллиметров.

Подход к моделированию поведения сплавов Ti в режимах «усталость с выдержкой» основан на результатах статистико-термодинамического подхода, установившего связь коллективного поведения дефектов с механизмами пластичности, стадийностью развития поврежденности и перехода к разрушению.

Ключевыми аспектами подхода являются рассмотрение перехода повреждение-разрушение как специального типа критических явлений, структурно-скейлингового перехода, когда повреждение развивается как «активная фаза» с характерными стадиями: зарождение новой фазы и кинетика роста фазы. В случае усталости с выдержкой стадия зарождения связана с локализацией сдвигов, фасетированием и возникновением пористости; кинетика роста фазы связана с установленной нелинейностью высвобождения свободной энергии, ответственной за стадийность перехода повреждение-разрушение [3, 4]. Эти особенности отражены в феноменологической модели, которая позволила уточнить связь макроскопических параметров материала со структурными переменными, ответственными за влияние микроструктуры на механические свойства, кинетику поврежденности.

Разработанная концепция моделирования сплавов Ti, основанная на дуальности кинетики повреждений при длительных усталостных нагрузках, позволила нам предложить стратегию структурного исследования, позволяющую в перспективе обеспечить учет связи структурных параметров α/β фаз с феноменологическими параметрами, ответственными за различные механизмы накопления повреждений при режимах LCF с выдержкой.

Литература

1. M.R. Bache // *Int. J. Fatig.*, 2003. V.25, pp. 1079–1087. DOI:10.1016/S0142-1123(03)00145
2. P.O. Tympel, T.C.Lindley, E.A.Saunders, M.Dixon, D.Dye // *Acta Mater.* 2016.103. pp. 77-88. DOI:10.1016/j.actamat.2015.09.014.
3. A. Inozemtsev, V.Oborin, M.Bannikon, I.Gabov , O.Naimark // *Procedia Structural Integrity.* 2023.47. pp.705-710. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2023.07.049>
4. V.Oborin, A.Balakhnin, O.Naimark, Yu.Gornostyrev, V.Pushin, N.Kuranova, D.Rasposienko, A.Svirid, A.Uksusnikov // *Frattura ed Integrità Strutturale.* 2024. V.67 . p.217-230 DOI: 10.3221/IGF-ESIS.67.16
5. V.G.Pushin, D.Yu. Rasposienko, Yu.N.Gornostyrev, N.N.Kuranova, V.V.Makarov, E. B.Marchenkova, A.E.Svirid, O.B.Naimark, A.N. Balakhnin., V.A. Oborin // *Physics of Metals and Metallography.* - 2024. - V. 125, No. 6. - P.603–614 DOI: 10.1134/S0031918X24600271

ОПТИМИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИХ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ

М.В. Нарыкова¹, **В.И. Бетехтин**¹, **Ю.Р. Колобов**²,
А.Г. Кадомцев¹, **С.С. Манохин**², **О.В. Амосова**¹

¹*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург*

²*ФИЦ Проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка*
Maria.Narykova@mail.ioffe.ru

Титан и его сплавы занимают ключевое место в современных высокотехнологичных отраслях благодаря уникальному сочетанию свойств: высокой удельной прочности, коррозионной стойкости и биосовместимости. Эти характеристики делают его незаменимым в авиакосмической промышленности, медицине (имплантаты), энергетике и химическом машиностроении. Однако традиционный крупнозернистый (КЗ) титан обладает ограниченной усталостной прочностью, что снижает долговечность конструкций, работающих в условиях циклических нагрузок. С целью преодоления этих ограничений в последние десятилетия активно исследуются методы формирования ультрамелкозернистых (УМЗ) структур, которые позволяют повысить предел текучести на 40–60%. Несмотря на значительный прогресс в этой области, сохраняются нерешенные проблемы. Интенсивная пластическая деформация (ИПД), используемая для получения УМЗ-состояний, часто приводит к накоплению внутренних напряжений, микротрещин и нанопор, что ухудшает усталостные характеристики. Кроме того, кинетика разрушения таких материалов при длительных циклических нагрузках, а также их устойчивость к рекристаллизации остаются малоизученными.

Ранее авторами установлено, что после воздействия гидростатического давления на субмикrokристаллический (СМК) титан в определенной области его циклического нагружения наблюдается существенное повышение условного предела выносливости [1]. Поэтому целью данной работы является исследование микроструктурных изменений после усталостных испытаний при циклическом нагружении образцов сплава ВТ1-0 в двух различных структурных состояниях – субмикrokристаллическом (СМК) и микrokристаллическом (МК), предварительно обработанных высоким гидростатическим давлением, сравнение этих данных с ранее полученными для исходных образцов. Структурные исследования до циклических испытаний и способы получения ультрамелкозернистой структуры ВТ1-0 приведены в [1].

На рис. 1 приведены кривые Велера для титана в СМК и МК состояниях до и после воздействия высокого гидростатического давления. Зависимости для СМК титана носят сложный характер. При высоких напряжениях ($\sigma > 650$ МПа) кривая Велера для образцов после действия давления проходит заметно выше, чем для этих же образцов до давления. При уменьшении напряжения (и увеличении числа циклов) кривые Велера для титана до и после действия давления сближаются. Для титана с МК структурой эффект воздействия давления на кривые Велера был обнаружено только при относительно небольших циклах испытаний, и эффект упрочнения существенно меньше, чем для СМК состояния. Поэтому при анализе экспериментальных данных рассматриваются, в основном, два интервала нагружения: с большими и меньшими нагрузками и соответственно, меньшим или большим количеством циклов до разрушения N.

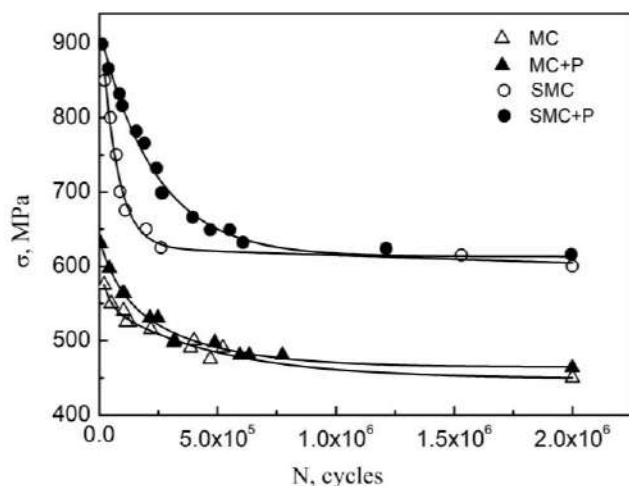


Рис.1. Зависимость напряжения от количества циклов N до разрушения при усталостных испытаниях сплава BT1-0 в МК и СМК состояниях, а также после их обработки высоким гидростатическим давлением (+P). [1]

это заметно для образцов с МК структурой.

Методами просвечивающей электронной микроскопии установлено, что размер зерен и эволюция структуры в процессе циклических испытаний в образцах, предварительно обработанных давлением, принципиально не отличаются от соответствующих не обработанных давлением образцов. Однако уровень микронапряжений, связанных с высокой плотностью дислокаций и экстинкционных контуров, в обработанных давлением образцах заметно выше.

Для анализа изменений пористости в титане BT1-0 после обработки высоким гидростатическим давлением использовались методы малоуглового рентгеновского рассеяния (МРР) и денситометрии. МРР-исследования с применением приближения Гинье выявили следующее. Для СМК состояния снижение объемной доли неоднородностей (нанопор) после давления составило 0.2% (с характерным размером пор 16–17 нм против исходных 20 нм, т.е. на 10–15%). Для МК-состояния эта величина существенно меньше – менее 0.1%. Денситометрические измерения подтвердили повышение плотности после давления для СМК (+0.2%) и МК (+0.11%). Полученные данные свидетельствуют об устранении нанопор и повышении структурной однородности, что напрямую влияет на механические свойства. Более высокое значение плотности (до давления) для МК состояния обусловлено, очевидно, тем, что МК структура была сформирована из СМК-состояния рекристаллизационным отжигом, которая, как известно, является эффективным способом заживления микро- и нанопор, которые могут образовываться в процессе больших пластических деформаций в металлических материалах.

Снижение нанопористости в УМЗ материалах критично для их применения в условиях длительных циклических нагрузок. Устранение этих дефектов улучшает усталостную прочность, что расширяет возможности использования титана BT1-0.

Работа выполнена в рамках государственного задания (тема № FFUG-2024-0032).

Литература

1. Нарыкова М.В., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Колобов Ю.Р. // ФТТ. 2024. Т.66. 12. С. 2317 – 2320.

Разрушение образцов BT1-0 после обработки высоким гидростатическим давлением в обоих исследованных состояниях происходит по смешанному механизму. При этом в МК состоянии преобладает квазивязкое разрушение образцов, особенно в области долома при максимальных прикладываемых нагрузках. В СМК состоянии преобладает разрушение образцов, качественно близкое по картинке разрушения к квазихрупкому.

Обнаружено заметное уменьшение числа микротрещин на единицу площади в области излома всех исследуемых типов образцов по сравнению с образцами, не обработанными давлением. Особенно

ШЕРОХОВАТОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА AlSi10Mg ПРИ СЕЛЕКТИВНОМ ЛАЗЕРНОМ ПЛАВЛЕНИИ

Нгуен Туан Лонг

Государственный технический университет имени Ле Куи Дона, Вьетнам
kqvn.nguyenlong@gmail.com

Исследовано влияние основных технологических параметров на процесс селективного лазерного плавления. Рассмотрены три ключевых параметра процесса: скорость сканирования, мощность лазера и степень перекрытия треков. Кроме того, был включён дополнительный параметр - влияние значения межштучного расстояния, которое варьировалось для каждого образца.

Всего было изготовлено 60 образцов из сплава AlSi10Mg размером 10×15×20 мм с использованием технологии SLM на установке 250D EP-M3, применяя газоатомизированный порошок AlSi10Mg. Перед началом печати порошок AlSi10Mg был просеян для получения фракций с различными средними размерами частиц: 20 мкм, 20/32 мкм, 32/40 мкм, 40/50 мкм и 55 мкм.

Для исследования качества поверхности в зависимости от технологических параметров были проведены дисперсионный анализ (ANOVA) и регрессионный анализ. Оптимизационный анализ выполнен с целью достижения минимальной шероховатости поверхности. Влияние термической обработки на образцы оценивалось с применением обработки в твердом растворе и искусственного старения.

Обработка в твердом растворе проводилась при температурах 50 °C и 540 °C в течение 2 часов, после чего образцы немедленно охлаждали в воде до комнатной температуры. Искусственное старение осуществлялось при температуре 155 °C в течение 12 часов с последующим охлаждением образцов на воздухе до комнатной температуры.

Полученные результаты

Были зафиксированы изменения шероховатости поверхности, обусловленные случайными погрешностями, присущими системе аддитивного производства. Отмечено увеличение шероховатости поверхности при повышении уровня мощности лазера. Наилучшие результаты получены при мощности лазера 0,3 кВт. Шероховатость на фронтальной и боковой поверхностях оказалась сопоставимой, при этом на фронтальной стороне она была относительно ниже.

Средняя шероховатость поверхности большинства образцов (около 80 %) уменьшилась после термической обработки в твердом растворе при температуре 540 °C в течение 2 часов. Однако после искусственного старения при 150 °C в течение 18 часов наблюдалось увеличение шероховатости поверхности.

Оптимальные параметры процесса - мощность лазера 0,3 кВт, скорость сканирования 0,6 м/с, перекрытие дорожек 35 % и шаг заслонки 88,4 мм - были определены как обеспечивающие наилучшее качество поверхности в условиях печати. Дополнительное снижение шероховатости может быть достигнуто путем термической обработки в твердом растворе.

Литература

1. Struzikiewicz, Grzegorz; Sioma, Andrzej. Evaluation of surface roughness and defect formation after the machining of sintered aluminum alloy AlSi10Mg // Materials, 2020, 13.7:1662.
2. Franczyk, Emilia; Machno, Magdalena; Zębala, Wojciech. Investigation and optimization of the SLM and WEDM processes' parameters for the AlSi10Mg-sintered part // Materials, 2021, 14.2: 410.
3. Sagbas, Binnur. Post-processing effects on surface properties of direct metal laser sintered AlSi10Mg parts // Metals and Materials International, 2020, 26.1: C143-153.

ЛАЗЕРНАЯ 3D-ГРАВИРОВКА МЕТАЛЛОВ

Снимщиков И.А.¹, Сыдык уулу Нурбек¹, Джумабеков К.²

¹Институт физики им. академика Ж. Жеенбаева НАН КР,
Национальная Академия наук, проспект Чуй, 265-а, Кыргызская Республика

E-mail: snimshikov_igor@mail.ru, s.nurbek@mail.ru

²ОсОО «ПЕЧАТЬ.КГ», Кыргызская Республика, г. Бишкек,

E-mail: pechat.kg@yandex.com

Современные волоконные импульсные лазеры с длиной волны $\lambda = 1,06$ мкм и мощностью 20-30 Вт позволяют получить энергию 0,6...1 мДж в импульсе длительностью 90...150 нс. Такие свойства обеспечивают высококачественную гравировку на разнообразных материалах. К достоинствам волоконных лазеров также можно отнести высокий КПД (~70%) и хорошую совместимость с компьютеризованными системами управления.

Если плотность мощности излучения лазера, сфокусированного на поверхности металла достигает величины, достаточной для плавления и испарения, становится возможным удаление слоёв металла и, соответственно, глубокая лазерная гравировка. Несмотря на то, что за один проход гравировки волоконным лазером мощностью 30 Вт удаляется весьма незначительный слой металла (0,6...1 мкм), за счёт многочисленных повторений можно достичь глубины выборки, достаточной для промышленных применений (0,2...5 мм). Этому способствует распространение быстродействующих гальванометрических зеркальных систем отклонения лазерного луча.

3D-гравировка происходит путём последовательной послойной выборки материала в соответствии с рельефом проекта. На рис. 1 показан пример формирования сферического фрагмента на металлической заготовке.

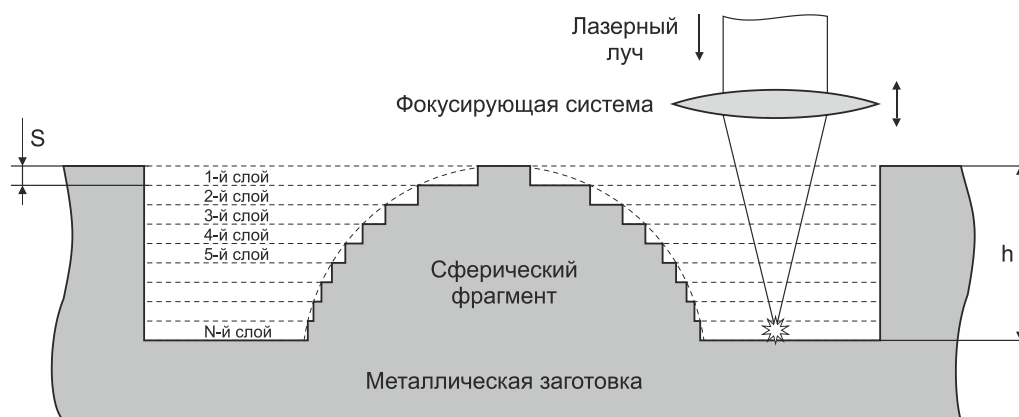


Рис. 1. Послойная 3D-гравировка

Алгоритм управления обеспечивает последовательное, слой за слоем, удаление материала. Высоту рельефа h разбивают на N слоев. При условии, что за один проход удаляется слой толщиной S , всего для создания 3D-рельефа потребуется $N = h/S$ проходов. Первым по порядку будет верхний слой, последним – самый нижний. Подвижная фокусирующая система сосредоточивает излучение на уровне очередного обрабатываемого слоя.

Рельеф может быть сформирован как путем непосредственной лазерной гравировки на изделиях, так и 3D-гравировкой на промышленном штампе с последующим тиражированием партии. На рис. 2 показаны примеры промышленных штампов, полученных способом лазерной 3D-гравировки.



а)



б)



в)



г)

Рис. 2. Промышленные штампы, полученные 3D-гравировкой (а, в), сталь 9ХС, рельеф 0,3 мм. Тисненные изделия (б, г), латунь Л63, рельеф 0,25 мм

Для штампов диаметром 24 мм, показанных на рис. 2, с высотой рельефа $h = 0,3$ мм, где за один проход удалялся слой толщиной $S = 0,6$ мкм, потребовалось 500 проходов. 3D-гравировка продолжалась около 4 часов, что технологически приемлемо.

В экспериментах использована установка МИНИМАРКЕР-2, содержащая волоконный лазер с длиной волны $\lambda = 1,06$ мкм и максимальной мощностью $P_{max} = 30$ Вт. Фокусирующая система обеспечивает размер пятна на поверхности материала $d \approx 15$ мкм.

Литература

1. Снимщиков И.А., Нурбек Сыдык уулу, Кутанов А.А. Применение диодных лазеров для целей маркировка и гравировки. Журнал «Физика», №1 – 2022, с. 5-9.

РАЗРАБОТКА АВИАЦИОННОЙ КОМПОЗИТНОЙ КОНСТРУКЦИИ С ИЗМЕНЯЕМОЙ ГЕОМЕТРИЕЙ

П.В. Писарев, Е.Г. Нуреева

¹Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь
keg.15.09.1997@mail.ru

В связи с высокими требованиями Международной организации гражданской авиации к сертификации воздушных судов по шуму возникает необходимость в разработке новых эффективных методов снижения шума [1]. В настоящее время существуют пассивные и активные методы борьбы с возникающим шумом. При использовании активных методов снижения шума осуществляется подбор частоты возбуждения, которое способно усилить или ослабить эффект (взаимодействия) слияния вихревых структур, а, следовательно, влиять на шум струи [2,3].

В качестве объекта исследования рассматривается авиационная композитная конструкция с изменяемой геометрией, реализованная в рамках концепции Active Twist [4, 5]. Конструкция состоит из силовой оболочки с внедрёнными пьезоактуаторами («1», Рис. 1), С-образного лонжерона («2», Рис. 1), упругого заполнителя лонжерона («3», Рис. 1). Лонжерон и силовая оболочка лопасти состоят из равнопрочных слоев стеклопрепрега. При этом для лонжерона используется схема армирования $[0^\circ/90^\circ]$, для силовой оболочки - $[+45^\circ/-45^\circ]$ или $[0^\circ/90^\circ]$.

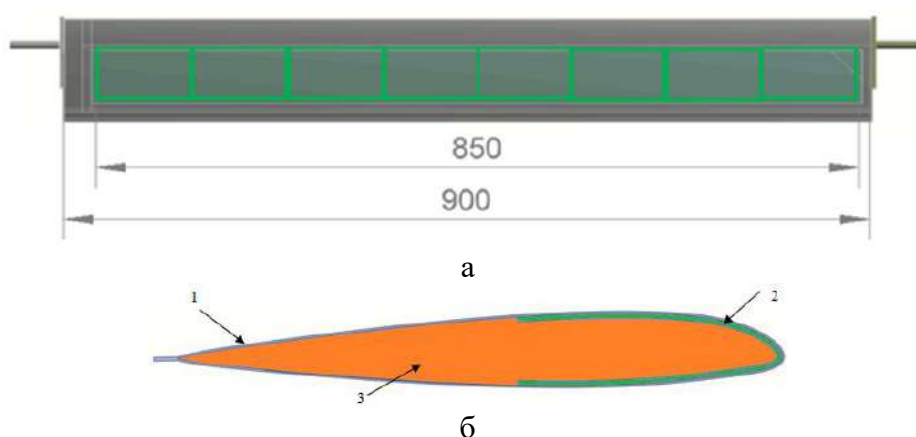


Рис. 1. Вид сверху (а) и профиль авиационной композитной конструкции с изменяемой геометрией (б), где: 1 – силовая оболочка с внедрёнными пьезоактуаторами; 2 – лонжерон; 3 – упругий заполнитель

Для описания механического поведения авиационной композитной конструкции с изменяемой геометрией использована термо-пьезоэлектрическая аналогия между пьезоэлектрическими и термо-индуцированными деформациями [6].

В качестве граничных условий краевой задачи электроупругости для рассматриваемой авиационной композитной конструкции задавалось закрепление по границе Γ_1 , и для всего объема пьезоактуаторов задавалась приведенная температура нагрева $\Delta T \approx U_{упр}$.

Решение поставленной задачи осуществлялось методом конечных элементов с использованием многопроцессорного программного комплекса ANSYS Workbench.

В результате решения задачи получены поля напряжений, деформаций и перемещений авиационной композитной конструкции с изменяемой геометрией, возникающие под действием управляющего электрического напряжения 1000 В.

Расчет угла закручивания авиационной композитной конструкции с изменяемой геометрией осуществлялся по максимальным осевым перемещениям U_y :

$$\alpha = \arctan\left(\frac{\Delta b}{h}\right), \quad (1)$$

где α – угол закручивания авиационной композитной конструкции с изменяемой геометрией; Δb – сумма перемещений носовой и хвостовой частей авиационной композитной конструкции с изменяемой геометрией; h – длина хорды авиационной композитной конструкции с изменяемой геометрией (рис. 2).

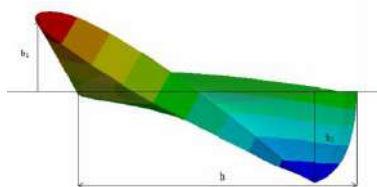


Рис. 2. Схема расчета угла закручивания авиационной композитной конструкции с изменяемой геометрией

Выполнено исследование влияния схемы армирования силовой оболочки на угол закручивания авиационной композитной конструкции. Поля перемещений авиационной конструкции со схемами армирования силовой оболочки $[+45^\circ/-45^\circ]$ и $[0^\circ/90^\circ]$ представлены на рисунке 3.

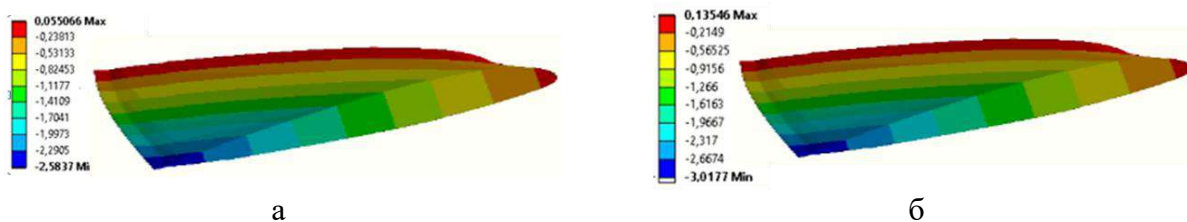


Рис. 3. Поля перемещений авиационной конструкции с изменяемой геометрией, где: а – схема армирования силовой оболочки $[+45^\circ/-45^\circ]$; б – схема армирования силовой оболочки $[0^\circ/90^\circ]$

Углы закручивания авиационной конструкции со схемами армирования силовой оболочкой $[+45^\circ/-45^\circ]$ и $[0^\circ/90^\circ]$ составили $2,42^\circ$ и $2,98^\circ$ соответственно.

Для дальнейшего исследования был выбран конструктивный вариант, выполненный из стеклопластика со схемой армирования $[0^\circ/90^\circ]$.

Авиационная композитная конструкция с изменяемой геометрией изготовлена методом автоклавного формования по технологии, приближенной к серийной (Рис. 4). Для реализации режимов управления геометрией авиационной композитной конструкции использовалась система управления.



Рис. 4. Авиационная композитная конструкция с изменяемой геометрией

Исследование шума обтекания авиационной композитной конструкции с изменяемой геометрией проводилось в заглушенной камере ПНИПУ, аттестованной ФГУП ЦАГИ для проведения испытаний и акустических измерений в диапазоне рабочих частот 125 Гц-20 кГц [7]. В рамках экспериментальных исследований проводились акустические измерения генерируемого шума для угла установки конструкции 8° на резонансном режиме работы –

132 Гц, соответствующем первой крутильной форме колебаний. Резонансный режим моделировался динамическим возбуждением геометрии авиационной конструкции тональным сигналом. Для снижения шума на исследуемом резонансном режиме для авиационной конструкции задавался гармонический управляющий сигнал в противофазе возбуждающего сигнала (режим демпфирования). По результатам проведенных экспериментальных исследований получены спектры излучения шума при использовании угла установки авиационной конструкции 8° для частоты 132 Гц при скорости потока 12 м/с (Рис. 5).

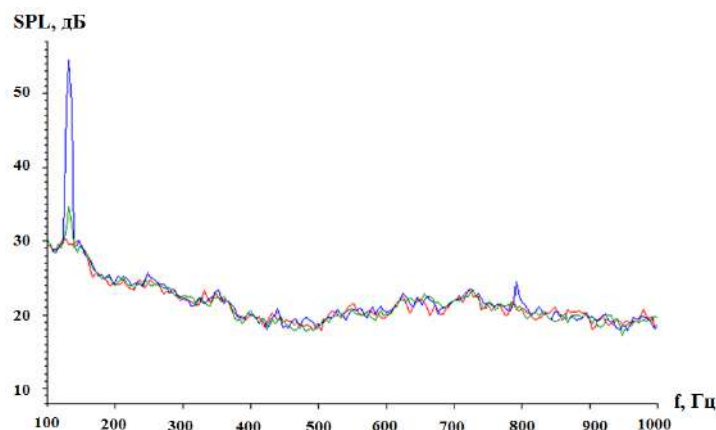


Рисунок 5 – Спектры излучения шума для угла установки авиационной конструкции 8° при скорости потока $V=12$ м/с и воздействии на частоте 132 Гц, где: — исходный шум лопасти, — шум резонансного режима, — шум в режиме демпфирования

Анализ полученных данных показал, что тональным сигналом, возникающим при динамическом возбуждении авиационной композитной конструкции с изменяемой геометрией, можно управлять. При динамическом возбуждении в режиме демпфирования на частоте, совпадающей с частотой первой крутильной моды колебаний авиационной композитной конструкции, эффект снижения шума достигает 18 дБ. Таким образом, для разработанной конструкции возможно снижение уровня тонального шума до уровня шума обтекания при высоких скоростях набегающего потока.

Исследование выполнено в Пермском национальном исследовательском политехническом университете при поддержке государственного задания (проект No. FSNM-2023-0006).

Литература

1. А.Г. Захаров, А.Н. Аношкин, А.А. Паньков П.В. // Вестник ПНИПУ. Аэрокосмическая техника. 2016. Т. 46. С. 144-158.
2. T. Castelain, M. Sunyach, D. Juve, J.-C. Bera // AIAA Paper. 2007. № 3419. P. 1-15.
3. K.B.M. Q. Zaman, G.G. Podboy // AIAA Paper. 2010. № 4022. P. 1-20.
4. P. Wierach, J. Riemenschneider, S. Opitz, F. Hoffmann // Adaptive, tolerant and efficient composite structures. 2012. P. 391-407.
5. F. Hoffmann, R. Keimer, J. Riemenschneider // CEAS Aeronautical Journal. 2016. Vol. 7. P. 43–55.
6. A.N. Anoshkin, P.V. Pisarev, E.G. Nureeva, S.R. Bayandin // PNRPU Mechanics Bulletin. 2024. № 3. P. 5-16.
7. В.Ф. Копьев, В.В. Пальчиковский, И.В. Беляев, Ю.В. Берсенев, С.Ю. Макашов, И.В. Храмов, И.А. Корин, Е.В. Сорокин, О.Ю. Кустов // Акустический журнал. 2017. Т. 63, № 1. С. 114–126.

ВЛИЯНИЕ КОНТРОЛИРУЕМЫХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК И СТАРЕНИЯ ПРИ 700 °С НА ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТЬ 12 %-НОЙ ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ

В.В. Осипова^{1,2}, Н.А. Полехина¹, И.Ю. Литовченко¹

¹ *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

² *Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

lera.linnik.1999@mail.ru

Исследовано влияние высокотемпературных термомеханических обработок с пластической деформацией при 1100, 1000 и 900 °С на структурно-фазовое состояние и микротвердость ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (Fe-12Cr-2W-V-Ta-B), а также термическая стабильность микроструктуры в условиях длительного старения при 700 °С в течение 100 часов.

После указанных режимов термомеханических обработок формируется типичная иерархически организованная структура, характеризующаяся бывшими аустенитными зернами, мартенситными ламелями и частицами вторых фаз (карбонитридами типа МХ и карбидами типа $M_{23}C_6$). Основными отличиями параметров микроструктуры, сформированной в условиях ТМО, от таковых после традиционной термообработки (ТТО) являются их количественные характеристики. Деформация в аустенитной области привела к уменьшению средних значений ширины мартенситных ламелей в 1.5 раза (для температур прокатки 1100 и 1000 °С) и в 2 раза (900 °С). Средний размер частиц $M_{23}C_6$ при этом снижается в 2 раза для всех режимов ТМО.

Методом рентгеноструктурного анализа было выявлено, что плотность дислокаций и значения микроискажений решетки в результате пластической деформации возрастают в 2 – 3 раза, по сравнению с состоянием после ТТО.

После старения стали ЭК-181 в течение 100 часов при 700 °С изменения фазового состава стали не обнаружено. Структура образцов после термомеханических обработок и последующего старения представлена отпущенным мартенситом с частицами карбидных фаз. В процессе старения после ТМО происходят процессы возврата и полигонизации, которые приводят к снижению плотности дислокаций (в 3 раза для ТМО с деформацией при 1100/1000 °С, в 4 раза для ТМО с деформацией при 900 °С) и образованию субграниц. Ширина мартенситных ламелей результате старения в течение 100 часов увеличивается в 1.5 раза (при деформации при 1100/1000 °С) и в 2 раза (при 900 °С). Наблюдается также увеличение средних размеров частиц $M_{23}C_6$. Размеры частиц карбонитридов МХ в процессе отжига практически не изменяются, что свидетельствует об их значительно более высокой термической стабильности, по сравнению с частицами $M_{23}C_6$. Величина микроискажений кристаллической решетки уменьшается в 2 раза для всех температур деформации.

Указанные выше изменения микроструктуры после ТМО обеспечивают повышение микротвердости на 10 %, по сравнению с состоянием после ТТО. Микротвердость стали ЭК-181 после традиционной термообработки составляет 2.6 ГПа. Термомеханические обработки приводят к росту значений микротвердости до 2.91 ГПа, 2.82 ГПа и 2.86 ГПа для температур деформации 1100 °С, 1000 °С и 900 °С, соответственно. Старение стали после ТМО в течение 100 часов способствует снижению величин микротвердости до 2.10 ГПа, 2.16 ГПа и 2.26 ГПа, соответственно.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2021-0008.

НАПРЯЖЕНИЯ КРАЕВОЙ ДИСЛОКАЦИИ В УПРУГОМ ШАРЕ

Д.А. Петров ¹, С.А. Красницкий ², М.Ю. Гуткин ¹⁻³, А.Е. Романов ², А.Л. Колесникова ^{1,2}

¹Институт проблем машиноведения РАН, С.-Петербург

²Университет ИТМО, С.-Петербург

³Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

petrov_d_a@ipme.ru

Дислокации и их упругие поля существенно влияют на механические и физические свойства наносистем. Например, дислокации играют ключевую роль в процессах релаксации внутренних напряжений в гетероструктурах [1,2]. Однако в наносистемах упругие поля дислокаций сильно экранированы свободной поверхностью и существенно зависят от геометрии наноструктуры. Поэтому для их исследования в конкретной системе необходимо решить соответствующую граничную задачу теории упругости. Учитывая большое разнообразие возможных архитектур наносистем, появившихся в последние десятилетия [3,4], растет потребность и в новых аналитических решениях.

В настоящей работе решается задача об упругоизотропном шаре с произвольно расположенной в нем прямолинейной краевой дислокацией (рис. 1). Ранее уже была рассмотрена задача о краевой дислокации, пересекающей центр шара [5]. Однако на практике наблюдаются дислокации, значительно удаленные от центра наночастиц, (например, в декаэдрических частицах [6]). Поэтому полученное в настоящей работе решение открывает новые возможности для моделирования широкого класса систем.

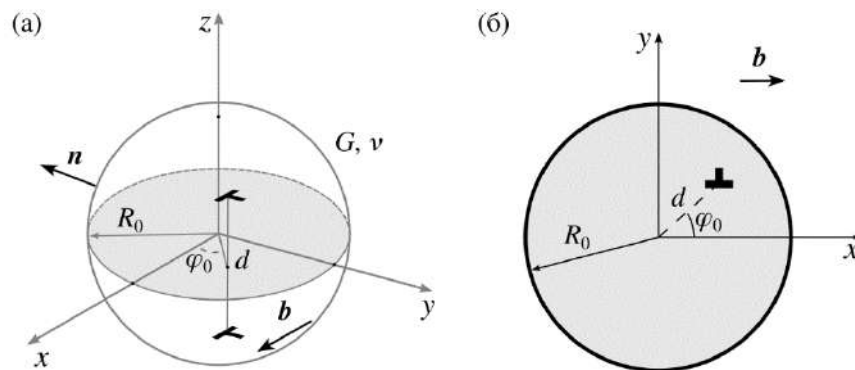


Рис. 1. Краевая дислокация с вектором Бюргерса $\mathbf{b}$ в упругом шаре с модулем сдвига G и коэффициентом Пуассона ν : а) трехмерная схема; б) схема экваториального сечения, перпендикулярного линии дислокации.

Как и в [5], вектор перемещений и тензор напряжений дислокации ищутся в виде:

$${}^{Sp}\mathbf{u} = {}^{\infty}\mathbf{u} + {}^*\mathbf{u}; \quad {}^{Sp}\boldsymbol{\sigma} = {}^{\infty}\boldsymbol{\sigma} + {}^*\boldsymbol{\sigma} \quad (1)$$

где ${}^{\infty}\mathbf{u}$ и ${}^{\infty}\boldsymbol{\sigma}$ – известные решения для краевой дислокации в бесконечной среде, а ${}^*\mathbf{u}$ и ${}^*\boldsymbol{\sigma}$ – дополнительные поля, обеспечивающие выполнение граничных условий:

$${}^{Sp}\boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{n} \Big|_{R=R_0} = {}^{\infty}\boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{n} \Big|_{R=R_0} + {}^*\boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{n} \Big|_{R=R_0} = 0; \quad {}^*\boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{n} \Big|_{R=R_0} = - {}^{\infty}\boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{n} \Big|_{R=R_0} \quad (2a, б)$$

то есть ${}^*\mathbf{u}$ – это решение граничной задачи теории упругости в шаре с заданными на поверхности напряжениями (2б). Для его построения используется метод Лурье [7], ключевым этапом которого является разложение граничных условий в ряд по сферическим гармоникам. В настоящей работе это разложение получено, и показано (рис. 2), что построенное с его использованием решение удовлетворяет граничным условиям (2а).

С помощью полученного решения построены карты напряжений в различных сечениях шара. Показано, что многие закономерности, выявленные для симметричного случая [5], сохраняются и в общем случае. Например, в экваториальном сечении шара,

перпендикулярном линии дислокации, напряженное состояние практически не отличается от такого в поперечном сечении бесконечного круглого цилиндра с дислокацией (рис. 3).

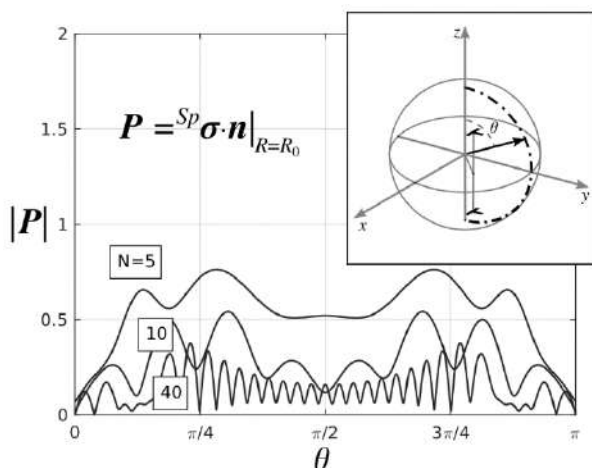


Рис. 2. Поведение модуля вектора напряжений на границе в зависимости от числа N учтенных членов бесконечного ряда. Значения в единицах $Gb/[2\pi(1-\nu)R_0]$ взяты на линии, указанной штрихпунктиром на вложенной схеме, и рассчитаны для $d = 0.5R_0$ и $\varphi_0 = \pi/4$.

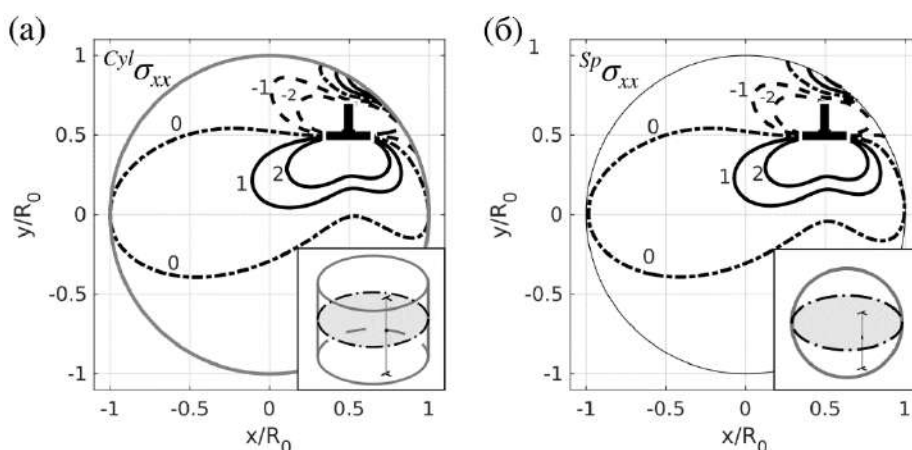


Рис. 3. Карты напряжений σ_{xx} : а) в поперечном сечении бесконечного цилиндра, б) в экваториальном сечении шара при $\nu = 0.3$. Напряжения даны в единицах $Gb/[2\pi(1-\nu)R_0]$.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 23-72-10014.

Литература

1. K.L. Kavanagh // Semiconductor Science and Technology. 2010. Vol. 25, No. 2. Art. No. 024006.
2. J. Zhao, B. Chen, F. Wang // Advanced Materials. 2020. Vol. 32. No. 46. Art. No. 2004142.
3. M.V. Kovalenko et al. // ACS Nano. 2015. Vol. 9. No. 2. P. 1012-1057.
4. J. Liu, J. Zhang // Chemical Reviews. 2020. Vol. 120. No. 4. P. 2123-2170.
5. D.A. Petrov, M.Yu. Gutkin, A.L. Kolesnikova, A.E. Romanov // International Journal of Engineering Science. 2025. Vol. 210. Art. No. 104226.
6. S. Khanal et al. // Langmuir. 2013. Vol. 29. No. 29. P. 9231-9239.
7. А.И. Лурье. Теория упругости. М.: Наука. 1970. 940 с.

ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ МЕТОДАМИ РКУП И РКУП-КОНФОРМ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Zn-4Ag-1Cu

Поленок М.В.*, Хафизова Э.Д., Абдрахманова Э.Д., Исламгалиев Р.К.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

**renaweiwei.179@mail.ru*

Создание биodeградируемых материалов для медицинских имплантатов (костных пластин, сосудистых стентов и др.) является важной научно-практической задачей в настоящее время [1,2]. Основными требованиями к биodeградируемым материалам для медицинских имплантатов являются контролируемая скорость биodeградации, соответствующая темпам регенерации тканей, высокая коррозионная стойкость в физиологических средах, полная биосовместимость без токсического воздействия, а также сочетание механической прочности и пластичности, необходимое для выполнения имплантатом своих функций в течение требуемого периода времени [3,4]. Повышение функциональных свойств биodeградируемых сплавов возможно за счет применения методов интенсивной пластической деформации, среди которых особое место занимает равноканальное угловое прессование (РКУП)[5, 6]. В работе исследуется влияние РКУП и его модификации РКУП-Конформ (РКУП-К) на микроструктуру и механические характеристики сплава Zn-4Ag-1Cu, включая зависимость механических характеристик от температуры и скорости деформации.

Сравнительный анализ влияния методов РКУП и РКУП-Конформ на микроструктуру и механические свойства сплава Zn-4Ag-1Cu показал существенные различия в получаемых характеристиках (Таблица 1). РКУП обработка привела к формированию ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры (~1 мкм) с равномерно распределёнными частицами вторичных фаз $AgZn_3$, что привело к увеличению механических характеристик, а именно, предела текучести до 275 ± 10 МПа, предел прочности до 350 ± 15 МПа при сохранении пластичности (относительное удлинение $28 \pm 2\%$).

Таблица 1 - Результаты испытаний на растяжение образцов.

Состояние	Микротвердость, HV	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Исходный	85 ± 6	140 ± 10	198 ± 15	13 ± 2
РКУП 150 °C	129 ± 7	276 ± 10	348 ± 15	27 ± 2
РКУП 200 °C	131 ± 15	272 ± 10	335 ± 15	38 ± 2
РКУП-К	108 ± 10	206 ± 15	247 ± 15	55 ± 5
РКУП-К 150°C ($v=10^{-3}$)	-	16 ± 2	25 ± 3	350 ± 5

Структура после РКУП-К характеризуется уменьшением эвтектики с 40 мкм до 1-4 мкм и уменьшением объёмной доли до ~24%. Обработка повысила предел прочности — с 198 до 270 МПа. В то же время обработка по методу РКУП-К позволила получить образцы, проявляющие сверхпластичность в широком диапазоне скоростей растяжения: так при 10^{-1} с^{-1} и 150°C, пластичность достигает 350% за счёт зернограничного скольжения. Метод сверхпластичного формования рассматривается как эффективный способ производства трубок и стентов методом РКУП-Конформ (РКУП-К).

Полученные результаты демонстрируют эффективность обработок по методам РКУП и РКУП-К для целенаправленного улучшения комплекса механических свойств цинкового сплава Zn-4Ag-1Cu.

Литература

1. Pinc, J., Školáková, A., Veřtát, P., ... Čapek, J. // *Mat. Sci. and Eng. A*. 2021, 824.
2. Pierson, Daniel, et al. // *Journal of Biomedical Materials Research Part B: Applied Biomaterials* 100.1 (2012): 58-67.
3. Ahadi, Fatemeh, et al. // *Heliyon* 9.2 (2023).
4. Cheng, J., et al. // *Journal of Materials Science & Technology* 29.7 (2013): 619-627.
5. Raab, G. J., Valiev, R. Z., Lowe, T. C., & Zhu, Y. T. // *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 382(1-2), 30-34.
6. Khafizova, E., Fakhretdinova, E., Islamgaliev, R., Polenok, M., Sitdikov, V., & Yilmazer, H. // *materials*, 2023, 16(13), 4646.

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ПРИ 580 °С

**Н.А. Полехина¹, Осипова В.В.¹, Аккузин С.А.¹, Литовченко И.Ю.¹,
Спиридонова К.В.¹, Чернов В.М.², Леонтьева-Смирнова М.В.²**

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара, Москва*

nar@ispms.ru

Исследовано влияние старения при 580 °С в течение 1000 – 5000 ч. на микроструктуру и кратковременные механические свойства на растяжение жаропрочной ферритно-мартенситной 12 % хромистой стали 16Cr12MnWSiVNbV (типа ЭП-823).

Установлено, что старение стали приводит к количественным изменениям ее структурных параметров, относительно исходного состояния. В результате процессов полигонизации происходит снижение скалярной плотности дислокаций (в ≈ 1.6 раз) и величины микроискажений кристаллической решетки (в ≈ 6 раз). Наблюдается увеличение численной плотности частиц вторых фаз (в ≈ 1.2 и 1.7 раз после 1000 и 5000 ч, соответственно) и их объемной доли (в ≈ 1.7 раз).

После старения в течение 5000 ч. помимо количественных изменений обнаружено изменение фазового состава стали – выделение мелкодисперсных интерметаллидных частиц фазы Лавеса (Fe, Cr)₂(Mo, W) с ГПУ решеткой. Образование данной фазы характеризуется наличием выраженного инкубационного периода, что указывает на значимую роль диффузионных процессов в ее формировании. Частицы фазы Лавеса зарождаются гетерогенно на границах структурных элементов и на карбидах M₂₃C₆, что определяет их форму и размеры.

В результате старения стали происходит обеднение матрицы по Мо за счет его ухода в частицы вторых фаз. После 1000 ч. старения он диффундирует в карбиды M₂₃C₆, после 5000 ч. – в частицы фазы Лавеса. Об этих процессах дополнительно свидетельствует уменьшение параметра кристаллической решетки стали, по сравнению с исходным состоянием.

Несмотря на протекающие процессы возврата, уровень прочностных и пластических свойств стали после старения при 580 °С имеет приемлемые значения (предел текучести не ниже 550, 321 и 243 МПа при T = 20, 580 и 650 °С, соответственно), что свидетельствует о ее хорошей термической стабильности.

При комнатной температуре испытаний старение стали способствует уменьшению (в ≈ 1.2 раза) ее пределов текучести и прочности, относительно исходного состояния в результате снижения эффективности твердорастворного и дислокационного механизмов упрочнения. Повышение (на $\approx 28 – 29$ МПа) предела текучести после 5000 ч. старения, по сравнению с 1000 ч., обусловлено дисперсным упрочнением субмикронными частицами фазы Лавеса. При повышенных (580 и 650 °С) температурах испытаний прочностные свойства стали меняются слабо, по сравнению с исходным состоянием.

Старение стали в течение 1000 ч. не оказывает влияния на механизмы ее разрушения. Как и в исходном состоянии, она разрушается по механизму вязкого ямочного транскристаллитного разрушения при исследуемых температурах (T = 20, 580 и 650 °С). Зернограницные частицы фазы Лавеса после старения стали в течение 5000 ч. способствуют охрупчиванию границ зерен и субзерен, что проявляется в наличии участков интеркристаллитного разрушения на изломах образцов, растянутых при комнатной температуре. При повышенных (580 и 650 °С) температурах негативное влияние фазы Лавеса на механизм разрушения стали исчезает.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00431, <https://rscf.ru/project/24-29-00431/>.

БИОРЕЗОРБИРУЕМЫЕ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИЕ СИСТЕМЫ НА ОСНОВЕ МАГНИЯ ДЛЯ ТРАВМАТОЛОГИИ И СТЕНТИРОВАНИЯ

**А.В. Полунин¹, А.О. Полунина¹, Е.Д. Боргардт¹,
М.Р. Шафеев¹, А.В. Кацман^{1,2}, М.М. Криштал¹**

¹*Тольяттинский государственный университет, Тольятти*

²*Израильский технологический институт – Технион, Хайфа*
anpol86@gmail.com

Наряду с разработкой новых материалов для аэрокосмических приложений, машиностроения и потребительских товаров, например, ультралегких сплавов систем Mg-Li-X или Al-Ca-X и других, последние ~10–15 лет наблюдается динамичное развитие медицинского материаловедения для резорбируемой имплантологии на базе магниевых сплавов. Причем если относительно недавно подобные конструкции рассматривались, преимущественно, как имплантируемые системы в травматологии и для помощи при остеосинтезе [1,2], то в настоящее время Mg-сплавы активно исследуются как потенциальные материалы различных систем стентирования, в частности, для сердечно-сосудистой системы [3,4], желчевыводящих путей [5], мочеполовой системы [6] и других полых органов.

Несмотря на выдающийся прогресс в части повышения механических свойств и коррозионной стойкости магниевых сплавов медицинского назначения, достигнутый дизайном микроструктуры различными методами интенсивной пластической деформации, термической или термомеханической обработкой [7], не удается по-прежнему обеспечить весь комплекс желаемых характеристик Mg-сплавов, а также придать им новые свойства, в частности, антибактериальные, остеостимулирующие, регенеративные, ангиогенетические и другие. Поэтому, наряду с развитием технологий дизайна медицинских Mg-сплавов, активно развиваются различные технологии инженерии их поверхности путем нанесения различных покрытий или формирования многофункциональных или «умных» систем медицинского назначения, которые помогают как обеспечить желаемые скорость и стадийность биорезорбции, так и придать поверхности материала качественно новые свойства [8,9].

В рамках исследований, проводимых в НИИ прогрессивных технологий ТГУ, были получены и исследованы защитные покрытия различного типа на биорезорбируемом магниевом сплаве системы Mg-Zn-Ca марки ZX10 (химический состав, масс. %: 0,9827 Zn; 0,1004 Ca; примеси $\sum[\text{Zr, Al, Fe, Mn, Ni, Cu, Si, Pb}] < 0,03$; производство – ООО «СОМЗ», Соликамск, Россия). Все покрытия были получены в различных электролитных средах, так как подобный технологический подход позволяет обеспечить 100% обработку поверхности имплантатов, что крайне важно и для «костных» имплантатов сплошного или полого типа как компрессионные винты, интрамедуллярные штифты, и для стентовых систем различного назначения со сложной геометрической формой. В частности, изучались: а) химические фторидные покрытия, формируемые путем свободной химической конверсии в водном растворе HF, 45 масс.%; электрохимические фторидные покрытия, получаемые путем потенциостатической обработки в водных растворах 0,1 М NH₄F или 0,1 М KF; фторидные покрытия, синтезированные микродуговым фторированием (MAF/МДФ) в растворе 0,1 М NaF; оксидные покрытия, формируемые микродуговым оксидированием (MAO/МДО или PEO/ПЭО) в водном растворе КОН (1 г/л), фторида натрия NaF (5 г/л) и натрия фосфорнокислого 2-замещенного 12-водного Na₂HPO₄*12H₂O (10 г/л). Для всех полученных образцов исследовали структуру и морфологию поверхности, элементный и фазовый состав; определяли толщину, смачиваемость физиологическими средами, адгезионную прочность и антикоррозионные свойства, а также цитотоксичность.

Эксперименты показали, что каждым из упомянутых способов удастся сформировать защитное покрытие на сплаве ZX10, однако для случая электрохимического фторирования имеют место нарушения сплошности покрытия и образование питтингоподобных точечных

дефектов как в покрытии, так и в подложке, которые в дальнейшем активно прогрессируют при воздействии физиологической (коррозионной) среды. Вероятной причиной возникновения этих дефектов является анодное растворение вторичных фаз подложки типа $(\text{Mg}, \text{Zn})_2\text{Ca}$ и, возможно, Mg_2Ca , которые имеют более отрицательный стандартный электродный потенциал по сравнению с матрицей $\alpha\text{-Mg}$ ($\sim -2,37$ В). Для других способов формирования подобных «артефактов» не наблюдалось и удалось получить покрытия на основе MgF_2 химическим фторированием и микродуговым фторированием – максимальные толщины покрытий составили $1,55 \pm 0,27$ и $3,96 \pm 0,89$ мкм соответственно. Отдельно отметим, что увеличение длительности выдержки образцов до 72 часов и более в плавиковой кислоте при химическом конверсионном фторировании не приводит к увеличению толщины покрытия, но, напротив, ухудшает его защитные характеристики, в частности, антикоррозионные. Аналогичный эффект имеет место и микродуговом фторировании, т.е. несмотря на возможность повышения толщины до $\sim 15\text{--}20$ мкм путем увеличения длительности процесса, имело место снижение антикоррозионных характеристик и частичные отслаивания покрытия. Иная картина наблюдается для оксидного покрытия, полученного ПЭО, – достигнутые в эксперименте толщины составляли $\sim 15\text{--}20$ мкм и могут быть легко увеличены до $\sim 50\text{--}100$ мкм без ухудшения защитных характеристик и с регулируемой в широком диапазоне сквозной пористостью, что делает его более подходящим кандидатом для формирования объемной многофункциональной системы с «загруженными» лекарственными препаратами или модификаторами.

XRD исследования показали, что основой фторидных покрытий является тетрагональный фторид магния MgF_2 (пространственная группа симметрии $P4_2/mnm$), а у оксидного слоя, полученного ПЭО, основная фаза – кубический оксид магния MgO (пространственная группа симметрии $Fm-3m$). При этом для всех фторидных покрытий EDX анализ показывает незначительное присутствие кислорода, что позволяет предполагать наличие в них «следов» оксида или гидроксида магния. В оксидном ПЭО-покрытии также присутствует рентгеноаморфная фосфорсодержащая фаза.

Испытания на адгезию (адгезионную прочность, ASTM C1624) показали, что наибольшие удельные нагрузки продира F_c демонстрируют фторидные покрытия, сформированные химическим методом, – достигнутые значения составили $\sim 7,5 \pm 2,2$ Н/мкм, что является лучшим результатом в эксперименте. Для фторидных покрытий, полученных микродуговым фторированием, величины адгезионной прочности также составили $\sim 6\text{--}8$ Н/мкм, в то время как адгезионная прочность оксидных слоев, полученных ПЭО, существенно ниже – наибольшее значения F_c составило $\sim 1,6 \pm 0,4$ Н/мкм.

Оценка смачиваемости покрытий физиологическим раствором (0,9 масс.% NaCl) и раствором Хэнкса показала, что все покрытия являются гидрофильными (краевой угол смачивания $< 90^\circ$), что является необходимым условием для медицинских применений.

Коррозионные испытания показали, что нанесение покрытий в начальный момент времени снижает скорость коррозии подложки в растворе 0,9% NaCl до ~ 20 раз, а в растворе Хэнкса – до ~ 50 раз. Так, i_{corr} сплава ZX10 в физ. растворе и в растворе Хэнкса составили $\sim 17\text{--}20$ мкА/см² и $\sim 4\text{--}5$ мкА/см², соответственно. Химическое фторидное покрытие снижает величину i_{corr} до значений ~ 1 мкА/см² и $\sim 0,1$ мкА/см² в этих же средах, что является лучшим результатом в эксперименте. Оксидные ПЭО-покрытия показывают чуть более высокие значения i_{corr} – на уровне ~ 2 мкА/см² и $\sim 0,2$ мкА/см², соответственно. А фторидные покрытия, сформированные микроплазменным методом, демонстрируют еще более высокие значения i_{corr} – на уровне $\sim 4,5$ мкА/см² и $\sim 1,5$ мкА/см². Длительные коррозионные испытания в тех же средах показали, что плотность тока коррозии сплава ZX10 в физ. растворе через 168 ч и 336 ч выдержки в среде снижается до значений $\sim 10\text{--}12$ мкА/см², в то время как для образцов с покрытиями наилучший показатель i_{corr} составил $\sim 3,5$ мкА/см² и был зафиксирован у фторидных химических покрытий. Однако для случая длительной выдержки образцов в растворе Хэнкса наблюдалась другая картина – плотность тока коррозии сплава ZX10 составила $\sim 3\text{--}5$ мкА/см², в то время как благодаря покрытиям она снижалась до величин $\sim 0,3\text{--}$

0,4 мкА/см², причем наилучшие результаты продемонстрировали оксидные покрытия, полученные методом ПЭО, т.е. на экспозиции 336 ч снижение скорости коррозии благодаря поверхностной обработки составило ~7,5 раз.

In vitro испытания на цитотоксичность при помощи МТТ-теста показали отсутствие у сплава ZX10 системы Mg-1Zn-0.1Ca (масс.%) цитотоксичности и практически абсолютную выживаемость тестовых клеток. Близкие результаты показывают фторидные покрытия, полученные химической конверсионной обработкой – наблюдается практически полное ~100% выживание клеток в экстракте на сформированных образцах. Применение плазменных технологий приводит к некоторому снижению выживаемости клеток на поверхности полученных покрытий – показатель выживаемости составил ~91...96%, что, тем не менее, является прекрасным результатом и позволяет заключить, что полученные с образцов с покрытиями экстракты не токсичны на нормальных клетках человека (на примере клеточной линии WI-26 VA4, легочные фибробласты).

В целом, можно заключить, что полученные образцы фторидных и оксидных покрытий показали хорошие защитные свойства и целесообразны дальнейшие in vivo исследования и оптимизация свойств покрытий. Однако для фторидных покрытий ввиду небольшой толщины представляется затруднительным формирование системы с дополнительными антибактериальными, остестимулирующими и другими свойствами, достигаемыми за счет «пропитки» активными веществами, т.е. такие покрытия, преимущественно, являются защитными. Оксидные покрытия, полученные методом ПЭО, напротив, демонстрируют значительный потенциал к созданию сложных multifunctional систем медицинского назначения на магниевых сплавах благодаря существенной (до ~100 мкм и более) толщине и развитой сквозной пористости, что делает их отличным кандидатом для пост-обработки и «пропитки» составами с антибиотиками, остестимулирующими веществами типа трифосфата кальция и кальциевого гидроксиапатита, антибактериальными составами, например, с наночастицами серебра и другими. Это будет предметом дальнейшей работы коллектива.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 25-19-00498, <https://rscf.ru/project/25-19-00498/>).

Литература

1. G. Uppal et al. Magnesium based implants for functional bone tissue regeneration – A review // Journal of Magnesium and Alloys, 2022, V. 10, Is. 2, P. 356–386.
2. J. Xie et al. Advances in magnesium-based implants for biomedical applications: A comprehensive review and future perspectives // Journal of Magnesium and Alloys, 5 July 2025, In Press, DOI 10.1016/j.jma.2025.05.009.
3. G. Kumar et al. Advances in magnesium-based bioresorbable cardiovascular stents: Surface engineering and clinical prospects // Journal of Magnesium and Alloys, 2025, V. 13, Is. 3, P. 948–981.
4. M. Muñoz et al. Plasma electrolytic oxidation of AZ31 magnesium stents for degradation rate control // Surface and Coatings Technology, 2024, V. 479, P. 130539.
5. L. Liu et al. A review of biodegradable biliary stents made of magnesium metals: Current progress and future trends // Journal of Magnesium and Alloys, 2025, V. 13, Is. 1, P. 30–40.
6. D. Tie et al. In vivo assessment of biodegradable magnesium alloy ureteral stents in a pig model // Acta Biomaterialia, 2020, V. 116, P. 415–425.
7. A. Vinogradov et al. Attaining High Functional Performance in Biodegradable Mg-Alloys: An Overview of Challenges and Prospects for the Mg-Zn-Ca System // Materials, 2023, V. 16, Is. 3, P. 1324.
8. N. Singh et al. Progress in bioactive surface coatings on biodegradable Mg alloys: A critical review towards clinical translation // Bioactive Materials, 2023, V. 19, P. 717–757.
9. Y. Zhao et al. Smart self-healing coatings on biomedical magnesium alloys: A review // Smart Materials in Manufacturing, 2023, V.1, P. 100022.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕМРИСТОРНОГО ЭФФЕКТА ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИ АДСОРДИРОВАННЫХ ТОНКИХ ПЛЁНОК ОКСИДА ТИТАНА ДЛЯ РЕАЛИЗАЦИИ СИНАПТИЧЕСКИХ ФУНКЦИЙ

Н.В. Полупанов, А.И. Попова, В.И. Авилов, Р.В. Томинов, З.Е. Вакулов, В.А. Смирнов

Институт нанотехнологий, электроники и приборостроения Южного федерального университета, Таганрог
npolupanov@sfedu.ru

Нейроэлектроника в настоящее время является областью вычислительных устройств, обладающей значительным потенциалом для применения в системах искусственного интеллекта. Считается, что такие системы будут более эффективными и адаптивными, чем традиционные компьютерные системы [1]. Основанная на принципах работы нейронов и синапсов мозга, обработка информации в твердотельном синаптическом устройстве преимущественно происходит при передаче передачи сигналов «весов» между синапсами, вследствие электрического переключения. Энергонезависимость резистивных состояний и гистерезисное поведение мемристорных структур, являются одними из наиболее важных свойств для реализации синаптической функциональности, играющую важную роль в когнитивных способностях мозга, что делает мемристоры наиболее перспективными устройствами для реализации синаптических функций нейроморфных систем. Значения синаптического веса могут храниться и обновляться в соответствии с различными алгоритмами обучения, которые могут зависеть от пре- и постсинаптической активности нейронов [2-3]. Оксид титана (TiO_2), используемый в качестве активного слоя мемристорной структуры, получен методом электрохимического осаждения (ЭХО). Метод ЭХО не требует дорогого и сложного оборудования, не требует работы в вакууме, не требует дополнительного этапа гальванопластики (электроформирования), так как способствует равномерному распределению дефектов (кислородных вакансий, играющих ключевую роль в свойствах резистивного переключения) в процессе осаждения, а также позволяет точно регулировать толщину, структуру, и состав осажденных пленок за счёт варьирования электрохимических параметров. Кроме того, мемристоры на основе TiO_2 обладают хорошей стабильностью циклирования, высокой скоростью переключения, низкими рабочими напряжениями, отличным масштабированием, а также способны переключаться между несколькими промежуточными уровнями, что значительно расширяет потенциал нейроморфных устройств на их основе. Таким образом, целью работы является исследование циклической выносливости структур TiO_2 , полученных методом ЭХО, для реализации основных синаптических функций.

Экспериментальные образцы мемристорных структур получены на кремниевой полуизолирующей подложке Si/SiO₂, на которой методом магнетронного распыления была сформирована тонкая пленка титана толщиной около 20 нм. Затем на поверхность образца наносился позитивный фоторезист ФП-383, с последующей его сушкой при 95 °С в течение 6 минут. Далее методом фотолитографии с помощью автоматизированной системы формирования микроструктур Olympus IXplore сформированы окна для осаждения оксида суммарной площадью оксидируемой поверхности около 1164 мкм. В качестве электролита для ЭХО использовался солевой раствор из дистиллированной воды и морской соли с миллионной долей частиц около 100 ppm. Рабочий и вспомогательный электроды были выполнены из титана и находились друг от друга на расстоянии около 8 мм. Образец был прижат активной частью к вспомогательному электроду и обращен к рабочему электроду. Для создания разности потенциалов между двумя электродами был использован источник питания постоянного тока GW Instek GPS-3303, соединённый через мультиметр Rigol DM3058. Осаждение плёнок проводилось при следующих режимах: напряжение 2 V, время осаждения 180 секунд, ток 8 µA – 3.8 µA. В результате на поверхности титана сформированы оксидные

структуры TiO_2 , толщиной около 2,75 нм (рисунок 1, а). Исследование поверхности образца и электрические измерения оксидных наноструктур проводилось с использованием методов атомно-силовой микроскопии сканирующего зондового микроскопа Solver P47, с зондами серии HA_FM/W2C, с проводящим покрытием Pt и радиусом кривизны < 30 нм.

Для исследования возможности реализации синаптических функций тонких плёнок оксида титана, полученных методом ЭХО, исследованы вольтамперные характеристики (ВАХ) оксидной структуры на протяжении 200 циклов с разверткой напряжения от -4.25 В до 4.25 В и временем одного цикла 0.1с (рис. 1, б). Анализ результатов исследования циклической выносливости (рис. 1, в) показал, что структура обладает достаточной воспроизводимостью мемристорного эффекта в течение 200 циклов. После подачи положительного импульса записи 4.25 В, структура переходила в состояние низкого сопротивления (LRS), со средним значением 1.4 ± 1.7 ГОм, а после подачи отрицательного импульса сброса -4.25 В, структура переходила в состояние высокого сопротивления (HRS), со средним значением 25.2 ± 9.2 ГОм. При напряжении чтения 650 мВ, отношение сопротивлений составило 18.

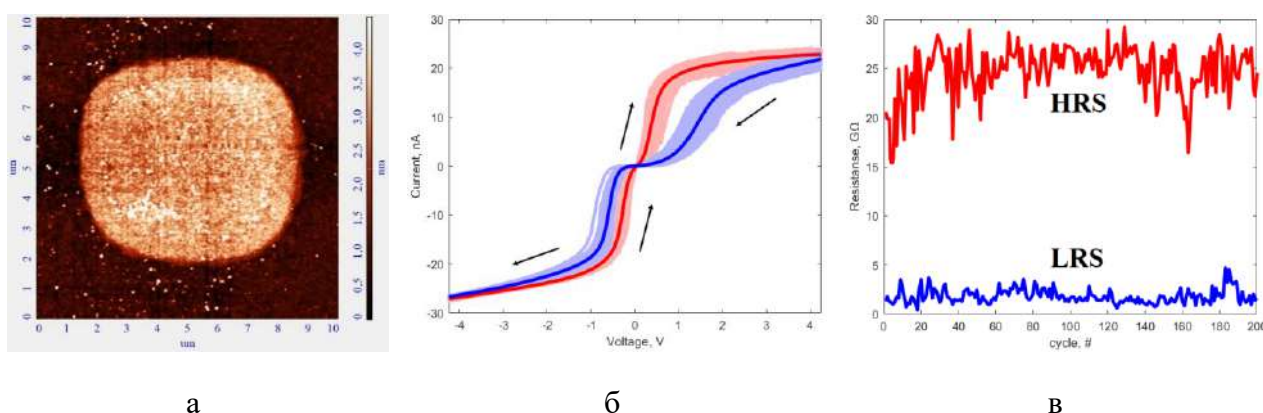


Рис. 1. Результаты исследования синаптических функций структуры TiO_2 : а) – АСМ изображение оксидной структуры. б) – ВАХ структуры, жирным цветом выделена усреднённая кривая. в) – циклическая выносливость состояний HRS/LRS

Таким образом, полученные результаты подтверждают перспективность метода ЭХО для формирования мемристоров на основе TiO_2 для реализации синаптических функций. Установлено, что электрохимически адсорбированные тонкие плёнки TiO_2 обладают выносливостью циклирования и воспроизводимостью резистивного переключения на протяжении 200 циклов, со средним соотношением сопротивлений HRS/LRS около 18. Полученные результаты могут быть использованы при разработке технологических процессов формирования мемристивных структур на основе TiO_2 с использованием метода ЭХО, для создания перспективных нейроморфных систем, которые могут применяться в системах искусственного интеллекта, имитирующих работу человеческого мозга и системах обработки больших объемов данных нового поколения.

Литература

1. V.I. Avilov, Chander Prakash, N.V. Polupanov, R.V. Tominov, Z.E. Vakulov, L.G. Zhavoronkov, V.A. Smirnov // 8th Scientific School Dynamics of Complex Networks and their Applications (DCNA). 2024. С. 19-22.
2. В.И. Авилов, Л.Г. Жаворонков, Н.В. Полупанов, Д.А. Хахулин, В.А. Смирнов // Перспективные системы и задачи управления. 2023. С. 169-173.
3. V.I. Avilov, R.V. Tominov, Z.E. Vakulov, L.G. Zhavoronkov, V. A. Smirnov // Nano Research. 2023. 16(7).

КОНСТАНТЫ УПРУГОСТИ НОВЫХ ДВУМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ: МОЛЕКУЛЯРНАЯ ДИНАМИКА

П.В. Полякова¹, Д.С. Лисовенко², Ю.А. Баимова¹

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

²*Институт проблем механики им. А.Ю. Иилинского РАН, Москва*

polina.polyakowa@yandex.ru

Исследование двумерных материалов является актуальной задачей, поскольку подобные структуры, благодаря своей двумерной природе обладают рядом уникальных физических и механических свойств. Высокий потенциал применения графена для создания сверхпроводников, суперконденсаторов, гибкой электроники, сенсорных устройств, различного рода батарей к настоящему моменту уже показан. Помимо графена на сегодняшний день прогнозируется создание новых двумерных структур, часть которых уже получены экспериментально, например, диаман, графин, борнитран.

Графин представляет собой монослой атомов углерода, которые имеют sp - и sp^2 -гибридизацию и особым образом уложены в решетке. Данные двумерные структуры обладают высокой прочностью, широкой запрещенной зоной и нелинейными оптическими свойствами [1]. Диаман/борнитран – это двухслойные структуры с sp^3 -гибридизацией, состоящие из двух слоев графена/нитрида бора, где одна половина атомов покрыта атомами водорода, а вторая связывает эти два слоя между собой ковалентной связью. Среди выдающихся свойств можно отметить высокую электропроводность, прочность, химическую активность [2, 3]. В настоящей работе методом молекулярной динамики (МД) рассчитаны константы упругости двух морфологий диаманов и борнитранов, пяти конфигураций графинов. Методика расчета констант упругости двумерных материалов представлена в работе [4]. К каждой структуре прикладывается одноосное растяжение до 1% и рассчитываются константы жесткости методом МД. После чего с помощью соответствующих уравнений рассчитываются константы податливости, модуль Юнга, модуль сдвига и коэффициент Пуассона.

Получены константы упругости для двух морфологий диаманов и борнитранов, пяти конфигураций графинов. Впервые получены уравнения, описывающие прямую связь между константами жесткости и податливости для двумерных материалов. Установлено, что вид укладки атомов в графине оказывает существенное влияние на значения констант упругости. Среди пяти конфигураций графина наибольшим модулем Юнга обладает γ_2 -графин, наименьшим – α -графин. Более высокая анизотропия наблюдается для β_3 -графина, чем для γ_2 -графина. Для диаманов и борнитранов морфология структуры не влияет на константы упругости. Показано, что по сравнению с графеном/гексагональным нитридом бора диаман/борнитран обладают большим модулем Юнга, но меньшим коэффициентом Пуассона.

Работа Поляковой П.В. и Баимовой Ю.А. проводилась в рамках госзадания молодежной лаборатории ИПСМ РАН. Работа Лисовенко Д.С. проводилась в рамках государственной программы ИПМех РАН (проект № 124013000674-0).

Литература

1. J. Kang, J. Li, F. Wu, S.-S. Li, J.-B. Xia // Journal of Physical Chemistry C. 2011. V. 115. P. 20466–20470.
2. L.A. Chernozatonskii, P.B. Sorokin, A.G. Kvashnin, D.G. Kvashnin // Journal of Experimental and Theoretical Physics Letters. 2009. V. 90. P. 134–138.
3. A.P.M. Barboza, M.J.S. Matos, H. Chacham, R.J.C. Batista, A.B. Oliveira, M.S.C. Mazzoni, B.R.A. Neves // ACS Nano. 2018. V. 12. P. 5866–5872.
4. P.V. Polyakova, R.T. Murzaev, D.S. Lisovenko, J.A. Baimova // Computational Materials Science. 2024. V. 244. P. 113171.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ СИСТЕМЫ Fe-Pt /C В ЭЛЕКТРОКАТАЛИЗЕ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ВОДОРОДА

**А.Н. Пригородова¹, Н.С. Захаров¹, Г.Ю. Сименюк¹, И.Ю. Зыков¹, А.Н. Шмаков²,
В.М. Пугачев¹**

¹Федеральный исследовательский центр угля и углехимии СО РАН, Кемерово

²ЦКП «СКИФ», Новосибирск

h991@yandex.ru

Не смотря на значительный рост в последнее десятилетие исследований в области разработки альтернативных методов получения водорода без использования углеводородного сырья, многие вопросы, связанные с водородной энергетикой, не имеют технически и экономически приемлемых решений. Среди перспективных методов получения водорода выделяют электролитическое разложение воды на высокоэффективных катализаторах, наиболее перспективными среди которых можно выделить частицы наносплавов на основе металлов подгруппы железа (Fe, Co, Ni) в комбинации с платиновыми металлами (Pt, Pd), нанесённые на пористую матрицу (носитель). В настоящей работе рассматривается возможность применения частиц наносплава Fe-Pt, нанесённых на поверхность углеродной матрицы, полученной при щелочной активации ископаемого угля марки А. Комплексом взаимодополняющих методов исследования установлено, что наносплав Fe-Pt образуется в поровой структуре углеродного носителя, формируя ГЦК-структуру (A1), в виде частиц размером 4–6 нм. Прогрев полученного таким образом композитного материала в инертной среде до 600 °С приводит к формированию упорядоченных фаз интерметаллидов, в том числе наиболее перспективного с каталитической точки зрения – интерметаллида FePt с тетрагональной структурой (L1₀).

При тестировании полученного композитного материала в электрохимической ячейке в 1 М растворе H₂SO₄ (Рис. 1) с двумя графитовыми электродами, один из которых был модифицирован композитом Fe-Pt/C, нанесённым с использованием раствора нафiona (растворитель – изо-пропанол) в потенциальном окне от –0,2 до 1,2 В был зафиксирован сигнал в области 0 В, который характерен реакции восстановления H⁺ до молекулярного водорода. Следовательно, композитный материал Fe-Pt/C можно рассматривать перспективным для получения водорода в электрокаталитических реакциях.

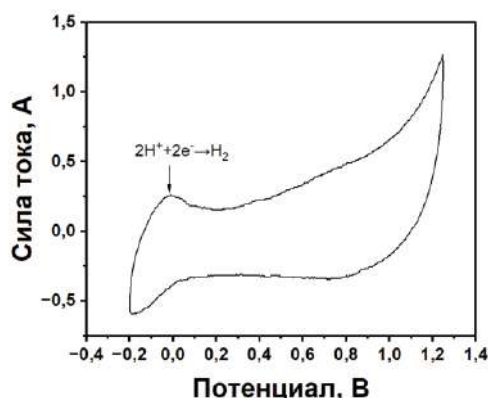


Рис. 1. Кривая циклической вольтамперометрии двухэлектродной ячейки: графитовые электроды, один из которых модифицирован композитом Fe-Pt/C, электролит – 1 М раствор H₂SO₄

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-13-00356, <https://rscf.ru/project/23-13-00356/> на оборудовании Центра коллективного пользования ФИЦ УУХ СО РАН, г. Кемерово.

ТЕКСТУРА АДДИТИВНОЙ ЗАГОТОВКИ, ПРОИЗВЕДЕННОЙ МЕТОДОМ ЭЛАП

Д.В. Пырин¹, А.Ю. Жилияков^{1,2}, С.В. Беликов^{1,2}

¹ УрФУ имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, Екатеринбург (Россия)

² ИФМ им. М. Н. Михеева Уральского отделения РАН, Екатеринбург (Россия)

d.v.pyrin@gmail.com

Формирование текстур на определённых этапах производства материалов при воздействии направленных внешних или внутренних сил происходит достаточно часто (в том числе и при кристаллизации). Практический интерес исследования текстуры основан на вызванной ей анизотропии свойств [1]. Метод электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП) позволяет получать в материалах направленную кристаллическую структуру, установление особенностей формирования которой является существенным шагом к управлению уровнем свойств относительно различных направлений построения аддитивной заготовки, и, тем самым, оптимизации технологии производства и расширению возможностей применения материалов в высокотехнологичных отраслях промышленности.

Целью работы является исследование текстурных особенностей аддитивных заготовок в виде стенок различных геометрических размеров, изготовленных методом ЭЛАП по различным режимам, отличающихся величиной энергозатрат, из сплава системы никель-хром-молибден (содержание, мас %: 23...24 Cr, 12...14 Mo, ≤0.75 Fe, Ni – остальное) [2].

Показано, что макроструктура изделия представлена колониями дендритов, выращенных эпитаксиально, преимущественно в направлении роста (НР) аддитивной заготовки. В проекции на сечение перпендикулярное направлению печати (НП) наблюдается радиальная разориентировка дендритов относительно оси НР [3]. Наиболее ярко она выражена в случае формирования последующего слоя отличной ширины, чем у ранее закристаллизовавшегося. В продольном же сечении имеются колонии дендритов с некоторым наклоном в сторону НП (в сторону движения теплового источника) [4]. Результаты анализа методом ДОРЭ показали, что кристаллографическая текстура материала аксиальная $\langle 100 \rangle$ и характеризуется различной степенью остроты текстуры по высоте аддитивных заготовок.

Литература

1. Методы исследования текстур в материалах: учеб.-метод. пособие / М. Л. Лобанов, А. С. Юровских, Н. И. Кардолина, Г. М. Русаков. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2014. – 115 с. ISBN 978-5-7996-1107-1
2. Коррозионностойкий сплав: пат. 2672647 Рос. Федерация: МПК C22C 19/05 / Асеев М. А., Беликов С., В. Дедов К., В. Крицкий А. А., Митюков Р. А., Пантюхин А. П., Половов И. Б., Скиба К. В., Харин П. А., Чинейкин С. В., Шевакин А. Ф., Шипулин С. А.; патентообладатель Акционерное общество "Чепецкий механический завод". № 2017127607; заявл. 01.08.17; опубл. 16.11.18.
3. B. Vrancken, L. Thijs, J.-P. Kruth, J. Van Humbeeck, Microstructure and mechanical properties of a novel β titanium metallic composite by selective laser melting // Acta Materialia. – 2014. – V. 68. – P. 150-158. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2014.01.018>
4. Qiu Z., Wu B., Zhu H., et al. Microstructure and mechanical properties of wire arc additively manufactured Hastelloy C276 alloy // Materials & Design. - 2020. - V. 195. - 109007. DOI:10.1016/j.matdes.2020.109007

АСИММЕТРИЧНАЯ ПРОКАТКА КАК НОВЫЙ СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ ТЕХНОЛОГИЧНОСТИ ПРОКАТА

Г.И. Рааб¹, Л.В. Носов¹, Д.А. Аксенов², А.Г. Рааб^{2,3}, Nailiang Yu⁴, М.С. Смаковский⁵

¹ *Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия*

² *Институт молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа, Россия*

³ *Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия*

⁴ *College of Mechanical and Electrical Engineering, Central South University, China*

⁵ *АО "Армалит", Санкт-Петербург, Россия*

giraab@mail.ru

Асимметричная прокатка (АП) является одним из перспективных методов совершенствования эксплуатационных свойств металлического проката, позволяющая снизить затраты и сократить технологический цикл при его производстве. Основным отличием метода АП и его необходимым условием является рассогласование скоростей верхнего и нижнего прокатных валков, преимущественно, в соотношении от 1.2 до 2. Это условие приводит к заметному снижению силы прокатки, изменению напряженно-деформированного состояния в очаге деформации, повышению величины разовой накопленной деформации и более эффективному измельчению исходной структуры металлов, что позволяет создавать более рациональные деформационные схемы и активно управлять механическими свойствами конечной продукции.

В работе на основе обзора литературных источников и компьютерного моделирования проведен анализ очага деформации при АП с обсуждением его особенностей и отличий от очага деформации традиционной прокатки. Показано, что в очаге деформации при АП, за счет разнонаправленных активных сил трения на контактных с заготовкой поверхностях валков, реализуется сложное деформированное состояние включающее сочетание схем простого и чистого сдвига.

На примере исследования алюминиевых, медных и нержавеющей сталей, показана эффективность использования АП.

Например, холодная АП нержавеющей сталей обеспечивает сокращение технологического цикла до двух раз и снижение трудо и энерго затрат на 30-50%. АП алюминиевых сплавов (комнатная температура) обеспечивает интенсивную трансформацию исходной крупнозернистой структуры до наноструктурного состояния уже после одного прохода. Также, полученные результаты комплексного исследования образцов серийного сплава системы Cu-Sn, после асимметричной прокатки при комнатной температуре и одного прохода со степенью разовой относительной деформации ~70% указывают, что при АП идет активная трансформация исходной структуры на макро и микроуровнях, что приводит к формированию структуры зеренно-субзеренного вида. На макроуровне формируется структура полосчатого вида с вытянутыми исходными зернами и субзернами в направлении прокатки, а на микроуровне в субзернах формируется сложная структура полосового и ячеистого вида нанометрического диапазона с минимальным размером вплоть до ~50 нм. При этом плотность дислокаций увеличивается практически в 10 раз, размеры областей когерентного рассеивания снижаются в 4 раза, наблюдается деформационно-инициированное выделение из твердого раствора частиц Cu₃Sn. В 4 раза повышается предел текучести, с 200 до 805 МПа и, соответственно, заметно повышается стойкость к износу в условиях сухого трения. Достигнутые после АП свойства по пределу текучести в два раза превышают свойства, полученные конкурирующими и альтернативными методами упрочнения сплава системы Cu-Sn.

Исследования выполнены при финансовой поддержке гранта РНФ (соглашение № 23-79-30015).

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ СВОЙСТВА МАРГАНЕЦ- КОБАЛЬТОВЫХ ЛЮДВИГИТОВ

А.А. Рахмонов¹, В.А. Шустов², Д.И. Фазлижанова², Р.М. Еремина², Е.М. Мошкина³

¹*Казанский (Приволжский) федеральный университет, Казань*

²*Казанский физико-технический институт имени Е. К. Завойского ФИЦ КазНЦ РАН, Казань*

³*Институт физики СО ФИЦ РАН, Красноярск*
azam.mephi@mail.ru

Оксибораты со структурой людвигита, представлены формулой M_2MeVO_5 , где М и Ме — ионы металлов с валентностью 2+ и 3+ соответственно, обладают уникальными магнитными свойствами благодаря случайному распределению магнитных ионов, смешанной валентности, сильным электронным корреляциям и необычному упорядочению зарядов. Эти свойства обусловлены пространственной структурой людвигита, которая содержит четыре кристаллографически неэквивалентных положения для ионов металлов, каждое из которых окружено октаэдрическим кислородным окружением. Эти позиции образуют пару, формируя две подрешётки в форме трёхногой лестницы (3LL) [1]. Ионы металлов занимают четыре различных положения — 2a, 2b, 4g и 4h — в пределах элементарной ячейки, которые обычно обозначаются как M1, M2, M3 и M4 соответственно. Людвигиты обычно относятся к пространственной группе Pbam.

В работе [2] людвигит состава $Mn_{0.75}Co_{0.25}VO_5$ был изучен с помощью методов удельной теплоёмкости, термоэлектричества и ЭПР при температурах выше 290 К. Установлено изменение параметров кристаллического поля для ионов Mn с помощью ЭПР-измерений при $T \approx 390$ К. Было получено, что параметры кристаллического поля равны $D = 0,062$ К, $E = 0,02$ К при $T \approx 290$ К и $D = 0,064$ К, $E = 0,02$ К при $T \approx 390$ К. Поведение коэффициента Зеебека отражает особенности удельной теплоёмкости в том же диапазоне температур. Значение коэффициента Зеебека резко возрастает с ~ 0 мВ/К до $\sim 0,275$ мВ/К в диапазоне от 300 до 350 К, а затем постепенно снижается до $\sim 0,15$ мВ/К при 550 К.

Целью данной работы было изучение изменения параметров кристаллической решётки при температурах выше комнатной в $Mn_{0.75}Co_{0.25}VO_5$.

Измерения интенсивности рентгеновского излучения были проведены на порошке $Mn_{0.75}Co_{0.25}VO_5$ в диапазоне температур от 293 К до 773 К с использованием рентгеновского дифрактометра. Полученные с помощью рентгеновского спектрометра спектры были оцифрованы и визуализированы в программе Origin (рис. 1) для последующего анализа.

Как видно из рисунка при увеличении температуры от 293К до 773К наблюдается сдвиг дифракционных пиков в сторону меньших углов, что может свидетельствовать о термической деформации кристаллической решётки или изменении фазового состояния материала. Эволюция параметров решетки при повышении температуры обсуждаются.

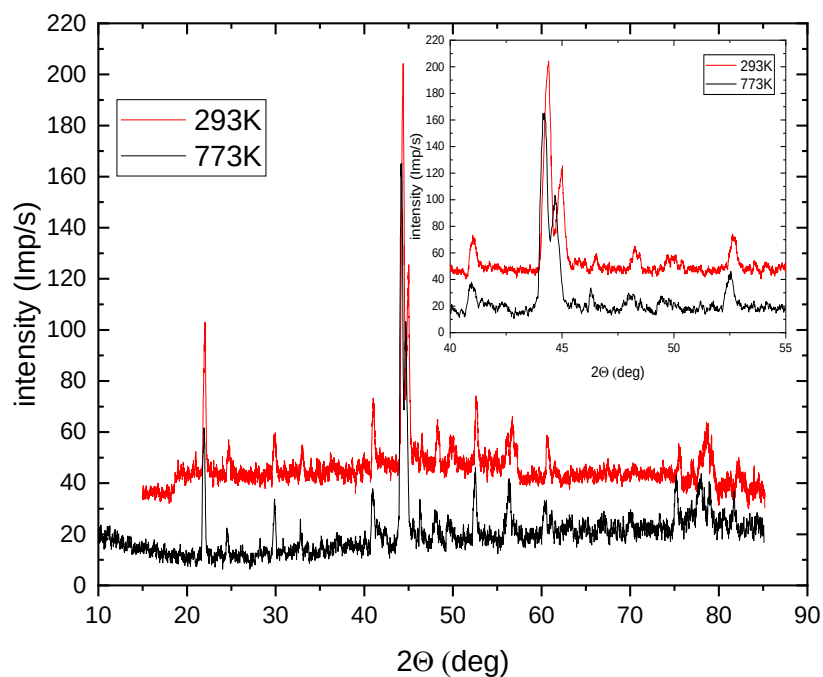


Рис. 1. Дифрактограмма $\text{Mn}_{0.75}\text{Co}_{2.25}\text{BO}_5$ при температурах 293K и 773K

Литература

1. Popov D. V. et al. Magnetism and specific heat of ludwigites $\text{Mn}_{1.17}\text{Co}_{1.83}\text{BO}_5$ and $\text{Mn}_{1.39}\text{Co}_{1.61}\text{BO}_5$ //Journal of Alloys and Compounds. – 2024. – Т. 976. – С. 173143.
2. Popov D. V. et al. Spin-Glass Transition in $\text{Mn}_{0.75}\text{Co}_{2.25}\text{BO}_5$ Compound //Journal of Superconductivity and Novel Magnetism. – 2025. – Т. 38. – №. 3. – С. 152.

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ЛЬДА ЗА СЧЕТ НАНОРАЗМЕРНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ

В.В. Родаев, В.М. Васюков, А.О. Жигачев, Н.М. Куркина, А.С. Васильева

Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Тамбов
rodaev1980@mail.ru

В арктических регионах, где зимние температуры постоянно отрицательные, а температурные перепады умеренные, для решения сезонных задач или задач, ограниченных определенными временными рамками, строительство из льда может быть предпочтительней по логистическим, экономическим и экологическим соображениям. Однако не высокие прочностные характеристики и низкая вязкость разрушения препятствуют массовому использованию природного льда в качестве конструкционного и строительного материала [1]. Поэтому поиск простых и доступных способов улучшения механических свойств льда постоянно ведется, и он обоснован. Одним из возможных путей повышения прочности льда является переход от чистого льда к ледовым композитам (ЛК), в которых в ледяную матрицу целенаправленно введен упрочняющий наполнитель.

В данной работе в качестве упрочняющего наполнителя были апробированы коллоидный диоксид кремния с размером наночастиц (НЧ) около 10 нм, выпускаемый под торговой маркой «Аэросил HL-380», а также поливиниловый спирт (ПВС) с молярной массой около 1×10^5 г/моль. Золи с массовой долей (ω) 1 и 3 мас.% НЧ получали при помощи ультразвукового воздействия частотой 20 кГц и мощностью не более 100 Вт на смеси дистиллированной воды и соответствующих навесок НЧ. Суспензии с меньшим содержанием НЧ (0.003, 0.01, 0.03, 0.1 и 0.3 мас.%) получали из соответствующих приготовленных суспензий путем последовательного отбора проб и их разбавления дистиллированной водой. Истинные 1 и 3 мас.% растворы ПВС готовили путем растворения соответствующих навесок полимера в дистиллированной воде при 90°C при постоянном механическом перемешивании. Из полученных прозрачных растворов ПВС растворы с меньшим содержанием полимера (0.003, 0.01, 0.03, 0.1 и 0.3 мас.%) получали так же, как в случае с разбавленными суспензиями НЧ.

Для получения образцов чистого льда и ЛК с различной ω НЧ и ПВС дистиллированную воду и приготовленные суспензии заливали в ячейки размером 10×10×20 мм фторопластовых кювет, которые помещали на 48 ч в морозильный ларь, температура внутри которого была -15°C. Механическую прочность изготовленных образцов исследовали методом одноосного сжатия при помощи сервогидравлической испытательной машины, снабженной климатической камерой, в которой поддерживали температуру воздуха -15°C. Скорость относительной деформации во всех экспериментах была постоянной и равнялась 4×10^{-3} с⁻¹. Образцы деформировали вдоль ребра 20 мм. Мерой механической прочности образцов являлось пиковое напряжение (σ_p), выдерживаемое ими при тестировании, определяемое из диаграмм деформирования.

Было установлено, что с увеличением ω НЧ σ_p ЛК возрастала, достигая 23.4 ± 1.2 МПа при 3 мас.% НЧ (рис. 1а). При этом с ростом ω НЧ зависимость $\sigma_p(\omega)$ начинала стремиться к насыщению. В случае ЛК с ПВС их σ_p также увеличивалась с ростом ω ПВС, однако зависимость $\sigma_p(\omega)$ не стремилась к насыщению, как это имело место для ЛК с НЧ, а, наоборот, резко возрастала с увеличением ω , достигая 26.8 ± 0.9 МПа при 3 мас.% ПВС (рис. 1б). Прочность на сжатие чистого льда в наших экспериментах составляла 12.5 ± 1.1 МПа. Таким образом, использование малых концентраций НЧ и ПВС позволило повысить прочность льда в ≈ 2 раза. Различный вид зависимостей $\sigma_p(\omega)$ для ЛК с НЧ и ЛК с ПВС, вероятно, свидетельствует о различных механизмах упрочнения льда при использовании данных наполнителей.

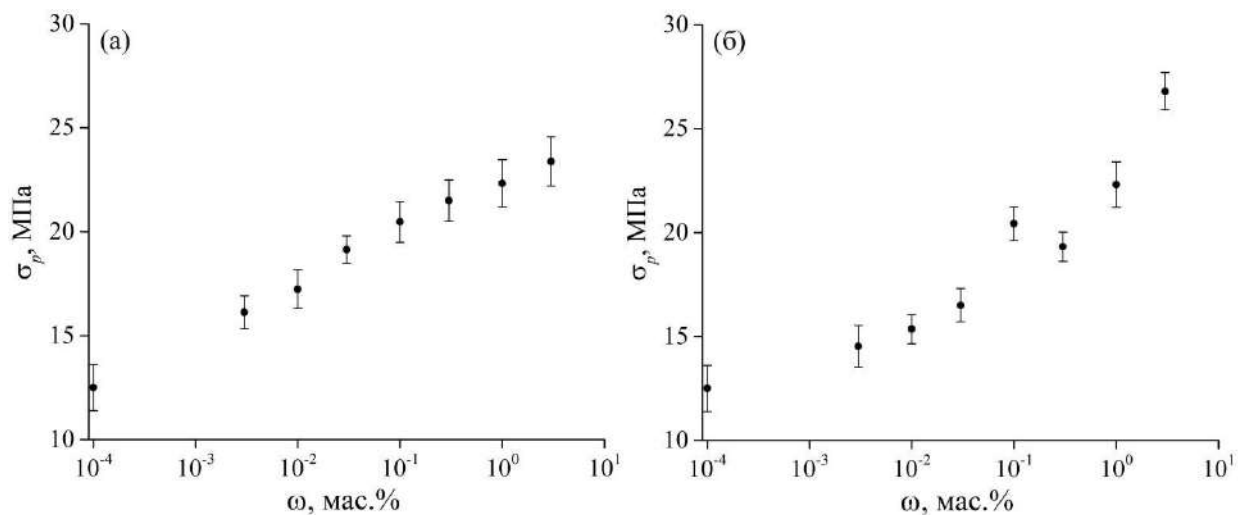


Рис. 1. Зависимости прочности на сжатие σ_p от массовой доли ω наполнителя для ЛК с НЧ (а) и ПВС (б)

Анализ диаграмм деформации показал, что чистый лед, ЛК с ω НЧ ≤ 1 мас.%, а также ЛК с ω ПВС ≤ 0.1 мас.% испытывали хрупкое разрушение. В то время как ЛК с ω НЧ > 1 мас.% и ЛК с ω ПВС > 0.1 мас.% демонстрировали вязкое разрушение, т.е. увеличение концентрации наполнителя приводило к переходу от хрупкого к вязкому разрушению рассмотренных в работе ЛК.

Повышение прочности льда при введении в него гидрофильных наночастиц и полимерных макромолекул, может быть объяснено в рамках теорий Холла-Петча и Гриффитса и обусловлено уменьшением размера зерен ледяной матрицы тем большим, чем выше концентрация наполнителя [2].

Литература

1. G.W. Timco, W.F. Weeks // Cold Regions Science and Technology. 2010. Vol.60. №2. Pp.107-129.
2. J. Xie, M.-L. Yan, J.-B. Yan // Cold Regions Science and Technology. 2023. Vol.206. Pp. 103751(1)- 103751(14).

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема FEMG-2025-0008, Рег. № 1025060900005-2-2.5.1).

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ Cu, ПОКРЫТОЙ КОМПОЗИТОМ ГРАФЕН/Cu ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ

Е.А. Рожнова¹, К.А. Крылова²

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
rozhnova.elizavetaa@mail.ru

Стремительное развитие технологий, промышленности и аэрокосмического производства требует поиска новых материалов с высокой прочностью, малым весом и коррозионной стойкостью. Особый интерес представляют композиты на основе графена, которые обладают уникальными механическими, физическими и трибологическими свойствами, что делает их перспективными для использования в качестве упрочняющих и защитных покрытий [1]. В данной работе методом молекулярной динамики при одноосном растяжении исследуются механические свойства поверхности Cu, покрытой композитом графен/Cu.

В качестве начальной структуры рассматривается монокристалл Cu размером $15.1 \times 15.1 \times 5.2$ нм, поверхность которого покрывается композитом графен/Cu толщиной 2.4 нм. Механические свойства структуры оцениваются в процессе одноосного растяжения при комнатной температуре.

Расчеты проводятся в свободно распространяемом пакете молекулярно-динамического (МД) моделирования LAMMPS. В направлениях x и z используются периодические граничные условия, вдоль направления y устанавливается большой размер ячейки, чтобы исключить взаимодействие с соседними ячейками моделирования. Для описания межатомных взаимодействий применяются три потенциала – потенциал AIREBO для взаимодействия углерод-углерод [2], потенциал Леннарда-Джонса для взаимодействия медь-графен [3] и потенциал метода погруженного атома (EAM) для описания взаимодействия медь-медь [4].

На рис. 1 показана зависимость напряжения от степени деформации после одноосного растяжения для поверхности Cu, покрытой композитом графен/Cu толщиной 2.4 нм. На кривой напряжение-деформация $\sigma_{xx}(\epsilon)$ можно выделить пять стадий деформации: упругая деформация (I), упруго-пластическая деформация (II), стадия текучести (III), пластическая деформация (IV) и разрушение (V).

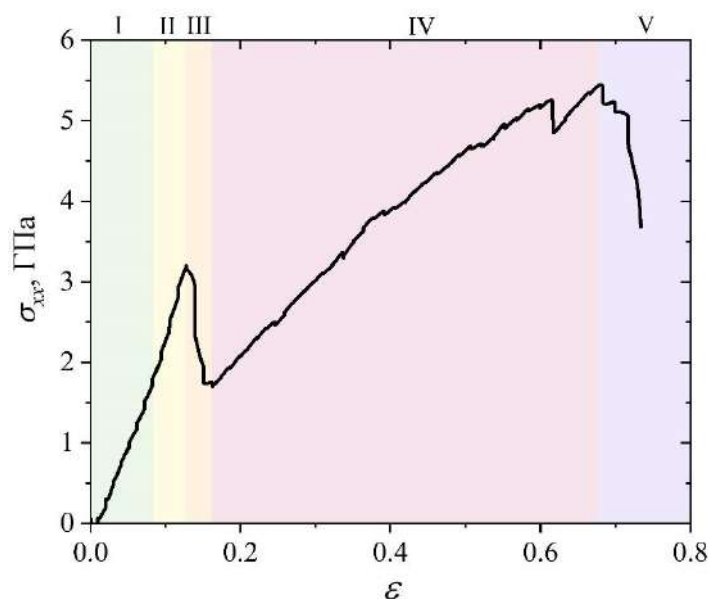


Рис. 1. Зависимость напряжения и плотности дислокаций от степени деформации при одноосном растяжении для Cu с композитным покрытием толщиной 2.4 нм

На стадии I упругая деформация протекала за счет малых изменений параметра решетки, которые не приводили к образованию дефектов. Первые дислокации, а именно дислокации Шокли, поскольку энергия зарождения таких дислокаций меньше, появляются на стадии II. Упрочнение Cu на этой стадии определяется зарождением дислокаций, что является характерным процессом при деформации бездефектных нанопроволок и нанолентов.

Зарождение дислокаций происходит на границе раздела между Cu и композитным покрытием (рис. 2). В конце стадии II при $\varepsilon = 0.12$ достигается предел текучести материала. После достижения предела текучести начинается III стадия деформации, которая сопровождается резким снижением растягивающего напряжения. Такое падение напряжения в системе связано с множественным и одновременным отрывом дислокаций от границы раздела двух фаз. При этом дислокации быстро скользят вглубь кристалла взаимодействуя друг с другом, образуя дислокационные узлы и другие типы дислокаций, такие как дислокации леса и замки Хирта (рис. 2б).

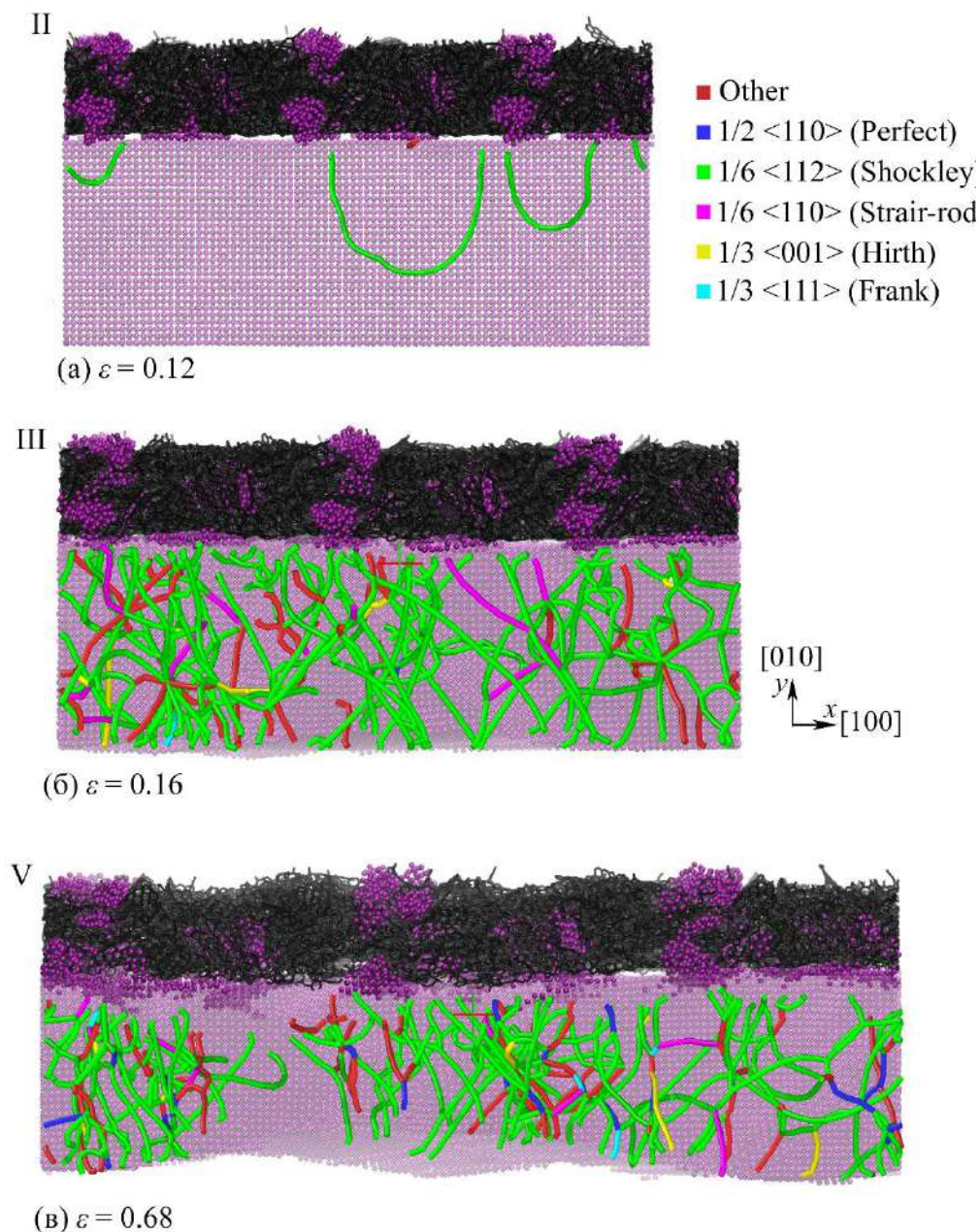


Рис. 2. Распределение дислокационных линий в структуре Cu при разной степени деформации.

Появление дислокационных узлов приводит к росту напряжения в системе, и к началу IV стадии деформации. На этой стадии количество подвижных дислокаций Шокли уменьшается, а число сидячих дислокаций леса и замков Хирта увеличивается, что и приводит к упрочнению меди на этой стадии.

На стадии V при достижении предела прочности атомы меди из композитного нанопокртия, расположенные на границе между Cu и композитным покрытием, начинают вытягиваться из композитной структуры в монокристаллическую Cu. При этом на месте атомов Cu в композите образуются поры. С увеличением степени деформации размер пор продолжает расти, что приводит к разрушению композитного нанопокртия. Разрушение Cu происходит после разрушения композитного покрытия, так как чистая медь является более пластичным материалом, чем композит.

Результаты моделирования показали, что нанесение графенового покрытия на поверхность Cu приводит к значительному повышению прочности материала. При одноосном растяжении предел прочности Cu с композитным покрытием составляет 5.4 ГПа, что более чем в два раза выше максимального напряжения достигаемого в монокристаллической Cu ($\sigma_{\text{uts}} = 2.5$ ГПа). Разрушение Cu с графен/Cu покрытием при одноосном растяжении начиналось с разрыва композитного покрытия. Деформация композитного покрытия при растяжении обусловлена непрерывной перестройкой углеродных связей в графеновой сетке, в сочетании с диффундированием атомов меди из композитного слоя в монокристаллическую поверхность. Последнее приводило к формированию пор и пустот в композитном покрытии, где и происходил разрыв при дальнейшем растяжении образца.

Таким образом, композитное нанопокртие графен/Cu благодаря высокой прочности может применяться в качестве упрочняющего и защитного материала для деталей ответственного назначения, работающих в агрессивной среде и подвергаемые сильному трению и износу.

Литература

1. L.R. Safina, K.A. Krylova, R.T Murzaev, S.A. Shcherbinin, J. A. Baimova //Surfaces and Interfaces. 2024. V. 53. P. 105011.
2. S. J. Stuart, A.B. Tutein, J.A. Harrison // The Journal of Chemical Physics. 2000. V. 112. № 14. P. 6472.
3. H. Huang, X. Tang, F. Chen, J. Liu, D. Chen // Journal of Nuclear Materials. 2017. V. 493. P. 322–329.
4. M. Mendelev, A King // Philosophical Magazine. 2013. V. 93. № 10–12. P. 1268-1278

МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ И МОДЕЛИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРОСТРАНСТВЕННО-АРМИРОВАННОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

К.В. Роман, П.В. Писарев

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь
kvroman@pstu.ru

В настоящее время одной из перспективных технологий создания композиционных материалов с целым комплексом улучшенных физико-механических свойств является технология пространственного плетения армирующих каркасов. Применение технологий ткачества позволяет широко регулировать схему армирования и углы прошивки слоев текстильного каркаса волокнистых полимерных композиционных материалов, что обеспечивает производство композитов с широким диапазоном механических характеристик в зависимости от эксплуатационных нагрузок композитных конструкций. Такие материалы нашли применение при создании высоконагруженных конструкций ракетно-космической и авиационной техники [1, 2], включая высокоточные и ответственные изделия, такие как рабочие лопасти вентилятора двигателей GE9X [3] и серии LEAP [2] (Safran Aircraft Engines, Франция). Материалы, создаваемые по такой технологии, позволяют решить проблему низкой межслойной прочности традиционных слоистых композитов. Благодаря пространственной ориентации волокон пространственно-армированные композиционные материалы (ПАКМ) имеют высокую прочность не только в плоскости слоя, но и в перпендикулярном направлении, что обеспечивает высокую прочность и жесткость композита при различных вариантах нагружения.

Однако, в процессе изготовления конструкций из ПАКМ могут возникать технологические отклонения схемы армирования каркаса, что приводит к изменению свойств материала в объеме конструкции [4, 5]. В реальных образцах нити армирующего каркаса подвергаются технологическим деформациям, вследствие чего искажается форма поперечного сечения волокна, изменяется объемное содержание волокон в различных направлениях. В связи с чем усложняется задача проектирования конструкций из ПАКМ, моделирования их механического поведения и прогнозирования эффективных упругих характеристик материала. Для задачи численного прогнозирования эффективных свойств углубленный учет геометрических параметров волокон невозможен без их явного геометрического моделирования. В большинстве существующих работ геометрия армирующего каркаса моделируется идеализированной [6, 7], что не всегда позволяет соблюдать истинное объемное содержание нитей по направлениям, или исследуется влияние ограниченного перечня параметров, например, только формы поперечного сечения нити, постоянной по длине нити [5], волнистости волокон [8] или угла прошивки слоистых каркасов [9, 10].

В настоящей работе предложено рассмотреть широкий комплекс геометрических параметров структуры: от толщины прослойки связующего до формы поперечного сечения отдельных групп нитей и ее изменения по траектории нитей. За основу описания периодической ячейки плетения рассматриваемого материала в работе использовалась модель «беговой дорожки» А. Кемпа [11], схематично представленная на рис. 1.

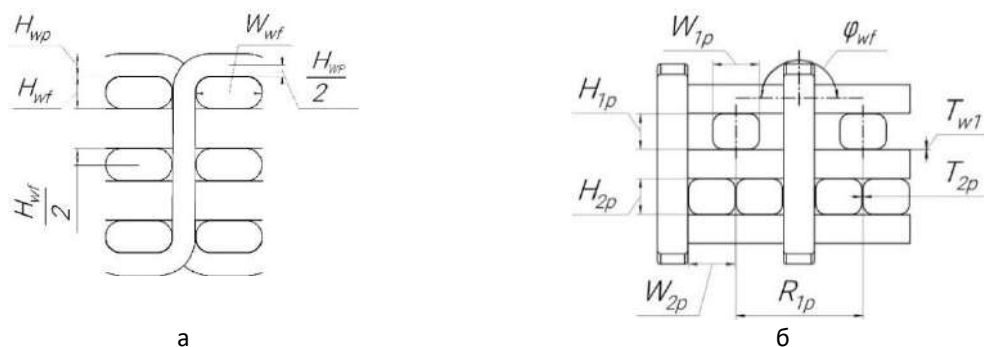


Рис. 1. Модель «беговой дорожки» А. Кемпа для ячейки плетения ПАКМ: сечение поперек нитей утка (а) и сечение поперек нитей основы (б), где W_{1p} и H_{1p} - ширина и высота поперечного сечения одинарной нити основы; W_{2p} и H_{2p} - ширина и высота поперечного сечения сдвоенной нити основы; W_{wf} и H_{wf} - ширина и высота поперечного сечения нити утка; R_{wp} и H_{wp} - ширина и высота поперечного сечения прошивки; ϕ_{wf} - угол дуги траектории осевой линии нити утка, огибающей нить прошивки; T_{w1} и T_{2p} - расстояние (толщина прослойки связующего) между нитями основы/утка и между сдвоенными нитями основы; R_{1p} - расстояние между центрами одинарных нитей основы верхнего ряда

Для определения значений описанных параметров проведены морфологические исследования образцов ПАКМ. По результатам многоракурсной рентгеновской съемки образцов определена общая объемная доля армирующего каркаса в ячейке ПАКМ - 65,51% и объемные доли нитей основы, утка и прошивки - 32,83%, 59,21% и 7,96% соответственно. По микрофотографиям образцов ПАКМ определены числовые значения параметров модели ячейки ПАКМ, средний коэффициент вариации которых составил 10,7. Осредненные значения параметров приняты для построения геометрической модели.

Моделирование ячейки плетения исследуемого композита выполнялось с помощью системы автоматизированного проектирования *SolidWorks* по следующему алгоритму:

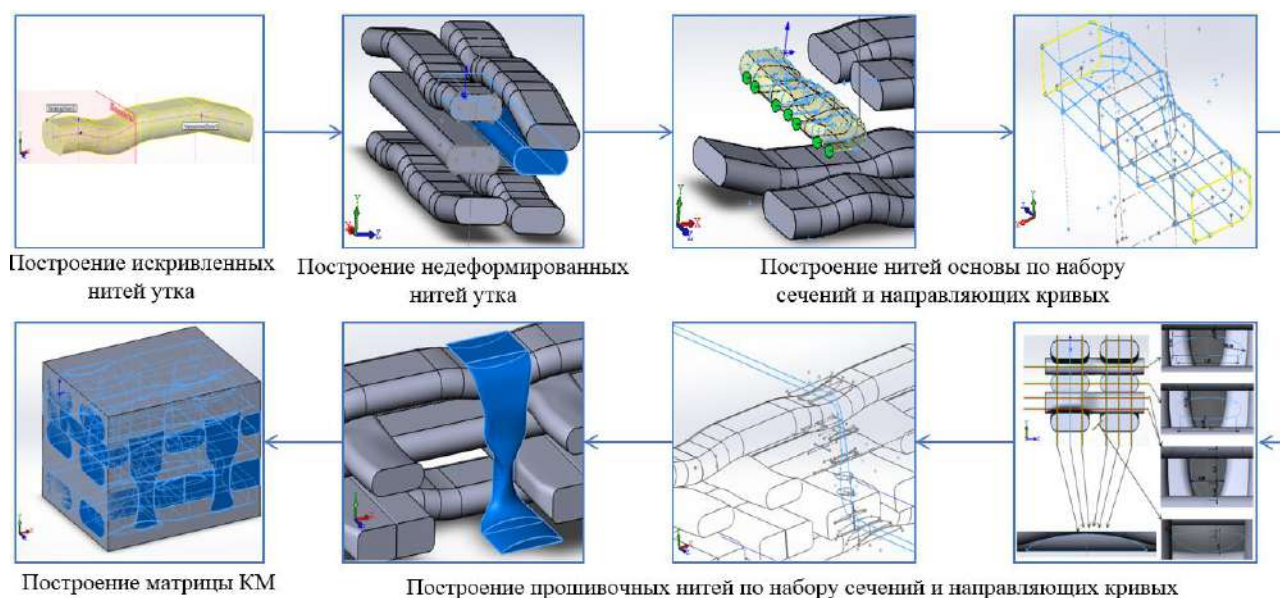


Рис. 2. Алгоритм построения геометрической модели ПАКМ с учетом реальных параметров структуры

В результате получена геометрическая модель периодической ячейки ПАКМ с объемным содержанием нитей каркаса 68,60%; нитей основы - 33,88%; нитей утка - 58,06%; нитей прошивки - 8,06%. Таким образом, отличие объемной доли нитей по направлениям от реального образца не превышает 1,15%.

В рамках верификации модели проведено численное решение шести краевых задач на растяжение вдоль координатных осей и при сдвиге в координатных плоскостях методом конечных элементов. Результаты численного прогнозирования показали хорошее соответствие эффективных упругих характеристик результатам механических испытаний (относительное отличие не более 4,5%), что в сравнении с идеализированной моделью ПАКМ точнее на 6%.

Исследование выполнено в Пермском национальном исследовательском политехническом университете при поддержке государственного задания (проект No. FSNM-2023-0006).

Литература

1. Бухаров С. В. Технология пространственно армированных полимерных волокнистых композиционных материалов в аэрокосмической технике / С. В. Бухаров, А. К. Лебедев, А. В. Зинин, Е. М. Базаев // Материалы и технологии нового поколения для перспективных изделий авиационной и космической техники : сб. докл. II Науч.-техн. конф., Москва, 24 авг. 2015 г. / ФГУП ВИАМ. – М. : Всерос. науч.-исслед. ин-т авиац. материалов, 2015. – С. 14.
2. Белинис П. Г., Донецкий К. И., Лукьяненко Ю. В., Рогожников В. Н., Майер Ю., Быстрикова Д.В. Объемно-армирующие цельнотканые преформы для изготовления полимерных композиционных материалов (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2019. №4 (57).
3. Safran, Aircraft Engines applies its skills and expertise to the widebody aircraft market. – 2025. – URL: <https://www.safran-group.com/products-services/safran-aircraft-engines-applies-its-skills-and-expertise-widebody-aircraft-market> (дата обращения: 10.07.2025).
4. Зарецкая Г. П. Технологии трехмерного армирования текстильными и швейными методами конструкций из полимерных композиционных материалов / Г. П. Зарецкая, Е. М. Базаев, Т. В. Руднева, Е. В. Лунина // Известия высших учебных заведений. Технология текстильной промышленности. – 2021. – № 6(396). – С. 107–115. – DOI: 10.47367/0021-3497_2021_6_107.
5. Behera S. Prediction of Micro Mechanical Behavior of 3D Orthogonal Woven Composite Structure Produced from Different Yarn Cross-sections / S. Behera, S. Chowdhury, H. Chauhan, B. Behera // Materials Today: Proceedings. – 2024. – [Электронный ресурс].
6. Gao C. Dynamic modeling of a three-dimensional braided composite thin plate considering braiding directions / C. Gao, H. Sun, J. Gu [et al.] // Applied Mathematics and Mechanics (English Edition). – 2025. – Vol. 46. – P. 123–138. – DOI: 10.1007/s10483-025-3205-8.
7. Hu Z. Prediction of mechanical properties of three-dimensional fabric composites reinforced by transversely isotropic carbon fibers / Z. Hu, R. Karki // Journal of Composite Materials. – 2015. – Vol. 49, № 12. – P. 1513–1524. – DOI: 10.1177/0021998314535960.
8. Lorenz N. Surface waviness of continuous fiber-reinforced polymer composites – a review on their formation, characterization and modeling / N. Lorenz, K. Fischer, C. Hopmann // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. – 2025. – Vol. 198. – Art. 109067. – DOI: 10.1016/j.compositesa.2025.109067.
9. Xu R. A progressive optimization of axial compression performance of 3D angle-interlock tubular woven composites through textile structure and yarn configuration innovations / R. Xu, J. Wang, W. Zhang, H. Wang // Composites Science and Technology. – 2024. – Vol. 258. – Art. 110864. – DOI: 10.1016/j.compscitech.2024.110864.
10. Zhang Y. Effect of weave pattern on the low-velocity impact properties of 3D woven composites / Y. Zhang, J. Feng, J. Yan, Q. Guo, Z. Sun, D. Zhang, J. Guo, L. An, X. Wu, L. Chen // Thin-Walled Structures. – 2025. – Vol. 209. – Art. 112969. – DOI: 10.1016/j.tws.2025.112969.
11. Kemp A. An Extension of peirce's cloth geometry to the treatment of non circular threads / A. Kemp // Journal of the Textile Institute Transactions. – 1958. – Vol. 49, № 1. – P. 44–48.

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ТРЕХСЛОЙНЫХ ГОФРИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ СПЛАВА ВТ14 БЕЗ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПРОТИВОСВАРОЧНОГО ПОКРЫТИЯ

О.А. Руденко, М.Х. Мухаметрахимов, А.А. Саркеева

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
mr.roa@mail.ru

Титановые сплавы завоевали прочное место в производстве изделий аэрокосмической техники методами диффузионной сварки (ДС) и сверхпластической формовки (СПФ). Особого внимания заслуживают трехслойные гофрированные конструкции, отличающиеся одновременно высокой прочностью и небольшим весом [1-3].

Одной из острых проблем изготовления изделий путем совмещения технологий ДС/СПФ является необходимость использования противосварочных покрытий, применение которых сопряжено с рядом негативных факторов таких как, трудоемкость нанесения покрытия, потеря механической прочности вследствие образования дефектов сварных соединений, загрязнение окружающей среды, ограниченность применения, отсутствие промышленного производства покрытий в России.

В данной работе исследована твердофазная свариваемость промышленного титанового сплава ВТ14 и показана возможность изготовления трехслойной гофрированной конструкции методом термической обработки.

Экспериментальные исследования твердофазной свариваемости титанового сплава ВТ14 с ультрамелкозернистой структурой проведены в вакуумной печи ОКБ-86 при температуре 750 °С.

На рисунке 1. показана возможность получения гофрированной конструкции путем ДС/СПФ без применения противосварочного покрытия.

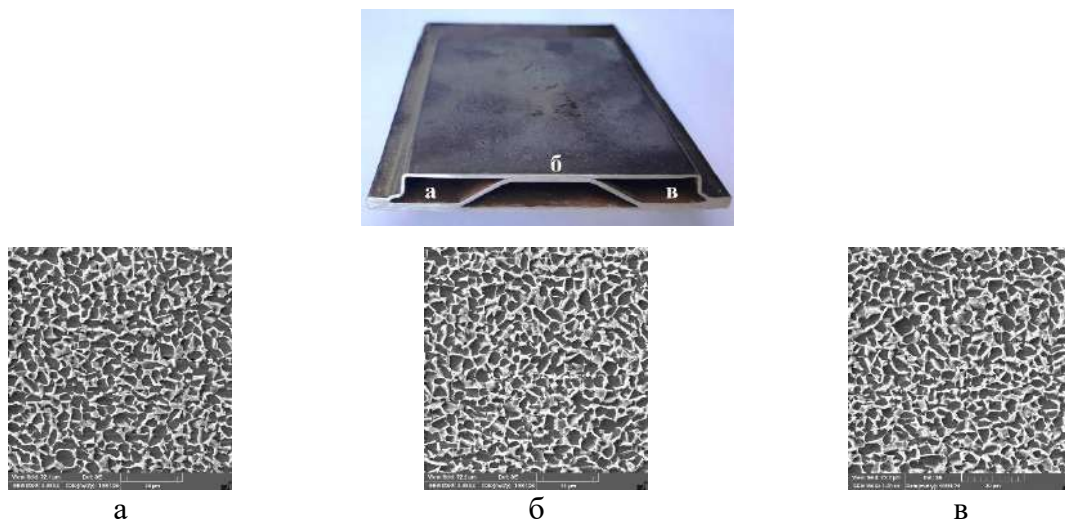


Рис.1. Гофрированная конструкция из титанового сплава ВТ14 и микроструктура из различных участков сварных соединений

Опираясь на полученные результаты и данные работы [2] изготовили плоскую модель лопатки вентилятора авиационного двигателя в виде полый гофрированной конструкции путем ДС/СПФ при температуре 750 °С без применения противосварочного покрытия.

Литература

1. С.Г. Глазунов. Конструкционные титановые сплавы. М.: Металлургия. 1974. 368 с.
2. А.А. Круглов, О.А. Руденко. // Письма о материалах. 2012. 2(2). С. 107-110.
3. А.А. Круглов, М.Х. Мухаметрахимов. // Письма о материалах. 2012. 2(3). С. 161-165.

ВЛИЯНИЕ ВНЕШНЕЙ СРЕДЫ НА ФОРМУЕМОСТЬ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

О.А. Руденко, А.А. Круглов

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
mr.roa@mail.ru

Сверхпластическая формовка (СПФ) – промышленный процесс, позволяющий производить изделия сложного профиля из листовых труднодеформируемых материалов. Ут Не случайно, процесс СПФ нашел применение в аэрокосмической отрасли в странах с развитой экономикой [1].

Проблема более широкого применения СПФ титановых сплавов связана с относительно высокими температурами обработки: 850-950 °С [2]. Снижение температуры позволит снизить вероятность формирования альфированного слоя на поверхности титановых изделий и, тем самым, позволит избежать химической обработки их поверхности. Кроме того, обеспечит возможность снижения стоимости штампового оборудования за счет увеличения его срока службы.

Уже ставший традиционным путь решения указанной проблемы заключается в использовании эффекта низкотемпературной сверхпластичности, который реализуется в титановых сплавах с ультрамелкозернистой структурой (УМЗ) [3]. Данный эффект позволяет снизить температуру СПФ, например, сплава ВТ6 (Ti-6Al-4V) до 600-700 °С [4]. Между тем в известных научных работах по СПФ остается открытым вопрос, как внешняя среда влияет на формуемость (способность листовой заготовки принимать требуемую форму) титановых сплавов в условиях низкотемпературной сверхпластичности.

Ответ на этот вопрос, был получен в экспериментах по формовке полусфер из листовых заготовок титанового сплава ВТ6 при температуре 700 °С. Использовали листовые заготовки, как с УМЗ структурой, так и с микроструктурой (МЗ). Результаты приведены в таблице (R – радиус полусферы, H – высота купола).

Таблица. Результаты формовки полусфер при температуре 700 °С

Тип структуры	Среда	Давление, МПа	Время, с	Форма, R/H
МЗ	воздух	3	5400	0,7
МЗ	воздух	5	1380	разрыв
МЗ	вакуум	3	3030	1
УМЗ	вакуум	3	1350	1

Результаты показывают, что при СПФ титановых сплавов, склонных к повышенному окислению, наряду со структурой, важную роль играет внешняя среда даже в условиях низкотемпературной сверхпластичности. Влияние внешней среды следует учитывать при разработке промышленных технологий СПФ изделий из титановых сплавов.

Литература

1. J. Barnes // J. Mater. Eng. Perform. 2013. Vol. 22. P. 2935-2949.
2. Superplastic Forming of Structural Alloys: Proceedings of a symposium. Eds. N. E. Paton, C. H. Hamilton. Warrendale, PA, TMS-AIME (1982) 414 p.
3. Р.Я. Лутфуллин, А.А. Круглов, М.Х. Мухаметрахимов, О.А. Руденко // Письма о материалах. 2015. Т.5. С. 185-188.
4. А.А. Круглов А.А., О.А.Руденко // Письма о материалах. 2012. Т. 2. С. 107-110.

СИНТЕЗ КАТАЛИЗАТОРА ДЛЯ САМОЗАЛЕЧИВАЮЩИХСЯ КАПСУЛ

Н.И. Черкашина, А.Ю. Ручий, Ю.И. Литвинова, А.А. Кужелева

Белгородский государственный технологический университет

им. В.Г. Шухова, Белгород

artiem.ruchii.99@mail.ru

Введение

Для современных технологий большой интерес представляет развитие самозалечивающихся материалов, особенно в областях, подразумевающих высокие показатели надежности и долговечности конструкций [1]. Ценное направление – создание микрокапсул с мономерами, полимеризующимися при повреждении готового материала. Для таких систем важным мономером является дициклопентадиен (ДЦПД), полимеризующийся по метатезисному механизму с раскрытием цикла (ROMP) под действием комплексов переходных металлов [2, 3]. Для создания эффекта самовосстановления при разрыве капсул должно происходить выделение мономера, который в дальнейшем полимеризуется и затвердевает [4]. Для полимеризации необходимо использовать катализатор. Высокую активность в полимеризации ДЦПД демонстрируют катализаторы на основе гексахлорида вольфрама (WCl_6) [5]. Однако новые каталитические системы с улучшенными характеристиками требуют совершенствования для повышения эффективности и селективности процесса. В данной работе исследуется синтез и применение катализатора на основе WCl_6 для полимеризации ДЦПД с целью его дальнейшего использования в технологиях самозалечивания.

Основная часть

Дициклопентадиен (ДЦПД) при комнатной температуре представляет собой прозрачное хрупкое вещество, похожее на воск с резким едким запахом с эмпирической формулой $C_{10}H_{12}$. Встречается в виде двух конформаций: эндо- и экзодициклопентадиен.

Высокая реакционная способность вещества объясняется наличием норборненового цикла (циклогексенового кольца с метильным мостиком и двойной связью, вызывающей значительное напряжение в кольце) и циклопентенового кольца. Полимеризоваться ДЦПД способен по аддитивному и метатезисному механизму. Самый надёжный способ проведения метатезисной полимеризации подразумевает использование катализаторов Граббса I и II поколения, однако, данные катализаторы обеспечивают повышенную активность полимеризации, что плохо сказывается на регулировании реакции.

Так называемые гомогенные катализаторы состоят из соединения переходного металла (обычно галогенида), органометаллического алкилирующего агента и иногда активатора. Наиболее активными переходными металлами являются молибден, тантал, рений и уже упомянутый вольфрам. Высоко напряженные кольца также полимеризуются в присутствии титана, рутения, осмия и иридия. Алкилалюминиевые соединения (R_3Al , R_2AlCl , $RAlCl_2$) наиболее популярные алкилирующие агенты. Активаторами обычно являются соединения, содержащие кислород, например, спирты, эпоксиды, гидропероксиды, пероксиды или, в самых крайних случаях, вода.

Основу каталитической системы гексахлорида вольфрама получали из оксида вольфрама VI (WO_3). Схематичная установка синтеза WCl_6 представлена на рис. 1. В пробирку 2 помещали высушенный WO_3 с тетрахлоридом метана, нагревали до $800\text{ }^{\circ}C$, выделяющаяся влага захватывалась осушительной трубкой 3. По мере высушивания система наполнялась газообразным хлором из установки 1, воздух вытеснялся, а излишки хлора удерживались в ловушке 4, наполненной раствором Na_2SO_3 с $NaOH$. После прогрева газовой горелкой доводили тетрахлорид до кипения и прогревали появившийся осадок до почернения и сразу же запаивали ампулу.

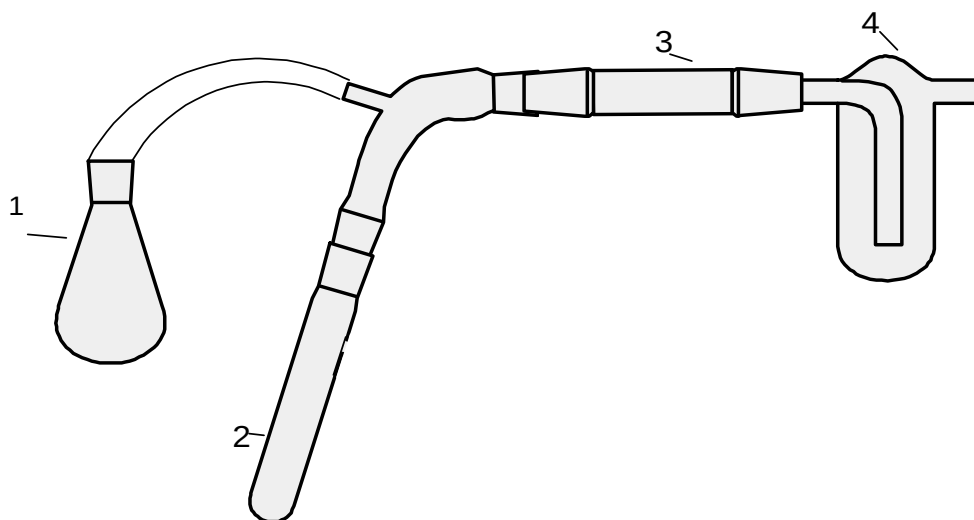


Рис. 1. Установка для получения гексахлорида вольфрама: 1 – схематичное изображение установки для получения хлора, 2 – пробирка-реактор, 3 – осушительная трубка с CaCl_2 , 4 – ловушка для газообразного хлора

Данный метод подходит для быстрого получения малых количеств гексахлорида вольфрама VI в лабораторных условиях. Далее полученный WCl_6 растворяли в феноле. Полученное соединение с эмпирической формулой $\text{W}(\text{OC}_6\text{H}_5)_6$ обладает высокой каталитической активностью за счет большого координационного числа, равного шести. Для получения каталитической системы $\text{W}(\text{OC}_6\text{H}_5)_6$ смешивали с диэтилалюминийхлоридом $[(\text{C}_2\text{H}_5)_2\text{AlCl}]_2$.

Имеется предположение, что спирты в каталитических системах способны превращать гексахлорид вольфрама в оксихлорид вольфрама, что можно использовать для получения высокоактивной каталитической системы по следующей химической реакции:



Однако, в ходе работы было замечено, что повышение концентрации спирта либо замедляло, либо вовсе останавливало реакцию полимеризации. Также было замечено что попытки вовсе избавиться от кислорода негативно сказывались на проведении реакции. По литературным данным [6], наибольшую активность проявляет катализатор Кальдерона ($\text{WCl}_6/\text{EtAlCl}_2/\text{EtOH}$), однако, также замечается, что катализатор с добавлением WOCl_4 более стабилен. Результаты могут быть обоснованы тем, что WCl_6 является сильной кислотой Льюиса.

Был проведен первичный ИК-Фурье анализ исходного ДЦПД для отслеживания полимеризации мономера (рис. 2). Сигнал при 2962 и 2834 см^{-1} относится к метильному мостику в норборненом кольце. Повышенное напряжение в структуре ДЦПД смещает сигналы, характерные для циклических соединений, в область $1441\text{--}1253 \text{ см}^{-1}$. Сигналы при 764 и 726 см^{-1} свидетельствуют о наличии пентенового кольца присоединенного к норборнену.

ИК-Фурье спектр полученного полидициклопентадиена (ПДЦПД) свидетельствует об успешной полимеризации мономера (рис. 2). Сигнал при 3042 см^{-1} указывает на образование линейной двойной связи, а широкая область при 1614 см^{-1} характерна для полиенов. Увеличение интенсивности сигнала при 1438 см^{-1} и снижение при 1335 см^{-1} свидетельствует о снижении скелетного напряжения и переходе циклопентана (до полимеризации входящего в состав норборнена) в более устойчивое положение. Сигнал при 684 см^{-1} указывает на образование 1,3-замещенного цикла, образующего звено полимерной цепи.

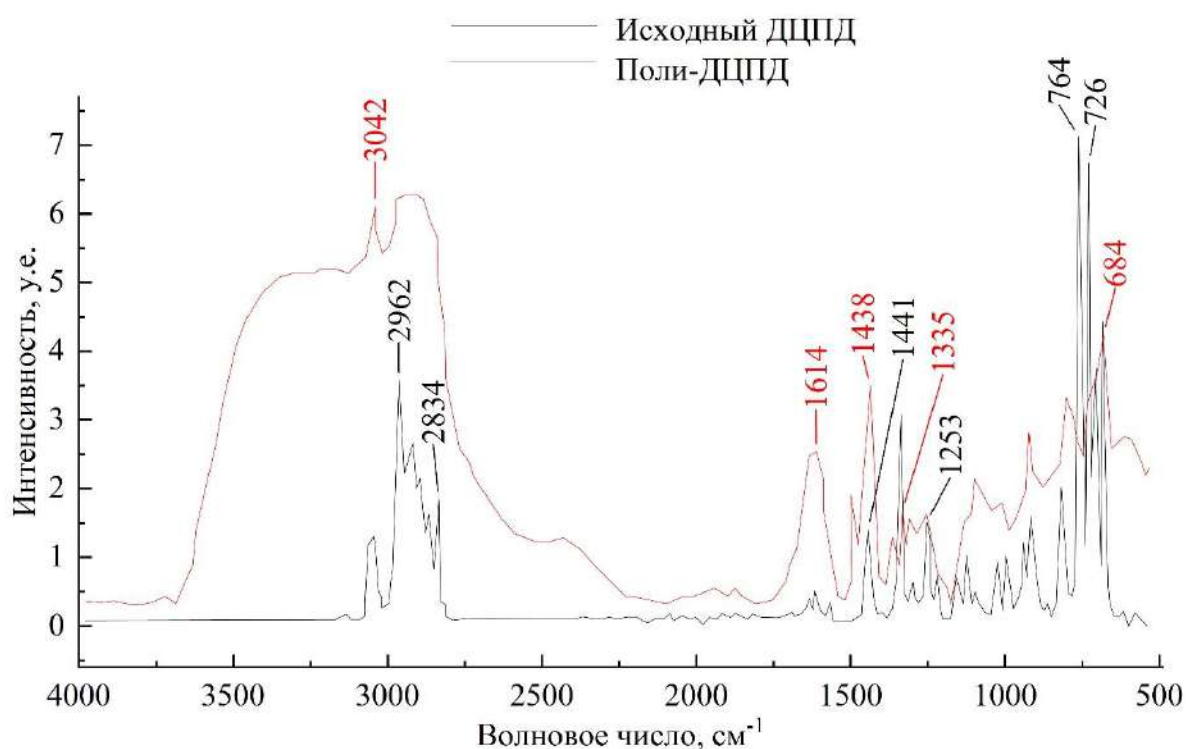


Рис. 2. ИК-Фурье спектр исходного и полимеризованного ДЦПД, полученного с использованием каталитической системы на основе гексахлорида вольфрама

Заключение

Полученная каталитическая система на основе гексахлорида вольфрама позволила успешно провести реакцию полимеризации ДЦПД, что расширяет перспективы создания новых композиционных материалов с самовосстанавливающимися свойствами, включая их применение в космической отрасли.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-79-10033 <https://rscf.ru/project/24-79-10033/> с использованием оборудования на базе Центра высоких технологий БГТУ им. В. Г. Шухова.

Литература

1. M. M. Adil, M. S. Rabbi, Tasnim T. // Development of Microcapsule-Based Self-Healing Composite: A Critical Review on In-fluencing Factors of Microencapsulation, Healing Efficiency, Thermal Stability and Application. Alexandria Engineering Journal. 2025. V. 122. P. 1-17. <https://doi.org/10.1016/j.aej.2025.02.092>
2. M. Naguib, A. Rashed, D.J. Keddie // Self-healing polymers synthesized by ring opening metathesis polymerization (ROMP) of bio-derived furanic molecules. J Mater Sci. 2021. V. 56. P. 8900-8909. <https://doi.org/10.1007/s10853-021-05853-x>
3. W. Wang // Recent Advances in the Titanium-Based Catalysts for Ring-Opening Polymerization. ACS Omega. 2024. V. 9. № 28. P. 29983-29993. <https://doi.org/10.1021/acsomega.4c00048>
4. Y. Zhang, M. Yu, C. Chen, S. Li, J. Liu // Self-Healing Coatings Based on Stimuli-Responsive Release of Corrosion Inhibitors: A Review. Front. Mater. 2022. V. 8. P. 795397. <https://doi.org/10.3389/fmats.2021.795397>
5. F. Can, X. Courtois, D. Duprez // Tungsten-Based Catalysts for Environmental Applications. Catalysts. 2021. V. 11. № 6. P. 703. <https://doi.org/10.3390/catal11060703>
6. N. Calderon, E.A. Ofstead, W.A. Judy // Ring-opening polymerization of unsaturated alicyclic compounds. J. Polym. Sci., A1. 1967. V. 5. № 9. P. 2209-2217. <http://dx.doi.org/10.1002/pol.1967.150050901>

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТАБИЛЬНОСТИ СТРОЕНИЯ СЕРЕБРЯНЫХ НАНОЧАСТИЦ

Д. А. Рыжкова, А. А. Череповская

Хакасский государственный университет, Абакан
bashkova.daria@yandex.ru

Целью данной работы является исследование размерной стабильности структуры серебряных наночастиц при помощи компьютерного моделирования, с использованием метода молекулярной динамики, и сравнение полученных данных с результатами экспериментальных работ, по изучению наночастиц Ag, полученных методом вакуумно-термического испарения [1].

В работе [1] диаметры наночастиц Ag варьировались от 2.0 до 10.0 нм. При этом они характеризовались различной формой и структурой: практически идеальное ГЦК строение с ярко выраженной фасетной формой имели частицы размерами 2.0–3.5 нм (рисунок 1а), и частично теряли идеальную форму, пытаясь образовать сферу для минимизации поверхностной энергии, наночастицы размером более 3.5 нм. При этом, в рассматриваемом размерном диапазоне, фиксировалась большая доля структур с осью симметрии пятого порядка (рисунок 1б).

Здесь возникает противоречие между классической теорией кристаллического строения, данными молекулярно-динамического моделирования, которые говорят о стабильности ГЦК фазы в наночастицах в рассматриваемом размерном диапазоне [2] и результатами реальных экспериментов [1]. В связи с этим, следует отметить, что кристаллография и молекулярно-динамическое моделирование имеют дело с объектами, обладающими идеальным ГЦК строением. Используя отжиг, перевести такую частицу в икосаэдрическую или декаэдрическую политипные модификации достаточно трудно. Однако ситуация меняется, если рассматривать частицы, находящиеся в аморфном состоянии.

Метод вакуумно-термического испарения [1], представляет собой один из вариантов конденсации из газовой среды [3]. Рассматривая результаты по размерному распределению кластеров Cu_3Au , полученных способом лазерной депозиции на подложку из аморфного углерода [4], можно увидеть, что методики [1] и [4] очень схожи в области формирования наночастиц после завершения процесса испарения прекурсоров. В работе [4] фактически производилась бомбардировка подложки жидкими каплями наносплава Cu_3Au . Попадая на подложку, они расплывались по ней и принимали округлую форму [4]. Образование ГЦК строения при таком малом размере кластера во всех синтезированных наночастицах Cu_3Au можно объяснить только тем, что в момент кристаллизации кластеры не имели сферическую 3D форму, соответствующую минимуму поверхностной энергии. В свою очередь, наночастицы Ag в [1] имели пониженную высоту, по отношению к диаметру площади соединения с подложкой. Однако с ростом диаметра наночастиц происходило увеличение и их высоты, что могло способствовать образованию наночастиц с икосаэдрической и декаэдрической структурой. В качестве подтверждения данного предположения можно привести работу [5], в которой были синтезированы Ag наночастицы $D \approx 2.0\text{--}3.0$ нм с икосаэдрическим строением, не наблюдаемым в [1, 4]. Сборка наночастиц здесь происходила химическими методами в жидкой среде, что позволило создать 3D форму, соответствующую минимуму поверхностной энергии.

Поэтому для исследования методом молекулярной динамики, с использованием модифицированного потенциала сильной связи TB-SMA [6] были выбраны нанокластеры серебра диаметром от 2.0 до 10.0 нм с начальным аморфным строением. Первичный ансамбль наночастиц был получен путем вырезания из идеальной ГЦК решетки. Далее наночастицы подвергались ступенчатому нагреву до полного разрушения дальнего порядка в них, а затем – резкому охлаждению до температуры 20 К с целью «замораживания» разупорядоченной фазы.

Дополнительно была произведена выборка для исключения остаточных зародышей кристаллической фазы в частицах. После процесса формирования массива нанокластеров Ag с первичным аморфным строением они подверглись повторной процедуре ступенчатого нагрева до 1000 К.

Результаты моделирования показывают, что в случае начального аморфного строения наночастиц возможно получить ГЦК строение с ярко выраженной фасетной формой при диаметре частиц менее 3.5 нм (рисунок 1в) и структуры икосаэдрической и декаэдрической морфологии при увеличении их размеров (рисунок 1г). При этом можно выделить две группы нанокластеров серебра в зависимости от размера. Первая группа характеризуется конкурированием Ih или Dh структур ($D \approx 2.0\text{--}4.0$ нм), вторая – преобладанием смешенной ГЦК/ГПУ фазы, с полным переходом к ней при диаметре частиц более 8.0 нм. Для Ag наночастиц диаметром 10.0 нм появление пятичастичной симметрии уже не фиксировалось, даже при условии начальной аморфной фазы.

Доказательством полученного нами результата о том, что размер Ag наночастицы примерно в 8.0–10.0 нм может считаться тем барьером, выше которого в обычных условиях физическими методиками синтеза уже сложно получить икосаэдрическое и декаэдрическое внутреннее строение, могут служить данные работы [7*], в которой для изготовления ансамбля Ag наночастиц с хорошо контролируемыми размерами был использован метод магнетронного распыления. Данные ТЕМ [7*] показали, что наночастицы диаметром 12 и 24 нм имели монокристаллическую структуру с ГЦК решеткой аналогичной объемному серебру. Кластеры Ag данных размеров были нанесены, в так называемом, режиме мягкой посадки, гарантирующем, что кинетическая энергия кластера будет намного меньше, чем энергия когезии атомов, что позволяет минимизировать искажения формы кластера, приблизив ее к сферической.

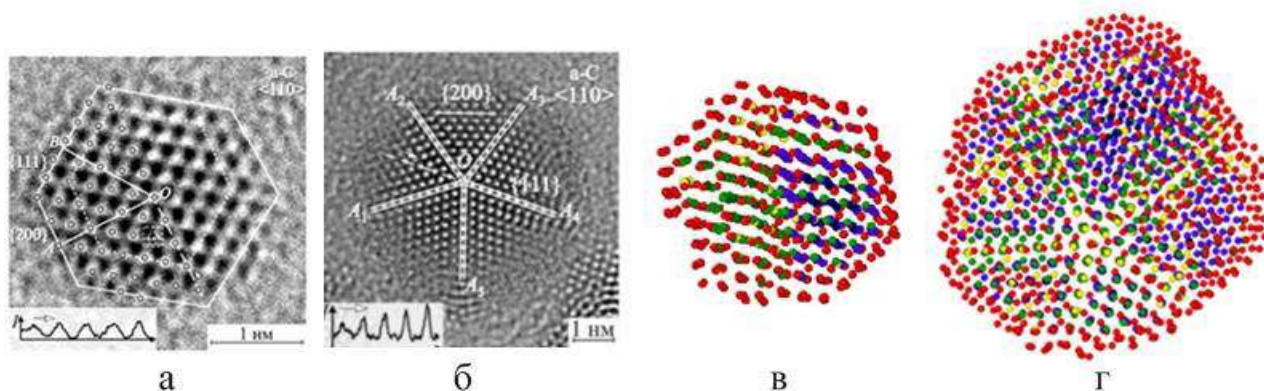


Рис. 1. ВРЭМ-изображение наночастицы серебра диаметром 3.0 нм (а) [1]; ВРЭМ-изображения наночастиц серебра с двойниковой структурой и осями симметрии пятого порядка в виде икосаэдра декаэдра (б) в отожженном образце [1]; нанокластер Ag диаметром 3.0 нм, полученный при МД моделировании отжига аморфной структуры (в) после процедуры термической релаксации при 600 К; Ag наночастица, полученная при МД моделировании отжига начальной аморфной структуры при $T \approx 600$ К, 4.8 нм (г).

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда проект № 25-22-20029, <https://rscf.ru/project/25-22-20029/> при паритетной финансовой поддержке Правительства Республики Хакасия.

Литература

1. Ya. S. Grishina, N. I. Borgardt, R. L. Volkov, D. G. Gromov, A. I. Savitskiy // Semiconductors. 2019. V. 53. I. 15. P. 1986-1991.

2. Л. В. Редель, Ю. Я. Гафнер, С. Л. Гафнер // Физика твердого тела. 2015. Т. 57. Вып. 15. С. 2061-2070.
3. Yu. Ya. Gafner, S. L. Gafner, D. A. Ryzkova, A. V. Nomoev // Beilstein Journal of Nanotechnology. 2021. V. 12. P.72-81.
4. H. Prunier, J. Nelayah, Ch. Ricolleau, G. Wang, S. Nowak, et. al. // Physical Chemistry Chemical Physics. 2015. V. 17. P. 28339-28346.
5. J. L. Gardea-Torresdey, E. Gomez, J. R. Peralta-Videa, J. G. Parsons, H. Troiani, et. al. // Langmuir. 2003. V. 19. P. 1357-1361.
6. A. Rapallo, G. Rossi, R. Ferrando, A. Fortunelli, B. C. Curley, et.al. // The Journal of Chemical Physics. 2005. V. 122. I. 19. Art.№ 194308. 13 p.
7. S. M. Novikov, V. N. Popok, A. B. Evlyukhin, M. Hanif, P. Morgen, et. al. // Langmuir. 2017. V. 33. I. 24. P. 6062-6070.

ДИНАМИЧЕСКОЕ НАГРУЖЕНИЕ АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ, ПОДВЕРГНУТОЙ СТРУКТУРНОМУ ИЗМЕЛЬЧЕНИЮ

^{1,2}Савенков Г.Г., ¹Смаковский М.С., ³Столяров В.В.

¹АО Машиностроительный завод «Армалит», г. Санкт-Петербург, Россия

²Санкт-Петербургский государственный технологический институт
(технический университет)

³Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
sav-georgij@yandex.ru

Алюминиевая бронза БрАЖНМц 9-4-4-1 широко применяется в морском судовом машиностроении для изготовления элементов корабельной арматуры с повышенными требованиями к прочности (в том числе при ударных нагрузках) и износостойкости. Одним из методов упрочнения может быть объемное структурное измельчение бронзы методами интенсивной пластической деформации [1, 2]. Например, в [3] было установлено кратное повышение прочности хромоциркониевой бронзы после динамического канального углового прессования (ДКУП). Важным является сохранение высоких прочностных и пластических свойств материалов при ударном нагружении. Цель исследования – оценить влияние повышенных скоростей деформации на механические свойства и деформационное поведение алюминиевой бронзы, подвергнутой РКУП.

Выполненные исследования показали, что РКУП бронзы при 850 – 700 °С, угле пересечения каналов 120° по маршруту В_c [4] привело к уменьшению среднего размера зерен на порядок, с 20 до 2 мкм (рис.1) и, как следствие, к повышению предела текучести (на 15 – 30%), снижению относительного удлинения (на 25 – 45 %) при приблизительно равных скоростях деформации.

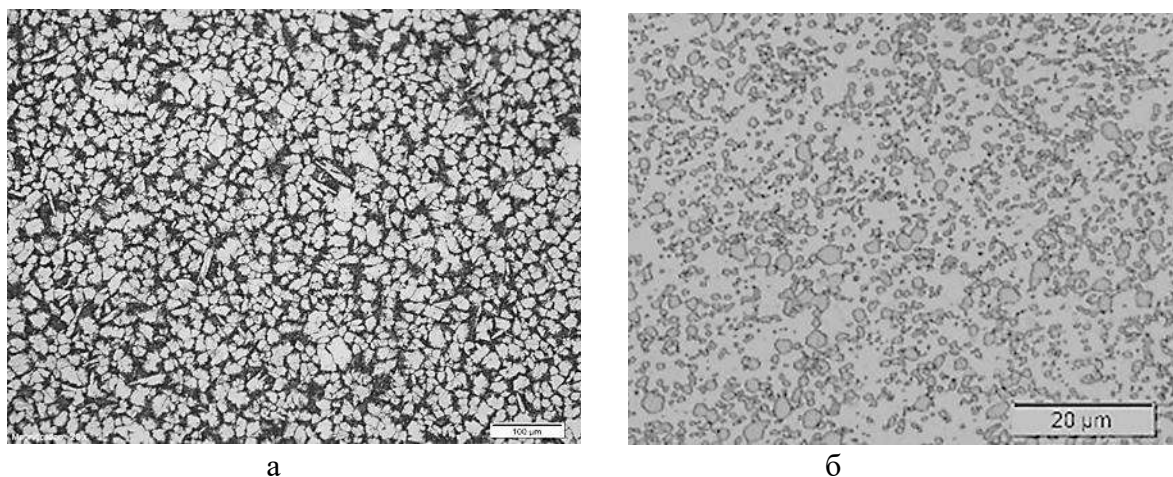


Рис. 1. Микроструктура бронзы в поперечном сечении: а – исходное; б – после РКУП

Повышение скорости деформации в исследуемом интервале для крупнозернистого и мелкозернистого состояний способствовало заметному изменению и прочности, и пластичности. Кроме того, наблюдалось заметное уменьшение модуля упругости (угла наклона кривых) в РКУП состоянии по сравнению с исходным крупнозернистым состоянием. Снижение модуля упругости может быть связано с неравновесностью границ зерен и изменением фазового состава на их границах. Другой важной особенностью кривых нагружения было деформационное поведение сплава в обоих состояниях, которое характеризовалось деформационным упрочнением в крупнозернистом состоянии и деформационным разупрочнением в мелкозернистом состоянии (рис. 2). В работе [4] авторы попытались объяснить такое различие повышением плотности дислокаций в крупнозернистом

состоянии и снижением плотности дислокаций за счет их аннигиляции в микрозернистом состоянии. Дополнительным механизмом разупрочнения может быть потеря устойчивости кристаллической решетки у концентраторов напряжений.

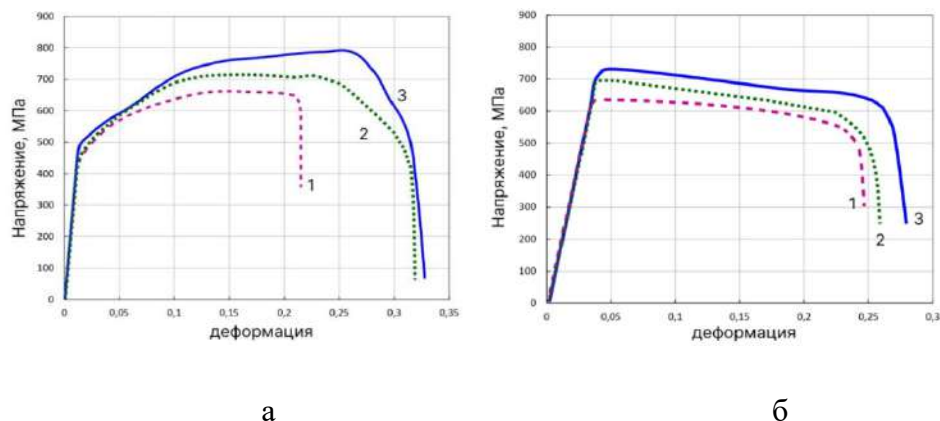


Рис. 2. Деформационные кривые до (а) и после (б) РКУП:
 (а) 1 – $\dot{\epsilon} = 915 \text{ с}^{-1}$, 2 – $\dot{\epsilon} = 1475 \text{ с}^{-1}$, 3 – $\dot{\epsilon} = 1620 \text{ с}^{-1}$;
 (б) - 1 – $\dot{\epsilon} = 1015 \text{ с}^{-1}$, 2 – $\dot{\epsilon} = 1445 \text{ с}^{-1}$, 3 – $\dot{\epsilon} = 1800 \text{ с}^{-1}$

Литература

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. Получение, структура и свойства, М.: ИКЦ "Академкнига", 2007. 398с.
2. Маркушев М.В. // Письма о материалах. 2011. Т. 1, №1. С. 36 – 42.
3. Зельдович В.И., Добаткин С.В., Фролова Н.Ю., Хомская И.В., Хейфец А.Э., Шорохов Е.В., Насонов П.А. // Физика металлов и металловедение. 2016. Т. 117. № 1. С. 79 – 87.
4. Савенков Г.Г., Смаковский М.С., Столяров В.В., Рааб Г.И., Брагов А.М. // Металловедение и термическая обработка. 2024. № 12 (834). С. 42 – 49.

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ ТРАНСФОРМАЦИЙ В НАНОКЛАСТЕРАХ Fe-Pt КУБОКТАЭДРИЧЕСКОГО ГАБИТУСА МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

Л.Р. Садыкова¹, Д.Г. Якубик^{2,1}, А.С. Ротанова²

¹*Федеральный исследовательский центр угля и углехимии СО РАН, Кемерово*

²*Кемеровский государственный университет, Кемерово*

li-54@mail.ru

В последние годы возрос интерес к исследованиям сплавов металлических систем наноматериалов. Кластеры наносплавов Fe-Pt со структурой $L1_0$ интересны своими магнитными свойствами. Они обладают чрезвычайно высокой коэрцитивной силой (H_c 0,5- 15 Тл) ввиду высокой одноосновной магнитной анизотропии ($K_u \sim (10^7-10^8)$ эрг/см³).

Особый интерес вызывает термическая стабильность нанокластера Fe-Pt и возможность фазовых переходов между разными структурами, поскольку это будет определять границы применимости системы Fe-Pt в качестве материалов для магнитной записи информации

В данной работе исследовано влияние процессов нагрева и охлаждения на термическую стабильность в нанокластерах сплава Fe-Pt различных размеров кубоктаэдрического габитуса методом молекулярной динамики, включая кластеры, которые сложно наблюдать экспериментально (1-3 нм), а также те, которые можно визуализировать с помощью электронной микроскопии (3-9 нм). В качестве исходных структур для исследования были выбраны идеальные многогранники с межатомными расстояниями, соответствующими массивным образцам сплава Fe-Pt. Метод построения нанокластера заключается в послойном расположении атомов вокруг центрального атома, что позволяет формировать правильные многогранники. Моделирование проводилось в рамках канонического NVT ансамбля с использованием термостата Нозе-Хувера. Константа термостата и временной шаг были определены в ходе предварительных расчетов и составили 0,01 и 0,012 пс соответственно. Максимальная температура нагрева 2000К, число шагов 50 000.

Расчет проходил в 4 этапа: 1) релаксация структуры при 0К; 2) происходит сам нагрев нанокластера до 2000К; 3) выдержка при 2000К 4) процесс охлаждения до 0К.

Для того чтобы определить фазовые трансформации в кластерах использовались четыре метода определения структурных переходов приводящих к разупорядочению кластеров в твердом состоянии:

- 1) построение профилей рентгеновского рассеяния по формуле Дебая;
- 2) кусочно-линейная аппроксимация зависимости нормированной на один атом полной энергии кластеров от температуры, с аппроксимацией кривых линейными участками;
- 3) кусочно-линейная аппроксимация среднеквадратичного смещения атомов от температуры;
- 4) визуализация сечения нанокластера перпендикулярно грани $\langle 110 \rangle$.

Моделирование нанокластеров было выполнено в программе LAMMPS, с использованием потенциала модифицированный потенциал внедренного атома с учетом 2 ближайших соседей (MEAM-2NN)[1].

Анализ результатов определения структурных переходов показал, что:

- 1) более устойчивые кластеры со структурой $L1_0$ (рис 1);
- 2) для малых кластеров процесс плавления начинается с поверхности нанокластера, а затем распространяется к сердцевине нанокластера (рис 2);
- 3) на профилях рассеяния построенных по формуле Дебая при нагревании нанокластера кубоктаэдрического габитуса Fe-Pt со структурным типом $L1_0$ при разных скоростях нагрева в областях $2\theta = (20^\circ\text{C} - 30^\circ\text{C})$ рефлексy характерные для $L1_0$ сглаживаются вплоть до исчезновения;

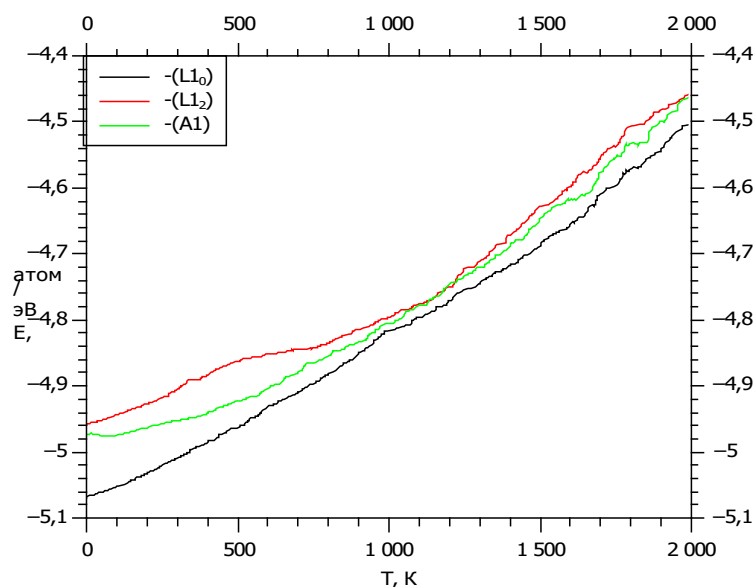


Рис. 1. Зависимость нормированной на один атом энергии от температуры нагрева нанокластеров Fe-Pt с разной структурой A1(•••), L10(-), L12(-) размером 1,5 нм

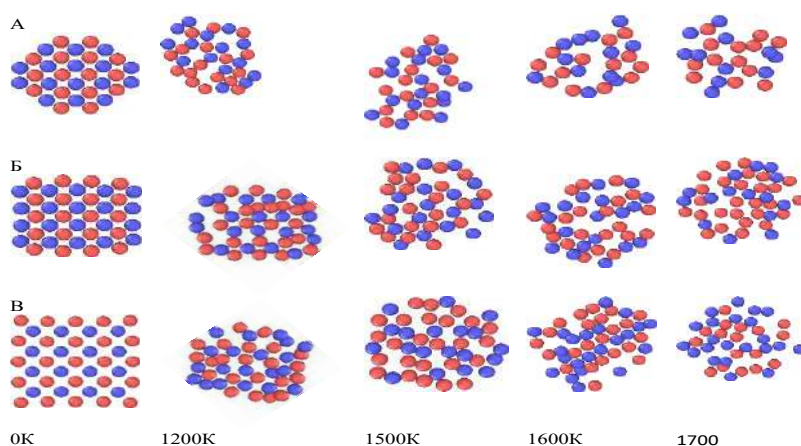


Рис. 2. Трансформация упорядочения нанокластера Fe-Pt кубоктаэдрического габитуса размером 1,5 нм в сечениях при нагреве

4) при увеличении доли платины в системе происходит рост температуры плавления нанокластеров сплава Fe-Pt с отклонениями от линейного вблизи межфазных границ «интерметаллид - фаза A1»[2];

5) в крупных кластерах Fe-Pt кубоктаэдрического габитуса зафиксировано частичное упорядочивание при охлаждении. На профиле рентгеновского рассеяния при охлаждении проявляются рефлексы характерные для структуры типа L10.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда грант № 23-13-00356

Литература

1. B.-J. Lee. Modified embedded-atom method interatomic potential for the Fe-Pt alloy system/ B.-J. Lee, J. Kim, Y. Koo// J Mater Res. – 2006. – №21. – С 199-208. DOI: 10.1557/jmr.2006.0008. 1986. 224 с.
2. Yakubik D.G. Stability of FePt, FePt₃ Nanoclusters of Different Habits / D.G. Yakubik, L.R. Sadykova, Yu.A. Zakharov, N.S. Zakharov, A.N. Popova, V.M. Pugachev // Eurasian Chem.-Technol. J. — 2022. — № 24. — С. 215-220. DOI:10.18321/ectj1434

ДИФфуЗИОННО-СВАРНЫЕ СЛОИСТЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ: МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА

А.А. Саркеева

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
aigul-05@mail.ru

Слоистые металлические материалы являются перспективным классом материалов, обладающих широкими возможностями для применения в различных областях техники и промышленности благодаря возможности достижения в них уникальных свойств. С механической точки зрения значительный интерес к ним обусловлен возможностью повышения их динамических свойств, в частности ударной вязкости [1-3]. Ударная вязкость (способность материала сопротивляться разрушению, поглощая энергию удара) является одним из критериев конструкционной прочности, определяющих надежность материала в эксплуатации.

Для изготовления слоистых металлических материалов применяются различные методы, каждый из которых имеет свои преимущества и недостатки. Одним из основных преимуществ диффузионной сварки является температура процесса, которая для большинства материалов ниже критических температур, вызывающих негативные изменения их свойств. Диффузионная сварка позволяет соединять как однородные, так и разнородные металлические материалы [4], а совмещение с сверхпластической формовкой позволяет создавать многослойные конструкции [5].

В данной работе обобщены результаты исследования микроструктуры и свойств слоистых материалов, полученных диффузионной сваркой, как из титановых, так и магниевых сплавов, а также определены механизмы повышения их ударной вязкости. Механические испытания на ударный изгиб проводили с использованием копра с записью диаграмм нагружения, что позволяет изучить процессы разрушения материала, провести количественную оценку работы зарождения и распространения трещины.

Установлено, что наибольшая ударная вязкость в исследуемых материалах наблюдается при распространении трещины последовательно из слоя в слой в случае ослабленной поверхности соединения, обусловленной, например, присутствием пор в зоне твердофазного соединения. Торможение трещины происходит по механизму Кука-Гордону [6]. Основными механизмами повышения ударной вязкости исследованных материалов из титановых и магниевых сплавов являются расслоение и предварительное расслоение, соответственно.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания ИПСМ РАН № 124022900007-9.

Литература

1. D.R. Lesuer, C.K. Syn, O.D. Sherb et al. // Int. Mater. Rev. 1996. 41 (5). P. 169-197.
2. A.A. Sarkeeva, A.A. Kruglov, R.Ya. Lutfullin // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 2020. 1008. 012071.
3. C.M. Cepeda-Jiménez, J.M. García-Infanta, M. Pozuelo et al. // Scr. Mater. 2009. 61. P. 407-410.
4. N.F. Kazakov. Diffusion bonding of materials. Oxford: Pergamon. 2015. 304 p.
5. Е.Н. Петров, В.В. Родионов, Э.Н. Кузьмин, Р.Я. Лутфуллин, Р.В. Сафиуллин. Ячеистые конструкции. Снежинск: РФЯЦ-ВНИИТФ. 2008. 176 с.
6. Cook, J.E. Gordon // Proc. Royal Soc., S.A. Mat. And Phys. Sci., 1964. 2 (39). P. 508-520.

СВАРОЧНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ АВИАКОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ

Р.В. Сафиуллин, А.Р. Сафиуллин, С.П. Малышева

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
dr_rvs@mail.ru

Конструкции в виде тонкостенных панелей и оболочек широко используются в летательных аппаратах, кораблестроении и ряде других инженерных сооружений. Прочность и устойчивость таких конструкций традиционно обеспечивается либо набором продольных и поперечных подкрепляющих ребер, либо выполнением конструкций многослойными, состоящими из внешних (несущих) слоев, связанных слоем наполнителя. Связь несущих слоев с наполнителем обеспечивается с помощью паяных, сварных, клеевых и других соединений. Многослойные конструкции обладают меньшим весом, чем эквивалентные по жесткости гладкие оболочки и оболочки с подкрепляющими ребрами. Общим недостатком рассмотренных выше конструкций является пониженная технологичность. Проведенные в последние десятилетия в России и за рубежом исследования показывают, что высокую эффективность при изготовлении многослойных конструкций обеспечивает технологический процесс, основанный на сочетании сверхпластической формовки с диффузионной сваркой (СПФ/ДС) [1-4]. Метод СПФ/ДС позволяет получать жесткие тонкостенные конструкции сложного профиля с высоким коэффициентом использования материала при относительно низких энергетических и капитальных затратах. Изделия, изготавливаемые по технологии СПФ/ДС находят применение в таких отраслях машиностроения как авиакосмическая, автомобилестроение, нефтехимическая, судостроение, транспорт, строительство и т.д. Этот метод используется для изготовления силовых конструкций типа крыльевых и корпусных узлов, перегородок, стенок, панелей, ребер, балок, сложных оболочек, баков, сосудов давления, вращающихся частей двигателя. Анализ существующих методов изготовления многослойных полых конструкций из титановых сплавов методом СПФ/ДС позволил выделить основные типы конструкций и способы их получения. Конструкции, получаемые методом СПФ/ДС, разделяют по количеству используемых листов на двух, трех и четырех листовые. Наибольшее применение при изготовлении силовых изделий типа крыльевых и корпусных узлов, вращающихся частей двигателя, используемых в авиакосмической промышленности, находят трехслойные гофрированные панели и четырехслойные ячеистые конструкции. Технологические схемы их получения и образцы конструкций приведены на рис. 1.

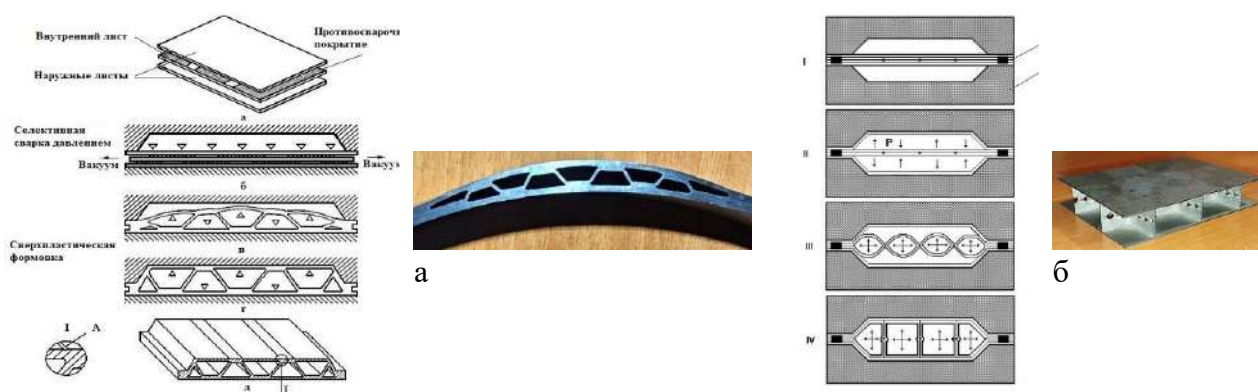


Рис. 1. Основные технологические схемы и образцы конструкций, полученные по технологии СПФ/ДС: а - трёхслойные гофрированные конструкции, б - четырехслойные ячеистые конструкции.

При изготовлении методом СПФ/ДС полых конструкций используют различные виды сварки.

Их можно разделить на основные и вспомогательные. К основным относятся такие виды сварки, которые обеспечивают получение окончательной геометрии полых конструкций. Это в основном диффузионная и лазерная сварки, остальные виды необходимы для обеспечения герметичности и выполнения сверхпластической формовки. Это аргонодуговая, контактная шовная и точечная сварка. При изготовлении многослойных конструкций используются два основных способа: первый основан на использовании противосварочных покрытий; второй - на использовании предварительной сварки плавлением. Основными технологическими операциями при изготовлении полых конструкций являются сверхпластическая формовка и диффузионная сварка. Для осуществления этих ключевых операций используются различные сварочные технологии, обеспечивающие герметизацию сварных заготовок это необходимо для создания вакуума для диффузионной сварки и последующей сверхпластической формовки.

По первому способу (рис. 1а) на примере изготовления полых широкохордной лопатки, диффузионной сваркой соединяют только определенные участки листовых заготовок, а остальные поверхности, благодаря нанесенному на них противосварочному покрытию, при этом не соединяются. После чего полученную заготовку деформируют в условиях сверхпластичности и придают конструкции сложную форму (3-х листовые конструкции). В качестве противосварочного покрытия чаще всего используют окись иттрия Y_2O_3 . В зависимости от конфигурации наполнителя данные конструкции подразделяются на панели с аккордеонным, гофрированным, армированным наполнителем. Для обеспечения герметичности в этом случае используется аргонодуговая сварка в защитной среде. Также с помощью данной сварки привариваются штуцера, необходимые для создания вакуума и подачи рабочего газа аргона для осуществления сверхпластической формовки. На рис. 2. приведены фотографии заготовок до и после аргонодуговой сварки в «Обитаемой камере».



Рис. 2. Заготовки, а - после сборки, перед сваркой и б - после сварки, в - обитаемая камера, г- аргонодуговая сварка.

После сборки осуществляется диффузионная сварка, далее гибка и закручивание пера и сверхпластическая формовка. В завершение процесса изготовления осуществляется окончательная механическая обработка.

При изготовлении многослойных конструкций с использованием предварительной сварки плавлением (рис.1 б) для соединения листов наполнителя применяют контактную шовную или точечную, электронно-лучевую и лазерную сварку в некоторых случаях используют диффузионную сварку. Получаемые многослойные ячеистые конструкции состоят из четырех листов двух наружных листов, являющихся обшивкой, и двух внутренних листов, представляющих собой силовой каркас – наполнитель (рис. 5). Они характеризуются возможностью получения изделий с гладкими аэродинамическими обводами, равными прочностными характеристиками на изгиб, как в продольном, так и в поперечном направлениях и высоким сопротивлением сжимающим нагрузкам и поэтому считаются перспективными для применения в авиакосмической промышленности. Наполнитель и обшивка, соединенные друг с другом диффузионной сваркой, образуют жесткую интегральную конструкцию. Листы наполнителя предварительно соединяют прерывистыми сварными швами так, чтобы рисунок швов представлял собой ряды взаимно перпендикулярных линий, образующих прямоугольные ячейки. Прерывистость сварного шва обусловлена необходимостью создания отверстий, обеспечивающих проход деформирующего газа ко всем ячейкам в процессе формовки. Для соединения листов наполнителя наиболее удобна в промышленном использовании контактная шовная сварка. Она обеспечивает прочное соединение при температуре СПФ с минимальной шириной сварного шва и размерами зоны термического влияния. Для обеспечения герметичности и

вакуума в сварных заготовках используют контактную шовную сварку по контуру. После изготовления герметичных плоских заготовок, они помещаются в штамп. Осуществляется нагрев и сверхпластическая формовка, обеспечивающая получение заданной формы. На рис. 3 приведено полое изделие «Крыло» с ячеистым наполнителем. Верхнее часть фото - готовое изделие, нижняя - полуфабрикат, заготовка после формовки, со штуцерами и сварным герметизирующим швом, полученным контактной шовной сваркой.



Рис. 3. Полое изделие «Крыло», полученное по технологии СПФ/ДС.

В результате освоения сварочных технологий удалось освоить метод сверхпластической формовки и диффузионной сварки и разработать технологию получения облегченных полых интегральных конструкций для авиакосмической техники. Следующим применением сварки для получения изделий для авиакосмической техники является использование лазерной сварки для получения облегченных топливных баллонов. Первоначально изготавливаются составные части изделия. На рис. 4 приведены этапы изготовления топливного бака на фирме «FormTech» для ракеты «Ариана-5» производства европейского аэрокосмического консорциума (EADS). Первоначально благодаря сверхпластической формовке получают заготовки, в данном случае полусферы, а далее после механической обработки сваривают полусферы между собой и приваривают специальную арматуру с помощью лазерной сварки.



Рис. 4. Изготовление методом сверхпластической формовки и последующей лазерной сварки топливных баков из титанового сплава Ti-6Al-4V для спутников и ракет на фирме FormTech (Германия).

Аналогично были получены топливные баки из нержавеющей стали 12Х18Н10Т в ИПСМ РАН рис. 5. Только в этом случае полусферы были получены раскаткой.

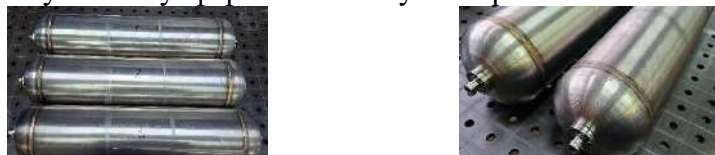


Рис. 5. Топливные баллоны, полученные с помощью лазерной сварки.

Благодаря успешному освоению различных сварочных процессов, таких как аргонодуговая, контактная шовная и точечная, лазерная и диффузионная сварки удалось с помощью сверхпластической формовки получить уникальные облегченные изделия: «Крыло», цилиндрический «Корпус», полая широкохордная рабочая лопатка вентилятора, полые лицевые пластины для клюшек для гольфа, различные топливные баллоны. Все изделия прошли успешные технические испытания и показали высокие механические и эксплуатационные свойства.

Литература

1. Петров Е.Н., Родионов В.В., Кузьмин Э.Н., Лутфуллин Р.Я., Сафиуллин Р.В. Ячеистые конструкции. – Снежинск: Изд-во РФЯЦ-ВНИИТФ, 2008. – 176 с.
2. Сафиуллин Р.В. Сверхпластическая формовка и сварка давлением многослойных полых конструкций часть 1 международный опыт. Письма о материалах. 2012. Т. 2. № 1 (5). С. 32-35.
3. Строганов Г.Б., Новиков И.И., Бойцов В.В., Пширков В.Ф. Использование сверхпластичности в обработке металлов давлением. - М.: Машиностроение, 1989. – 108с.
4. Stephen D. Designing for Superplastic Alloys. AGARD Lecture Series № 154.7. p. 1–37. 1987.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЕРЕМАГНИЧИВАНИЯ ТОНКИХ ФЕРРОМАГНИТНЫХ ПЛЕНОК С РЕШЕТКОЙ АНТИТОЧЕК

С.С. Симакова

Омский государственный технический университет, Омск
sofya_simakova@list.ru

Ферромагнитные пленки с решетками антиточек представляют собой эпитаксиальные пленки, содержащие регулярную решетку пор [1]. Поры увеличивают свободную поверхность пленки, тем самым оказывая влияние на ее магнитные свойства [2]. Основное преимущество таких материалов состоит в том, что магнитные свойства системы могут регулироваться изменением геометрических параметров. Благодаря этому, пленки с решеткой антиточек нашли широкое применение в устройствах спинтроники, для которой необходимы материалы с заданными магнитными характеристиками. К таким характеристикам относятся коэрцитивная сила и энергия перемагничивания, влияющие на энергопотребление спиновых клапанов и других устройств спинтроники. При производстве таких устройств необходимо прогнозировать размер и период пор, наносимых на пленку для получения нужных характеристик. Компьютерное моделирование позволяет прогнозировать общие закономерности изменения магнитных характеристик от геометрических параметров. Коэффициенты в полученных формулах могут быть определены экспериментально конкретно для каждого образца.

В данной работе явление перемагничивания ферромагнитных пленок изучается с помощью модели Изинга. Тонкие пленки обладают магнитной анизотропией типа «легкая ось намагничивания». Эта анизотропия связана прежде всего с формой пленки, в которой есть одно выделенное направление, перпендикулярное плоскости пленки. Модель Изинга применяется для моделирования таких систем. Расчеты проводятся для пленок толщиной D моноатомных слоев (ML). При расчетах рассматривались системы, содержащие $D = 16 ML$. Рассматривались пленки с простой кубической решеткой. Многочисленные публикации показывают, что системы с простой кубической решеткой позволяют выявить основные закономерности поведения системы. Изменение типа кристаллической решетки приводит к небольшим численным поправкам. Каждый атом системы с координатами (i, j) имеет спина S_{ij} , ориентированный вдоль легкой оси намагничивания. Спины атомов могут принимать одно из двух значений ($1/2$ или $-1/2$). Гамильтониан системы имеет вид:

$$H_0 = -J \sum_{Bulk} S_{ij} S_{kl} - J_S \sum_{Surface} S_{ij} S_{kl} - J_{BS} \sum_{B/S} S_{ij} S_{kl} - \mu_B h_0 \sum S_{ij}. \quad (1)$$

Суммирование выполняется только для пар ближайших соседей. Первое слагаемое отвечает за взаимодействие спинов внутри пленки и характеризуется обменным интегралом J . Второе слагаемое соответствует взаимодействию спинов на поверхности пленки с обменным интегралом J_S . Как показывают экспериментальные исследования на поверхности системы обменный интеграл может отличаться от объемного [2]. В третьем слагаемом один спин располагается на поверхности пленки, а второй в первом подповерхностном слое. Взаимодействие между этими спинами определяется обменным интегралом $J_{BS} = \sqrt{J \cdot J_S}$. Четвертое слагаемое показывает взаимодействие с внешним магнитным полем h_0 . μ_B – магнетон Бора. Поры моделируются с помощью атомов с нулевым спином.

В компьютерном эксперименте рассматривались тонкие пленки с линейными размерами 80×80 спинов. Свободные поверхности располагались параллельно плоскости OXY . Вдоль осей OX и OY накладывались периодические граничные условия, что позволяет моделировать пленки неограниченного размера. Решетка антиточек имела период $d = 8$ спинов. Размеры пор принимали значения от $a = 2$ до $a = 6$ с шагом $\Delta a = 2$. Рассматривались

системы с различным отношением обменных интегралов $R = J_S/J$. Отношение обменных интегралов играет важную роль в магнитном поведении системы, так как решетка антиточек увеличивает площадь свободной поверхности пленки и роль явлений поверхностного магнетизма возрастает. Напряженность магнитного поля также моделировалась в относительных величинах $h = \mu_B h_0/J$. Намагниченность системы m вычислялась, как среднее значение спинов пленки.

$$m = \left(\sum_{i,j=1}^L S_{ij} \right) / N. \quad (2)$$

На рисунке 1 представлены петли гистерезиса для двух значений отношения обменных и различного значения величины пор.

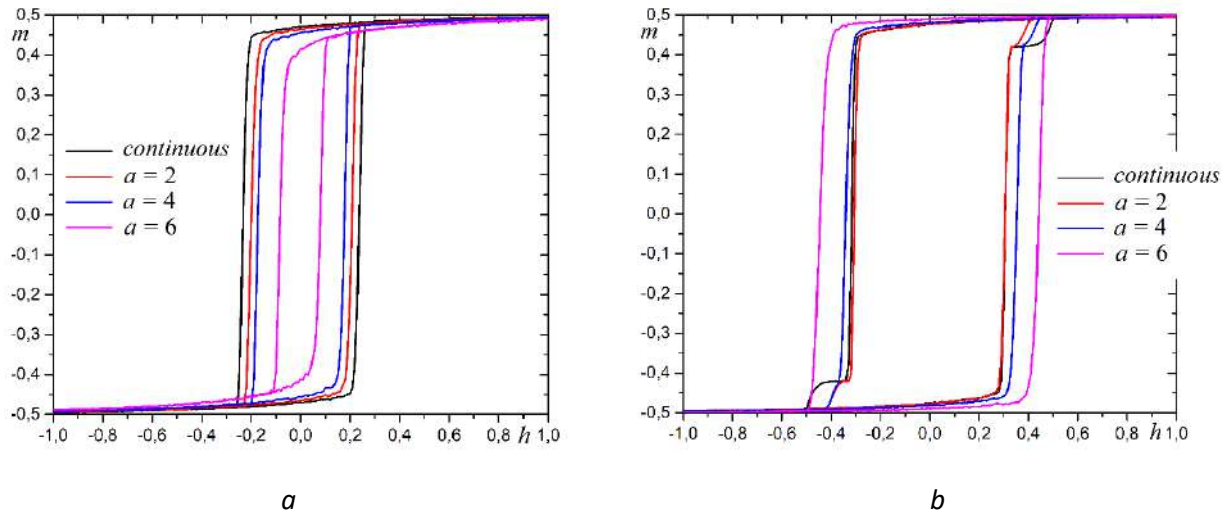


Рис. 1. Петли гистерезиса для пленок с различным значением величины пор при двух значениях отношения обменных интегралов: а) $R = 1.0$, б) $R = 2.5$.

Как видно из рисунка 1 при значении $R = 1.0$ увеличение размера пор приводит к уменьшению ширины петли гистерезиса и снижению коэрцитивной силы. При $R = 2.5$ решетка антиточек наоборот увеличивает ширину петли гистерезиса и увеличивает коэрцитивную силу системы. Эти закономерности обусловлены явлениями поверхностного магнетизма. Решетка антиточек увеличивает площадь поверхности пленки, что повышает ее общую энергию взаимодействия спинов. На рисунке 2 представлен график зависимости коэрцитивной силы H_C от отношения обменных интегралов R для пленок с различным размером пор.

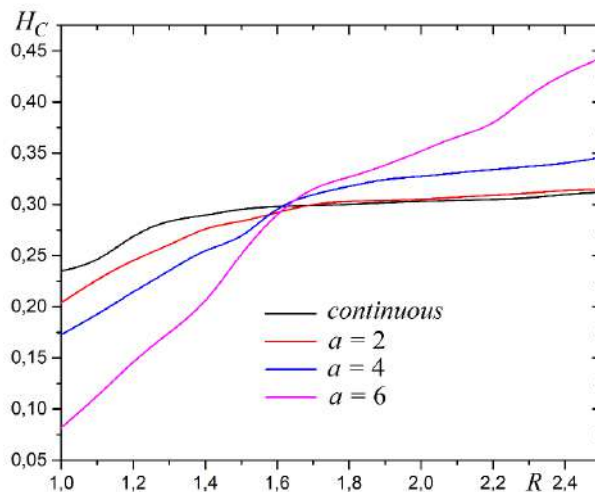


Рис. 2. График зависимости коэрцитивной силы H_C от отношения обменных интегралов R для пленок с различным размером пор.

Как видно из рисунка 2 видно, что скорость роста коэрцитивной силы при увеличении отношения обменных интегралов зависит от размера пор. При значениях R близких к единице решетка антиточек приводит к снижению коэрцитивной силы. При больших значениях R решетка антиточек увеличивает коэрцитивную силу. Существует значение R , при котором решетка антиточек не влияет на коэрцитивную силу. Компьютерный эксперимент показывает, что это значение близко к 1.6.

Литература

1. J. He et al.// Materials. 2022. № 15, P. 6789.
2. J. Gräfe et al.// AIP Advances.2020. V.10. P. 125122.

РАЗВИТИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В МОДЕЛЬНОМ И ПРОМЫШЛЕННОМ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Cu В ПРОЦЕССЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ ПРИ ПОВЫШЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

О.Ш. Ситдиков

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
sitdikov.oleg@imsp.ru*

Введение. Методы интенсивной пластической деформации (ИПД), такие как равноканальное угловое прессование (РКУП), широко используются для получения ультрамелкозернистых (УМЗ) металлических материалов с улучшенными механическими свойствами. Однако большинство исследований РКУП сосредоточено на обработке при комнатной температуре, в то время как эволюция микроструктуры при повышенных температурах, когда доминируют механизмы динамического возврата и рекристаллизации, изучается значительно реже. Это особенно актуально для низколегированных и бинарных Al сплавов. Настоящая работа посвящена сравнительному анализу эволюции микроструктуры и особенностей формирования новых зерен при обработке методом РКУП двух сплавов системы Al-Cu: модельного Al-3%Cu и промышленного AA2219 при 300°C ($T \approx 0,6 T_{пл}$).

Материалы и методы исследования. Сплавы Al-3%Cu и AA2219 (Al-6,4%Cu-0,3%Mn-0,18%Cr-0,19%Zr-0,06%Fe) подвергали гомогенизации при 520°C в течение 4 часов и 530°C в течение 6 часов соответственно, с последующим охлаждением с печью. В результате оба сплава приобрели равноосную зеренную структуру α -Al матрицы с размером зерен 100-400 мкм. Основной упрочняющей фазой в них выступали выделения Al_2Cu (θ -фаза). Сплав AA2219, помимо большего удельного объема θ -фазы, дополнительно содержал дисперсные алюминиды Cr, Mn и Zr, что значительно повышало термическую стабильность его структуры. РКУП проводили на прутках $\varnothing 20 \times 100$ мм в РКУ-матрице 90°/0° по маршруту А до 12 проходов ($\epsilon \approx 12$). Структурный анализ, включающий оптическую металлографию, рентгеноструктурный анализ, сканирующую и просвечивающую электронную микроскопию с анализом дифракции обратно рассеянных электронов (СЭМ/EBSD, ПЭМ), позволил детально проследить эволюцию микроструктуры в зависимости от степени деформации.

Результаты для Al-3%Cu. На ранних стадиях РКУП ($\epsilon=1-4$) в структуре сплава фиксировали исходные вытянутые зерна и деформационные полосы (ДП) длиной >400 мкм и шириной 6-40 мкм (рис. 1а-в). С увеличением деформации ($\epsilon>4$) количество ДП увеличивалось, и в областях с высокой плотностью ДП зарождались новые зерна за счет пересечения и фрагментации полос (рис. 1г-е). При достижении 12 проходов на месте деформированных фрагментов исходных зерен фиксировали частично измельченную зеренную структуру. EBSD-анализ показал, что границы ДП с малыми и средними углами разориентировки (5-15°) постепенно трансформировались в высокоугловые (15-50°) границы (ВУГ), что способствовало образованию новых зерен вдоль ДП. Размер зерен резко уменьшался с увеличением деформации и составил ~ 6 мкм при $\epsilon=12$ (рис. 2). Процесс эволюции микроструктуры протекал по сценарию непрерывной (*in-situ*) динамической рекристаллизации (НДР): фрагментация исходных крупных зерен и увеличение разориентировки межкристаллитных границ приводили к формированию УМЗ-структуры.

Результаты для AA2219. В AA2219 высокотемпературное РКУП вызвало гораздо более интенсивное измельчение зерен (рис. 1ж-и). Как и в Al-3%Cu, на ранних стадиях обработки ($\epsilon \leq 3$) формировались пересекающиеся ДП со среднеугловыми разориентировками (рис. 3а). Дальнейшее увеличение деформации сопровождалось фрагментацией исходных зерен, с образованием новых кристаллитов размером $\sim 2,5-3$ мкм, занимающих до 80% объема материала (рис. 3б-в). При $\epsilon=12$ средняя разориентировка межкристаллитных границ составила 25°, а доля высокоугловых границ превысила 60%, что было значительно выше, чем в сплаве Al-3%Cu (рис.2). Кроме того, микроструктура сплава Al-3%Cu при $\epsilon=12$

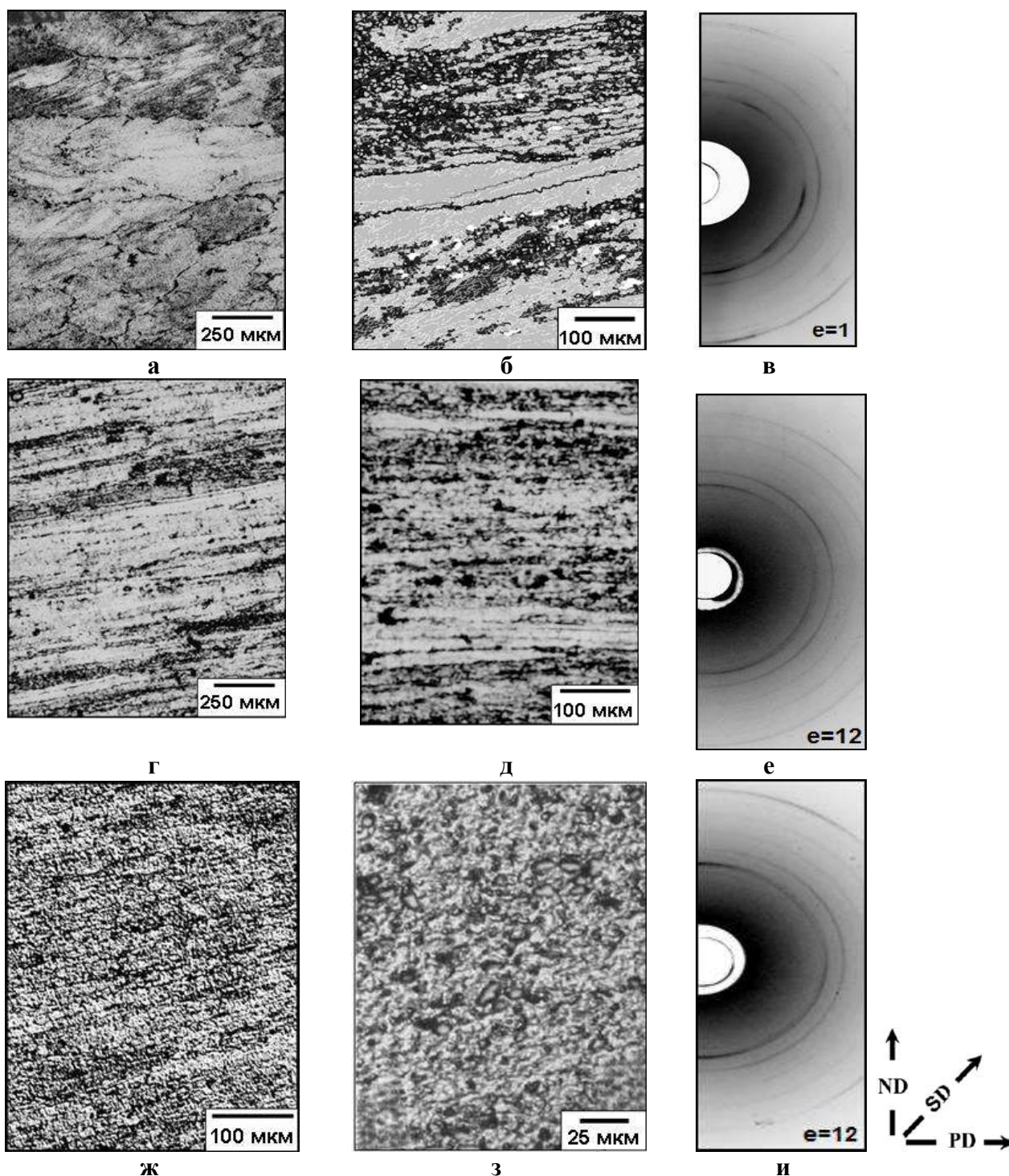


Рис. 1 Микроструктура сплавов Al-3%Cu и AA2219 после РКУП при 300°C. (а-в) Al-3%Cu, $e=1$, (г) Al-3%Cu, $e=4$, (д, е) Al-3%Cu, $e=12$, (ж-и) AA2219, $e=12$. (а, г, д, ж, з) оптическая микроскопия, (б) EBSD анализ, (в, е, и) рентгеновские дифракционные картины.

характеризовалась вдвое большим размером кристаллитов, меньшей объемной долей новых зерен (~40%), меньшим средним углом разориентировки границ (~20°) и меньшей долей ВУГ (~40%). Такое отличие структурного поведения сплава Al-3%Cu от AA2219 объясняется наличием в последнем дисперсоидов и большей объемной долей выделений основной фазы, что обеспечивало более сильное подавление динамического возврата и стабилизацию границ ДП (см. рис. 3), как обсуждается ниже.

Механизм измельчения зерен и роль легирующих элементов. Измельчение зерен при высокотемпературном РКУП исследованных сплавов связано с образованием ДП, в основном полос микросдвига, которые приводили к фрагментации крупных исходных зерен

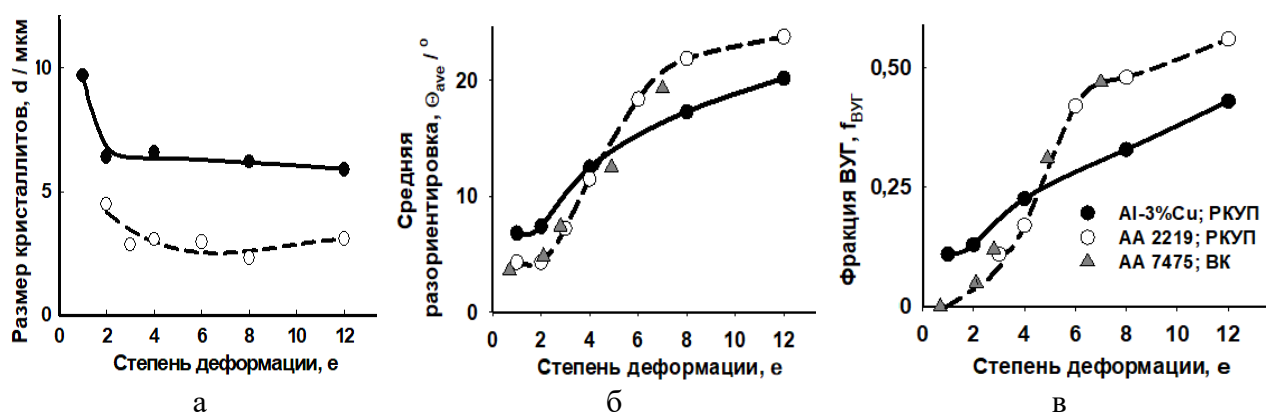


Рис. 2 Зависимости (а) размера новых кристаллитов, (б) средней разориентировки межкристаллитных границ и (в) доли ВУГ от степени деформации. ВК - всесторонняя ковка.

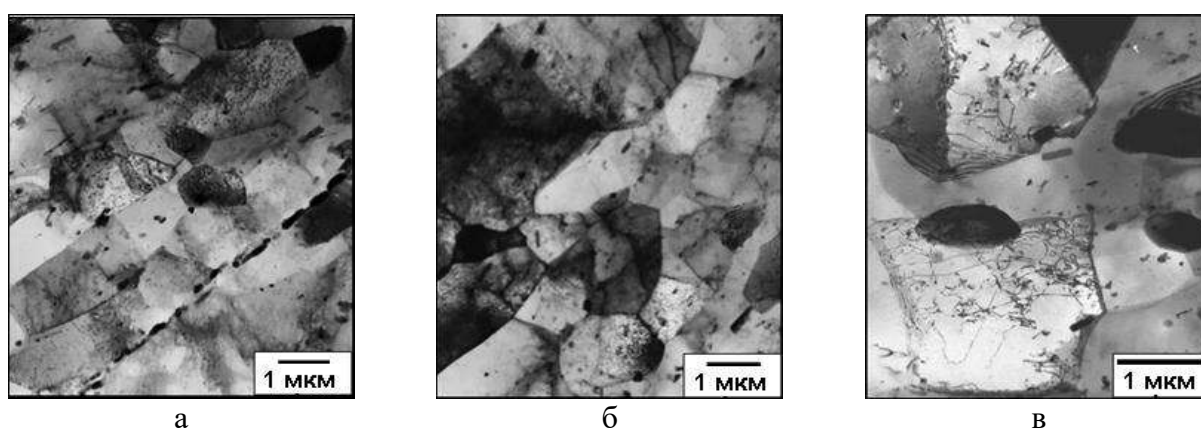


Рис. 3 ПЭМ изображения микроструктуры, развившейся в сплаве AA2219 в результате РКУП при 300°C (а) $e=3$; (б) $e=8$ и (в) $e=12$. (в) представлено при большем увеличении.

(рис. 3). При пересечении этих полос формировались разориентированные области с последующим постепенным увеличением разориентировки их границ (рис. 2в). Выделения основной упрочняющей фазы и дисперсоиды обеспечивали стабилизацию деформационной структуры даже при высокой температуре, тем самым способствуя трансформации среднеугловых границ в ВУГ и формированию УМЗ структуры на месте фрагментированной структуры. В менее легированном сплаве Al-3%Cu более легкое развитие динамического возврата и более быстрая миграция межкристаллитных границ приводили к меньшей разориентировке деформационно-индуцированных границ, меньшему удельному объему и большему размеру новых зерен. Напротив, в сплаве AA2219 наличие и равномерное распределение дисперсоидов обеспечивало эффективное подавление возврата, накопление разориентировок и интенсивное измельчение зерен. При прочих равных условиях скорость возврата в более легированном сплаве была ниже, что в большей степени способствовало накоплению дислокаций и формированию новых зерен.

Закключение. РКУП при 300°C обеспечивает эффективное измельчение зерен в обоих исследованных сплавах. В Al-3%Cu формирование новой (ультра)мелкозернистой (~6 мкм) структуры происходило за счет фрагментации исходных зерен полосами микросдвига и увеличения углов разориентировки их границ в процессе НДР. В сплаве AA2219 выделение в большем объеме вторичных фаз и особенно дисперсоидов приводило к более быстрому увеличению угловых параметров межкристаллитных границ и обеспечивало формирование более мелких (~2,5-3 мкм) зерен. Полученные результаты свидетельствуют о ключевой роли легирования и фазового состава в интенсификации процессов измельчения зерен при ИПД.

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием ИПСМ РАН.

УСТОЙЧИВОСТЬ ПОЛИМЕРНОГО ЛЕЙНЕРА ПРИ ДЕЙСТВИИ ВНЕШНЕГО ДАВЛЕНИЯ И ОСЕВОЙ СЖИМАЮЩЕЙ СИЛЫ, ДЕЙСТВУЮЩИХ ПРИ НАМОТКЕ КОМПОЗИТНОГО БАЛЛОНА ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ

А.А. Склезнев

Центр перспективных разработок, Хотьково
andrey@skleznev.ru

Современное развитие транспортного машиностроения предполагает повышение эффективности использования новых средств передвижения: наземных, включая железнодорожные, водных, и передвигающихся в атмосфере или безвоздушной среде – например, межпланетных космических аппаратов. Одним из важных конструктивных элементов таких средств передвижения являются баллоны высокого давления, предназначенные для хранения различных рабочих тел, находящихся в жидком или газообразном состоянии. В настоящее время наиболее широко используются металлокомпозитные баллоны высокого давления, до 50% веса которых составляет вес внутренней герметизирующей металлической оболочки – лейнера.

Переход к более совершенным в весовом плане конструкциям – полностью композитным полимерным баллонам высокого давления может быть произведён путём замены металлического лейнера на лейнер из полимерного материала, созданный при помощи широко распространённых технологических приёмов – при помощи термопластавтомата или, например, 3D печати [1, 2]. Замена металлического лейнера на полимерный, по оценке автора, приведёт к значительному снижению трудоёмкости изготовления композитного баллона, его стоимости и сократит технологическую цепочку кооперации исключив требующее специального оснащения и высокой квалификации производство конструктивно сложной составной части изделия – тонкостенной герметичной оболочки из металлического сплава.

Вместе с тем, на текущий момент довольно малоизученными остаются вопросы технологического обеспечения традиционного процесса «мокрой» или «сухой» намотки силовой композитной оболочки на тонкий полимерный лейнер и его последующей температурной обработки. Сложности связаны как со значительно (более, чем на порядок) различающимися модулями упругости полимерного композитного материала и традиционно применяемых алюминиевых или титановых сплавов, так и с отличающимися более, чем в два раза значениями коэффициентов линейного температурного расширения таких материалов – которые играют определяющую роль во время термообработки заготовки изделия.

В работе предложена методика определения технологических режимов намотки (рис. 1) и термообработки в процессе изготовления композитных баллонов с полимерными лейнерами, основанная на решении задач устойчивости [3-5] тонкостенных полимерных лейнеров при действии внешнего давления, осевых сил и изменении окружающей температуры. Представлена информация об успешно изготовленных макетных образцах композитных баллонов с полимерными лейнерами (рис. 2).

Кроме этого, затронуты вопросы обеспечения герметичности композитных баллонов давления IV и V типов и вопросы диагностики напряжённо-деформированного состояния таких баллонов высокого давления при помощи внедрённой в материал силовой композитной оболочки системы оптоволоконных датчиков с нанесёнными решётками Брэгга.

Показана принципиальная возможность изготовления композитного баллона высокого давления при помощи аддитивных технологий без применения формообразующей или герметизирующей металлической оснастки, возможность осуществления стандартных технологических режимов «мокрой» автоматизированной намотки и полимеризации материала в процессе обработки заготовки изделия с термошкафу, возможность обеспечения герметичности и функционирования композитного баллона высокого давления, изготовленного данным способом.



Рис. 1. Намотка с натяжением пропитанного связующим углеродного жгута на тонкостенный полимерный лейнер



Рис. 2. Композитный баллон с полимерным термопластичным лейнером, изготовленный при помощи стандартной технологии «мокрой» намотки с последующей термообработкой

Литература

1. А.Ф. Разин, В.В. Васильев, А.А. Бабичев и др. Полимерный лайнер для баллона высокого давления из композиционных материалов и способ изготовления полимерного лайнера // Патент на изобретение ru 2832490 с1, 24.12.2024. Заявка № 2024106361 от 07.03.2024.
2. А.А. Склезнев. Способ изготовления баллона высокого давления из полимерных композиционных материалов // Патент на изобретение ru 2840578 с1, 26.05.2025. Заявка № 2024129125 от 01.10.2024.
3. В.В. Васильев, А.А. Склезнев. Устойчивость лайнера цилиндрического композитного баллона давления // Механика композиционных материалов и конструкций. 2022. Т. 28. № 2. С. 235-246.
4. В.В. Васильев, В.А. Салов, А.А. Склезнев. Устойчивость бесконечно длинной цилиндрической оболочки под действием наружного давления, создаваемого намоткой гибких нитей // Известия Российской академии наук. Механика твердого тела. 2022. № 6. С. 63-71.
5. А.А. Склезнев. Устойчивость лайнера цилиндрического металлокомпозитного бака при осевом сжатии // Конструкции из композиционных материалов. 2023. № 2 (170). С. 3-7.
6. А.В. Азаров, А.А. Бабичев, В.В. Васильев и др. К проблеме герметичности композитных баллонов давления // Композиты и наноструктуры. 2023. Т. 15. № 1. С. 1-12.
7. А.А. Склезнев, А.Н. Рыков. Опыт применения волоконно-оптических датчиков в криогенном металлокомпозитном топливном баке для контроля целостности конструкции при изготовлении и испытаниях // В сборнике: неразрушающий контроль и техническая диагностика в авиационной промышленности. Материалы XVI Всероссийской конференции по испытаниям и исследованиям свойств материалов «Тестмат», посвященной 115-летию со дня рождения д.т.н., профессора, члена-корреспондента АН СССР Алексея Тихоновича Туманова. Москва, 2024. С. 167-178.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ НЕЙРОННОЙ СЕТЬЮ С УЧЕТОМ ИСТОРИИ НАГРУЖЕНИЯ

А.С. Смирнов, В.С. Канакин

Институт машиноведения им. Э.С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург
smirnov@imach.uran.ru

Снижение массы конструкций за счет внедрения материалов с высокими удельными механическими свойствами является современной тенденцией в современном машиностроении, особенно связанном с аэрокосмической промышленностью. Дисперсно-упрочненные металломатричные композиты являются перспективным классом таких материалов, превосходя сплавы по комплексу характеристик, связанных с удельными механическими свойствами. Формирование изделий из металломатричных композитов (ММК) конструкционного назначения и достижение требуемых эксплуатационных свойств часто реализуются методами высокотемпературной пластической деформации. Однако в процессе горячей деформации ММК демонстрируют сложное реологическое поведение, которое характеризуется зависимостью от истории нагружения, что проявляется во влиянии истории нагружения на изменение сопротивления деформации материала. Такое влияние при повышенных температурах объясняется конкуренцией процессов упрочнения и разупрочнения. Взаимодействие и кинетика этих конкурирующих процессов существенно зависят от температурно-скоростных режимов и истории деформации. Следовательно, для адекватного математического описания высокотемпературной реологии металломатричных композитов необходимо учитывать эволюцию условий нагружения на протяжении всего процесса деформирования. Разработка таких моделей, корректно интегрирующих влияние истории нагружения, является фундаментальной задачей для оптимизации технологических процессов и прогнозирования свойств изделий из ММК. Традиционно для описания реологического поведения сплавов в условиях высоких температур деформаций с учетом истории нагружения применяются структурно-феноменологические и физически обоснованные модели. В последние 5 лет начали появляться нейросетевые модели, позволяющие учесть влияние истории нагружения на реологическое поведение материалов. Эти модели обладают преимуществом перед моделями, построенными по традиционным подходам, связанным со способностью описывать реологическое поведение без привязки к конкретным функциональным зависимостям. Для описания реологического поведения материалов, учитывающих историю изменения входных параметров, адаптированы нейронные сети, такие как: рекуррентная нейронная сеть (RNN); сеть долговременной кратковременной памяти (LSTM); временная сверточная сеть (TCN) и нейронные обыкновенные дифференциальные уравнения (Neural ODE). Основным недостатком таких моделей является сложность их обучения и относительно высокая ресурсоемкость вычислений при их имплементировании в модели материала конечно-элементных программных комплексов. В данной работе описывается рекуррентный многослойный перцептрон с короткой памятью. Значения параметров нейронной сети получены по результатам идентификации экспериментальных диаграмм сжатия образцов.

В работе моделируется и прогнозируется реологическое поведение дисперсно-упрочненного алюмоматричного композита B95/2,5%TiC, произведенного по жидкофазной ex-situ технологии. На рис. 1 приведено изображение распределения частиц и зеренной микроструктуры в полутоннаковой отливке из ММК B95/2,5% TiC. Идентификация нейронной сети проведена с использованием теории идентификации динамических процессов. Для этого в эксперименте реализованы сложные законы нагружения образцов, при которых скорость деформации постоянно изменяется: участки возрастания скорости чередуются с

участками ее уменьшения (рис. 2). Эксперименты проведены в диапазоне температур 300–500 °С и скоростном диапазоне 0,1–6 с⁻¹.

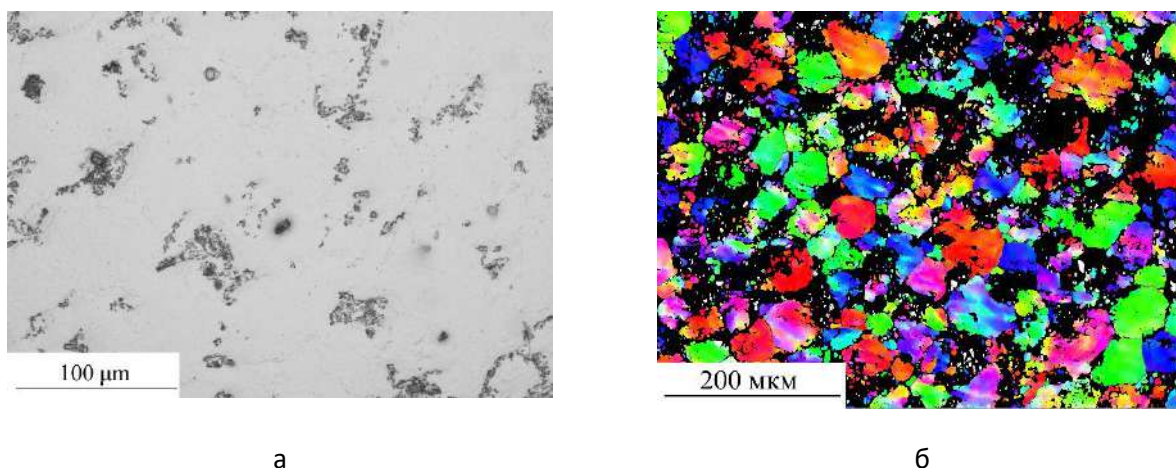


Рис. 1. Распределение частиц TiC с фракционным составом F800 (а) и зёрнная микроструктура в композите B95/2.5% TiC (б). Изображения микроструктур материалов соответствуют состоянию, полученному после гомогенизации слитка, кристаллизованного в изложнице, имеющей температуру 350 °С

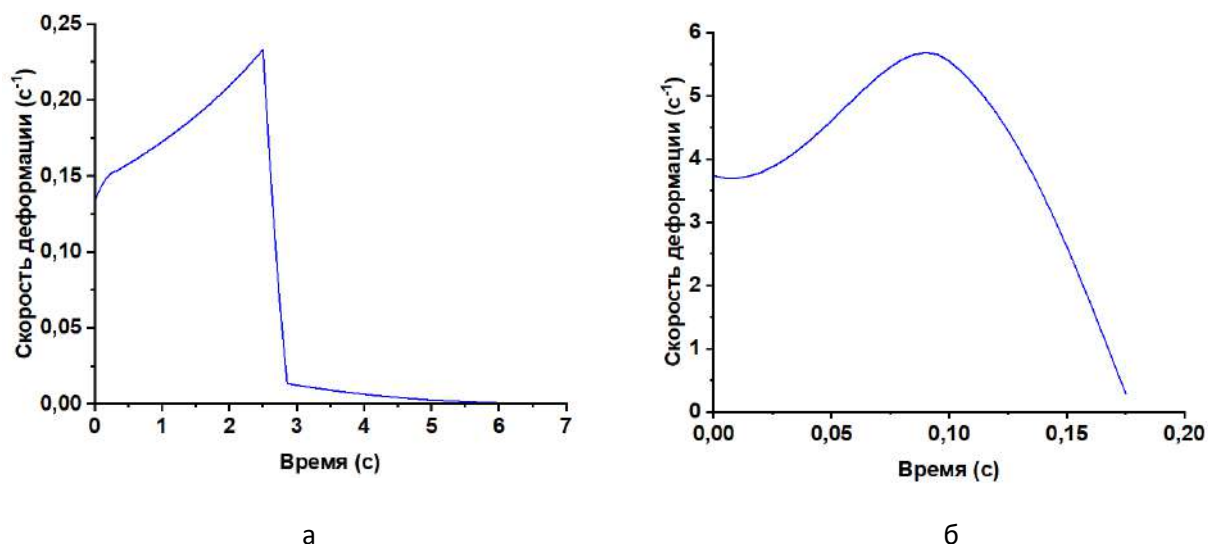


Рис. 2. Примеры экспериментальных зависимостей скорости деформации от времени деформации, используемых при проведении экспериментов на сжатие образцов из ММК B95/2,5% TiC

Среднее относительное отклонение δ экспериментальных кривых сопротивления деформации от рассчитанных нейронной сетью при обучении составило 0,8 %, что говорит о хорошей способности нейросети аппроксимировать экспериментальные данные исследуемого композита B95/2,5% TiC во всем исследуемом температурно-скоростном диапазоне деформаций. Верификацию нейросети проводили при температурах и законах нагружения отличных от тех, которые использовались при обучении нейросети. Были выбраны две температуры для верификации – 350 и 450 °С. Для верификации среднее относительное отклонение δ для обеих температур составило 1,5%, что говорит о хорошей способности построенной нейросети прогнозировать реологическое поведение композита B95/2,5% TiC при произвольно меняющихся во времени скоростных условиях нагружения.

ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ ПОЛИМЕРИЗАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭПОКСИДНОГО СВЯЗУЮЩЕГО В КОМПОЗИТЕ, АРМИРОВАННОГО СТЕКЛОВОЛОКНОМ

А.С. Смирнов, Е.О. Смирнова, В.С. Канакин

Институт машиноведения им. Э.С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург
smirnov@imach.uran.ru

Полимерно-матричные композиты (ПКМ) широко применяются в аэрокосмической, автомобильной, ветроэнергетической, судостроительной отраслях и строительстве благодаря оптимальному сочетанию легкости, прочности, жесткости и коррозионной стойкости. Макроскопические свойства ПКМ определяются совокупным взаимодействием компонентов: волокна воспринимают нагрузку, а полимерная матрица критически важна для передачи нагрузок на волокна, защиты армирования, сохранения целостности и диссипации энергии удара. Свойства матрицы столь же значимы для эксплуатационных характеристик композита, как и свойства волокон. Модуль упругости матрицы влияет на передачу нагрузок, сопротивление сдвигу на границе раздела и общую жесткость. Вязкие свойства определяют способность к поглощению энергии удара и перераспределению напряжений.

В процессе отверждения жидкой композиции олигомера или мономера с отвердителем под воздействием температуры, времени и давления формируются свойства матрицы. В композите скорость отверждения, теплоотвод в межволоконных областях и наличие локальных напряжений от волокон приводят к отличию механических свойств матрицы от свойств неармированного полимера. Влияние давления полимеризации на свойства матрицы в ПКМ изучено недостаточно, так как основные исследования проведены на неармированных полимерах.

Традиционные макромеханические методы, такие как стандартные механические испытания и динамический механический анализ (ДМА), имеют ограничения при анализе матрицы в составе полимерных композиционных материалов, поскольку они не позволяют чётко выделить вклад матрицы при высоком содержании волокон. Метод инструментального нано- и микроиндентирования преодолевает эти ограничения, позволяя исследовать локальные упругие и вязкие свойства матрицы внутри композита. Целью данной работы является экспериментальное исследование влияния внешнего давления при полимеризации эпоксидной матрицы на её формируемые упругие свойства и сопротивление ползучести в стеклопластике с использованием микромеханических испытаний.

Воздействие давления полимеризации, варьирующегося в пределах от 0 до 10 МПа, на механические свойства было исследовано путём анализа модуля упругости E , твёрдости H и относительного изменения глубины индентирования C_{IT} во времени. Исходно повышенный модуль упругости E при $P=10$ МПа, обусловленный высокой плотностью упаковки и сшивки, незначительно снижается при выдержке из-за релаксации напряжений и локальных повреждений в переуплотненной полимерной сети. Рост E при $P=0$ МПа связан с переориентацией цепей под нагрузкой, тогда как стабильность E при $P=2$ МПа объясняется их благоприятной исходной ориентацией. В условиях полимеризации при давлении в 2 МПа у отвержденной матрицы наблюдается минимальная деградация твёрдости материала по сравнению с отсутствием нагрузки, где в относительно рыхлой структуре преобладают процессы быстрого смещения цепей над возможной переориентацией, и с нагрузкой в 10 МПа, где высокие внутренние напряжения в переуплотнённой структуре приводят к микрповреждениям и ускоренной ползучести.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ № 24-29-00703.

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛОПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ

С.В. Смирнов, М.В. Мясникова, Д.И. Вичужанин

Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург
Smirnov.Sergy@bk.ru

Слоистый металлополимерный композит (СМПК) состоит из нескольких металлических листов, между которыми расположены полимерные слои, представляющие собой полимерный адгезив или матрицу, армированную, например, стекло- или углеродными волокнами или упрочняющими дисперсными твердыми частицами (оксидами, карбидами и т.д.). Таким образом, СМПК состоит из нескольких структурных компонентов, имеющих свои физико-механические свойства и морфологию. Кроме того, в нем присутствуют внутренние границы типа «металл – связующее», «связующие – армирующий элемент», которые имеют разную адгезионную прочность. Поэтому микромеханизмы разрушения СМПК могут быть когезионными, когда происходит разрушение структурных элементов, адгезионными, когда происходит расслоение внутренних границ или смешанными, когда оба вида процесса разрушения происходят параллельно. При этом когезионному разрушению могут подвергаться как металлические, так и полимерные слои.

Расширение области использования адгезионных соединений является перспективным направлением создания композиционных материалов, сотовых и слоистых силовых конструкций, сочетающих высокую прочность и малый вес. Способность противостоять внешним нагрузкам для них во многом определяется уровнем реологических и предельных деформационных свойств. Для адекватного проектирования металлополимерных соединений и упрочненных наполнителями полимеров с использованием современных систем инженерного анализа необходимо иметь сведения о предельных механических свойствах структурных составляющих и их адгезионных соединений при напряженном состоянии, которое может быть реализовано в проектируемых элементах конструкций при эксплуатации или технологической обработки. В настоящее время отсутствуют устоявшиеся представления о влиянии напряженно - деформированного состояния на закономерности когезионного и адгезионного разрушения полимерной матрицы и адгезионных соединений в композитах, которые могли бы быть описаны в категориях механики деформируемого твердого тела. В докладе представлены подходы к решению этой проблемы развиваемые в ИМАШ УрО РАН, рассмотрены особенности проведения механических испытаний для оценки предельных состояний, достигаемых при разрушении по когезионным и адгезионным механизмам.

Описаны особенности использования методик проведения и обработки результатов комплекса механических испытаний на адгезионную прочность путем растяжения модифицированных образцов Аркана и поперечное сжатие склеенных цилиндрических «Brazil-nut-sandwich» образцов, которые описывают адгезионную прочность в условиях нагружения по схемам «растяжение + сдвиг» и «сжатие + сдвиг» [1]. Для учета особенностей разрушения слоистых металлополимерных соединений предложено проводить испытания многослойных образцов на трехточечный изгиб с одновременной видеофиксацией процесса деформирования образцов. Предложен критерий разрушения адгезионных соединений, основанный на рассмотрении предельного состояния выделенного микрообъема, содержащего границу соединения материалов [2]. Для оценки влияния напряженного состояния на предельное состояние по механизму когезионного разрушения разработан оригинальный комплекс механических испытаний на растяжение и сжатие образцов специальной формы, которые позволяют проводить испытания в широком диапазоне изменения значений показателей жесткости напряженного состояния и Лоде-Надаи [3]. Для моделирования поведения композитов используется многоуровневый иерархический подход, позволяющий учитывать особенности строения и деформационных свойств структурных

составляющих композитов. По результатам проведенных испытаний строятся диаграммы предельной плотности энергии деформации, которые могут быть использованы для проектной оценки ресурса адгезионной и когезионной прочности металлополимерных адгезионных соединений и дисперсно-упрочненных полимерных композитов.

Результаты исследований деформационных свойств могут быть использованы для проектирования технологий изготовления изделий сложной формы из СМПК путем их пластического формоизменения в уже склеенном состоянии с отвержденным адгезивом. Научной основой является тезис о механизме самовосстановления за счет активизация еще незадействованных при сшивке аминных связей [4]. В докладе приведены примеры некоторых профильных изделий, которые нами были получены в лабораторных условиях в последнее время. Эта достаточно дешевая технология позволяет изготавливать многослойные изделия из разнородных материалов, что невозможно с использованием традиционных технологий.

Работа была выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 24-29-00528.

Литература

1. С.В. Смирнов, И.А. Веретенникова, М.В. Мясникова, Д.И. Вичужанин// Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2024. – № 5. – С. 91–105.
2. Smirnov S.V., Konovalov D.A., Veretennikova I.A. et al // Materials. 2022, v.15, No. 20: 7326
3. Smirnov S., Vichuzhanin D., Nesterenko A. et al // International Journal of Material Forming. – 2017. – Vol. 10. – Iss. 5. – P. 831–843.
4. Smirnov S.V., Veretennikova I.F., Pestov A.V. et al // Mechanics Of Advanced Composite Structures. 2023, v.10, Iss. 1, P. 195-204

ФАЗО- И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ПРИ ПЕРЕМЕШИВАНИИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА С NiAl В ПРОЦЕССЕ СВС-НАПЛАВКИ

А.В. Смирнов, А.Ю. Малахов

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова
РАН (ИСМАН), Черноголовка
smirnov_av@ism.ac.ru*

Применение монокристаллических сплавов обусловлено более эффективной реализацией свойств материала вследствие анизотропии монокристалла и снижением ползучести эксплуатируемой детали. Несмотря на то, что для монокристаллические сплавы обладают повышенными характеристиками тепло- и жаростойкости, для успешной эксплуатации деталей из этих сплавов применяют различного рода покрытия. Например, ведутся разработки по алитированию поверхности никелевых сплавов, что ведет к образованию β -NiAl слоя на поверхности образца [1]. Алуминиды никеля, в частности β -NiAl, отличаются низкой плотностью, высокой прочностью и твердостью, а также стойкостью к высокотемпературной коррозии [2].

В настоящий момент активно развивается направление наплавления покрытий методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). СВС представляет собой распространение реакции вследствие прогрева прилежащих слоев прекурсора теплом протекающей экзотермической реакции. Одним из достаточно экзотермических прекурсоров является смесь порошков Ni+Al, тепловой эффект реакции которой позволяет температуре горения достигать значений 1911 К [4]. Большинство современных монокристаллических никелевых сплавов (МНС) состоят из γ и γ' -фаз системы Ni-Al, температура плавления которых ниже температуры горения моноалюминиды никеля.

Вследствие конвекции, процессов фазоразделения и капиллярных эффектов, на границе синтезируемого материала покрытия и расплавленного МНС происходит перемешивание. Перемешивание расплавов приводит к образованию фаз и структуры, отличной от структурно-фазового состава исходных компонентов. Для понимания процессов, происходящих во время наплавления покрытия и прогнозирования влияния нового структурно-фазового состояния системы на свойства материала, важным видится исследование фазо- и структурообразование при перемешивании МНС с NiAl в процессе СВС-наплавки.

Для проведения опытов по получению модельных образцов применялись коммерчески доступные порошки алюминия (АСД-1), никеля (ПНК-УТЗ), титана (ПТС-1) и углерода (П-803). Порошки «Al-Ni» и «Ti-C» смешивались в эквимольном соотношении. Смешивание проводилось в смесителе типа «пьяная бочка» в течение 4 часов со скоростью 30 оборотов минуту. В емкость для перемешивания помещались шары диаметром 5 мм в массовом соотношении шаров к порошку 5:1. Тем самым получались целевые прекурсоры «Ni-Al» и «Ti-C».

Из полученных прекурсоров формировались цилиндрические прессовки диаметром 15 мм, высотой 3 и 30 мм для систем Ni-Al и Ti-C соответственно.

Из сформированных прессовок и диска МНС формировался пакет (рис. 1): на диск помещалась прессовка Ni-Al, на которую размещалась прессовка Ti-C. С целью предотвращения рассеивания тепла в окружающую среду, экзотермический пакет радиально и снизу окружался термоизоляцией из пористой керамики. Пакет, окруженный термоизоляцией, помещался в реактор (рис. 1), который затем герметично закрывался. Герметичность реактора обеспечивали медные кольца, размещенные в местах стыка крышек реактора с его основанием.

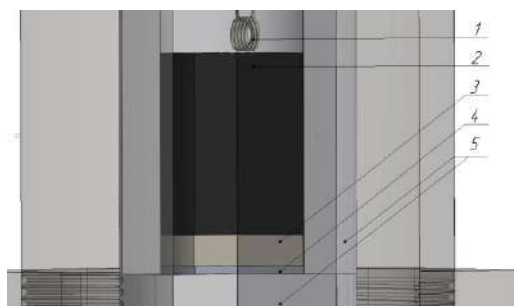


Рис. 1. Схема реактора СВЧ: 1 – нагревательная вольфрамовая спираль, 2 – таблетка Ti-C, 3 – таблетка Ni-Al, 4 – подложка МНС, 5 – теплоизоляционный изоляционный материал

Тепловое воздействие привело к расплавлению МНС на глубину до 1200 мкм. Как видно из рис. 2, область подложки, соприкасающаяся со слоем NiAl обладает выраженной дендритной микроструктурой.



Рис. 2. Исходная структура ВЖМ7 (а); микроструктура ФГМ (б)

На границе между кристаллизированным расплавом и нерасплавленным ВЖМ7, изображенной на рис. 3а, наблюдается мелкозернистая структура, плавно переходящая в дендритно-ячеистую структуру исходного материала подложки. Это объясняется образованием эвтектики в зоне переходного слоя.

Высокоплотные (белого цвета, рис. 3б) включения представляют собой топологически плотноупакованные (ТПУ) фазы. Микровключения β -NiAl ориентированы нормально по отношению к границе соединения, это объясняется тем, что дендриты кристаллизуются раньше междендритной области, в которой локализуются микровключения β -NiAl.

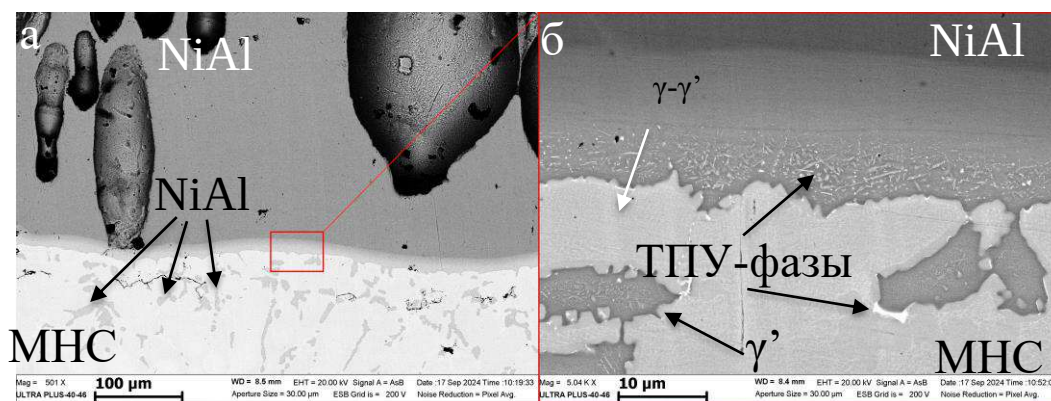


Рис. 3. Снимок микроструктуры границы соединения

В прилежащих к NiAl слоях материала были обнаружены равноосные разноразнонаправленные дендриты, что свидетельствует о неравномерности температурного поля в процессе охлаждения. Анализ микроструктуры с применением ЭДС позволил выявить особенности тонкой структуры граничного и приграничных слоев: граница соединения двухслойная; в расплав МНС внедрены включения NiAl, дисперсно-наполненные ТПУ-фазами; на границе соединения и по границам включений выделились ТПУ-фазы; несмотря на высокотемпературное воздействие удалось сохранить γ - γ' структуру.

Литература

1. Кашин Д. С., Азаровский Е. Н. Порошковое хромирование и хромоалитирование поверхности никелевого сплава // Труды ВИАМ. № 10. С. 90–99.
2. Darolia R. NiAl alloys for high-temperature structural applications // JOM. 1991. № 3 (43). С. 44–49.
3. Gong X. [и др.]. Microstructure evolution of an EB-PVD NiAl coating and its underlying single crystal superalloy substrate // Journal of Alloys and Compounds. 2016. (672). С. 36–44.
4. Zhu P., Li J. C. M., Liu C. T. Reaction mechanism of combustion synthesis of NiAl.

МАГНИТОРЕОЛОГИЧЕСКОЕ ПОЛИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ОПТИЧЕСКИХ МОНОКРИСТАЛЛОВ KDP С ПОМОЩЬЮ АБРАЗИВА НА ОСНОВЕ SiO_2

Н.А. Сороколетова, Е.И. Серебров, С.Н. Беляев, Д.В. Белов

Федеральное государственное бюджетное научное учреждение «Федеральный исследовательский центр Институт прикладной физики им. А.В. Гапонова-Грехова Российской академии наук», Нижний Новгород
n.sorokoletova@ipran.ru

В работе представлен метод синтеза наночастиц диоксида кремния сферической формы модифицированным методом Штобера для использования в качестве наноабразива в технологии магнитореологического полирования поверхности водорастворимых монокристаллов дигидроортофосфата калия (KDP), применяющихся в лазерной технике.

Магнитореологическая обработка поверхности – это современный smart-метод, который позволяет улучшить шероховатость поверхности монокристаллов, устранить микротрещины и подповерхностные повреждения, не оказывая механического и термического воздействия на обрабатываемую поверхность. Магнитореологические материалы представляют собой жидкие составы, которые в присутствии магнитного поля изменяют вязкость. Тремя основными компонентами магнитореологической суспензии (МРС) являются частицы магнитного карбонильного железа, абразивный полирующий порошок и жидкость-носитель.

Для финишной полировки изделий для лазерной оптики широкое применение получили составы с частицами диоксида кремния. В настоящее время одним из наиболее распространённых абразивных материалов в составах МРС является аэросил. Однако недостатками аэросилов является широкий диапазон размеров частиц и их нерегулярная форма. В данной работе нанопорошок SiO_2 был получен модифицированным золь-гель методом, который позволил получить продукт высокой химической однородности и чистоты, а также контролировать форму и размер частиц.

Синтез органозоля SiO_2 проводили в среде безводного ИПС, прекурсором являлся тетраэтоксисилан (ТЭОС), в качестве катализатора выступал газообразный аммиак NH_3 . Мольные соотношения реагентов составляли ТЭОС:ИПС: NH_3 =1:35:3. В раствор ТЭОС в безводном ИПС при перемешивании медленно по каплям добавили дистиллированную воду. Смесь перемешивали в течение 24 ч при комнатной температуре, затем полученный органозоль переливали в стеклянную емкость и выдерживали для созревания при температуре 20–25°C и относительной влажности не более 50% в течение 10 сут. Затем органозоль отфильтровали и поместили в колбу ротационного вакуумного испарителя для отгонки ИПС и вакуумной сушки нанопорошка SiO_2 [1].

Методом ИК-спектроскопии проведен анализ структуры и состава синтезированного наноабразива. Для определения фазового состава порошков применялся рентгенофазовый анализ. Морфологию и микроструктуру образцов наночастиц SiO_2 изучали методом СЭМ (рис. 1, а) и АСМ (рис. 1, б).

Было проведено сравнительное исследование образцов коммерческих марок кремнезёмов. По результатам исследований показано, что частицы синтезированного наноабразива имеют аморфную структуру, регулярную сферическую форму и узкое распределение по размерам частиц, в отличие от коммерческих аналогов.

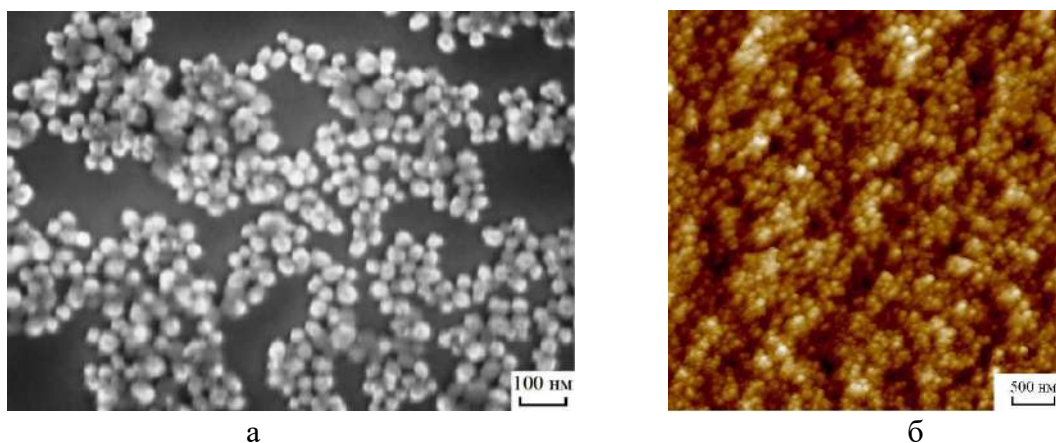


Рис. 1. Микрофотографии синтезированных наночастиц SiO_2 : СЭМ-изображение (а); АСМ-изображение (б).

Были приготовлены магнитореологические суспензии, включающие синтезированный нанопорошок SiO_2 . После магнитореологической обработки проводилась аттестация поверхности KDP профилометрическим методом. В результате обработки параметр шероховатости поверхности rms составил 0.64 нм (рис. 2).

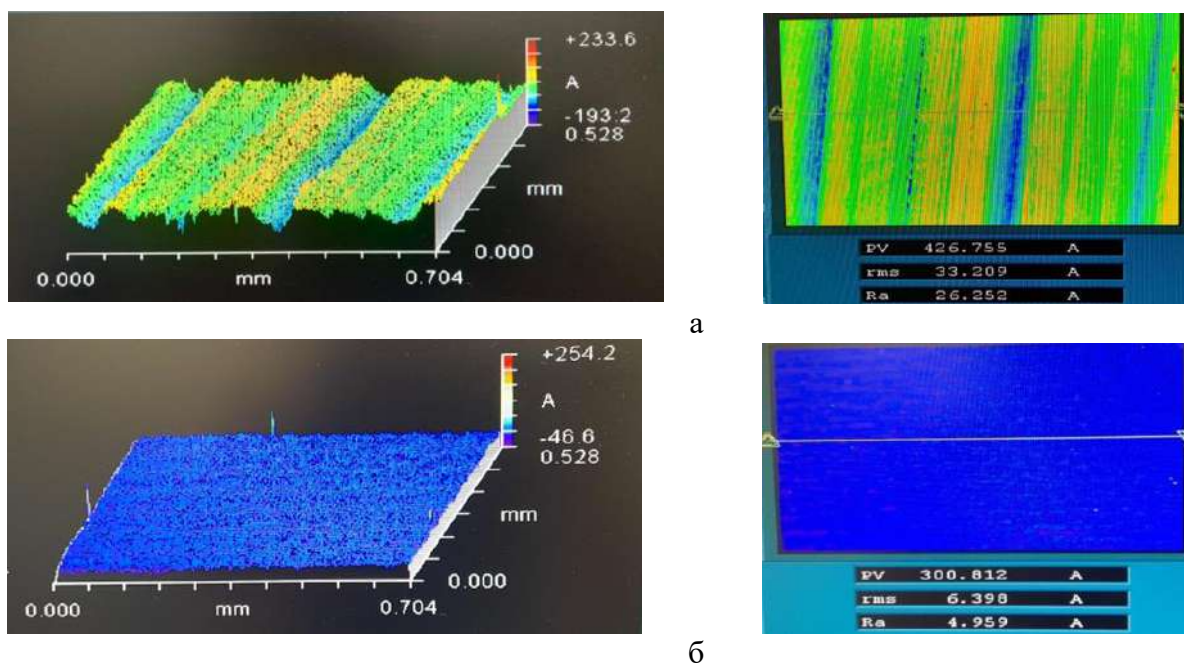


Рис. 2. Оценка шероховатости поверхности KDP: до МР-обработки, $rms = 3,32$ нм (а); после МР-обработки, $rms = 0,64$ нм (б).

Благодаря синтезированному наноабразиву в ходе обработки была достигнута атомарно-гладкая шероховатость поверхности оптического монокристалла KDP, а также удалены поверхностные дефекты.

Нагрузка на абразивную частицу является ключевым моментом для уноса материала с поверхности абразивными суспензиями. В общем случае полирование осуществляется за счет прижатия упругого полировального инструмента со связанными абразивными частицами к движущейся обрабатываемой поверхности. Скорость уноса материала в этом случае пропорциональна прикладываемому давлению и скорости движения подложки относительно поверхности. Интенсивность уноса зависит также и от механических характеристик подложки из организованных магнитных частиц в рабочей зоне. Так как гидродинамическое давление подложки передает индентерную нагрузку абразивной частице. Учитывая то, что МРС в

магнитном поле приобретает вязко-пластичные свойства, можно рассматривать намагниченный материал как подвижную полировальную подложку, аналогичную традиционному полировальному инструменту (рис. 3).

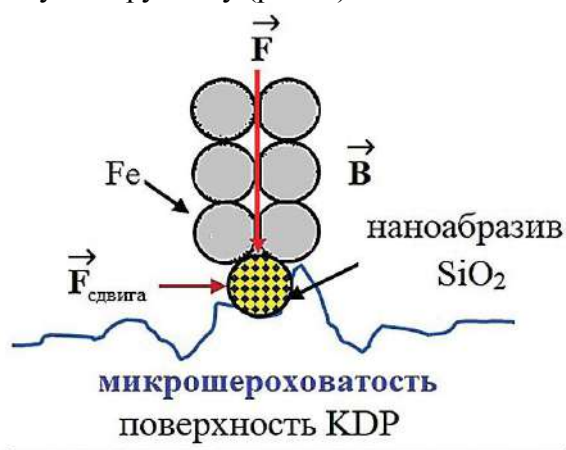


Рис. 3. Схема уноса с поверхности элемента слоев материала.

Литература

1. Д. В. Белов, С. Н. Беляев, О. А. Малышкова, и др. // Коллоидный журнал. 2024. Т. 86. № 4. С. 407.
[Belov D.V., Belyaev S.N., Malshakova O.A., et. al. // Colloid J. 2024. V. 86. № 4. P. 505.]

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЯ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЭК61//ЭП741НП, ПОЛУЧЕННОГО ТВЁРДОФАЗНОЙ СВАРКОЙ ПРИ 925°C

Е.М. Степухов*, Р.Р. Габбасов, А.А. Тагирова, Э.В. Галиева, В.А. Валитов

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

**egorstepukhov@mail.ru*

Введение

Жаропрочные никелевые сплавы широко применяются в авиационно-космической технике, особенно в производстве газотурбинных и ракетных двигателей, благодаря высокой коррозионной стойкости и сопротивлению ползучести [1-3]. Перспективным направлением при разработке новых газотурбинных двигателей (ГТД) является применение биметаллических деталей из жаропрочных никелевых сплавов, позволяющих снизить массу конструкций и повысить экономическую эффективность ГТД. Одним из наиболее эффективных методов их получения является твёрдофазная сварка в условиях сверхпластичности, обеспечивающая получение прочных твердофазных соединений без расплавления материала [1–3].

Работа посвящена исследованию влияния твёрдофазной сварки при 925°C на микроструктуру и свойства соединений никелевых жаропрочных сплавов ЭК61 и ЭП741НП. Материалами для исследований являлись деформируемые поликристаллические никелевые сплавы ЭК61 и ЭП741НП. В сплаве ЭК61 предварительно была сформирована ультрамелкозернистая микроструктура смешанного типа. Сплав ЭП741НП имел мелкозернистую микроструктуру типа микродуплекс.

Твёрдофазная сварка проводилась по схеме одноосного сжатия при температуре 925°C и начальной скорости деформации 10^{-4} с^{-1} . Уровень вакуума составлял $P = 5 \cdot 10^{-2} \text{ Па}$.

Для исследования микроструктуры применялись методы сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с использованием прибора Mira 3LMH от компании TESCAN и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на установке JEM-2000EX.

Для определения микротвёрдости использовался прибор МНТ-10. Вес нагрузки составлял 100 граммов, скорость нагружения — 50 граммов в секунду, время выдержки под нагрузкой — 10 секунд. Измерения проводились как в исходном материале, так и в области, подвергшейся термическому воздействию (ТФС). Средний размер диагонали отпечатка после вдавливания составил 21,7 миллиметра.

Прочность оценивалась по результатам механических испытаний на одноосное растяжение плоских образцов при комнатной температуре на испытательной машине Instron 5982.

Результаты эксперимента

Твёрдофазная сварка сплавов ЭК61 и ЭП741НП (см. Рисунок 1) при 925°C обеспечила образование соединения с нанопорами (<200 нм). В сплаве ЭК61 наблюдается рост зёрен γ -фазы до $3,22 \pm 0,22 \text{ мкм}$. В соединяемом сплаве ЭП741НП сохранилась мелкозернистая структура. В ходе эксперимента была сформирована диффузионная зона шириной 7 мкм, в которой происходит гетеродиффузия таких элементов Al, W, Co, Ti из сплава EP741NP в сплав EK61, а также встречная диффузия Cr, Fe, Nb.

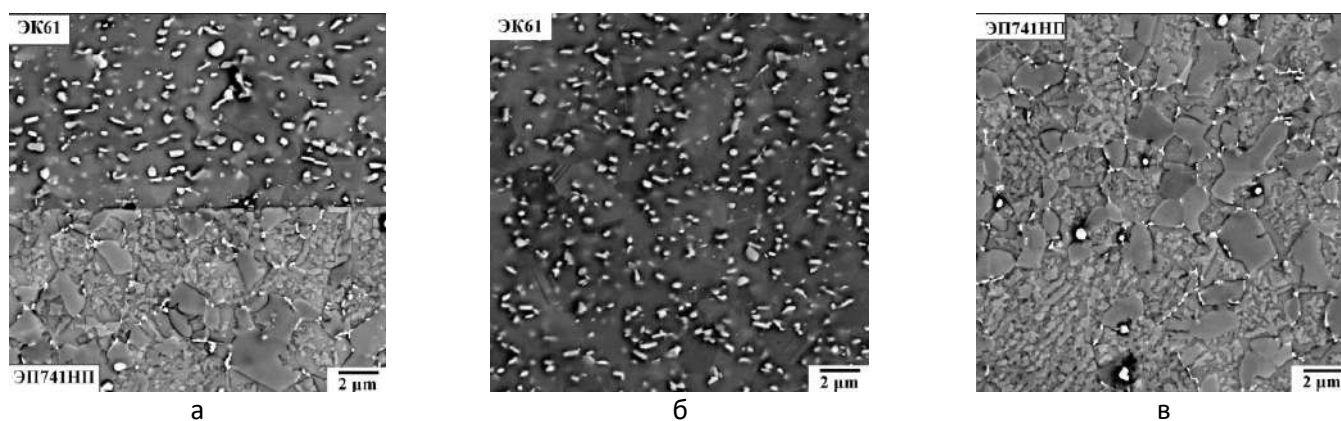


Рис. 1. Микроструктура зоны твёрдофазного соединения при $T=925^{\circ}\text{C}$ (а) и соединяемых материалов ЭК61 (б) и ЭП741НП (в)

В таблице 1 представлены измерения микротвёрдости исследуемых сплавов и зоны твёрдофазного соединения при температуре 925°C . Она заняла промежуточное значение между исходными сплавами. Микротвёрдость зоны твёрдофазного соединения составила $3,83 \pm 0,11$ ГПа. Это говорит о том, что в зоне твёрдофазного соединения происходит диффузия легирующих компонентов, в результате чего формируется переходная зона с плавным изменением химического состава при переходе от одного сплава к другому.

Таблица 1. Микротвёрдость зоны ТФС и соединяемых сплавов после твёрдофазной сварки.

Микротвёрдость, ГПа		
ЭК61	Зона ТФС	ЭП741НП
$3,35 \pm 0,08$	$3,83 \pm 0,11$	$4,41 \pm 0,13$

В таблице 2 представлены измерения прочности трёх плоских сварных образцов из исследуемых сплавов ЭК61//ЭП741НП. В ходе экспериментов было установлено, что разрушение произошло по зоне твёрдофазного соединения.

Таблица 2. Прочность сварных образцов после твёрдофазной сварки при $T=925^{\circ}\text{C}$.

№ сварного образца	σ_B , МПа	δ , %
ЭК61//ЭП741НП		
1	660	0,6%
2	632	0,4%
3	506	0,5%

Заключение

Твёрдофазная сварка при температуре 925°C привела к получению качественного ТФС сплавов ЭК61 и ЭП741НП. В процессе твердофазной сварки наблюдается образование диффузионной зоны шириной 7 мкм, что связано гетеродиффузией таких элементов Al, W, Co, Ti из сплава EP741NP в сплав EK61, а также встречная диффузия Cr, Fe, Nb. Микротвёрдость полученного соединения равна $3,83 \pm 0,11$ ГПа, что близко к среднему значению микротвёрдости исходных сплавов.

По результатам механических испытаний установлено, что разрушение произошло в зоне соединения. Это свидетельствует о необходимости оптимизации параметров сварки для улучшения механических свойств ТФС сплавов ЭК61 и ЭП741НП.

Литература

1. Behera, A. (2022). Superalloys. In: Advanced Materials. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-030-80359-9_7
2. R.C. Reed, The superalloys: Fundamentals and Applications, Cambridge University Press, 2006, 372 p.
3. Логунов А.В. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин / А.В. Логунов, Ю.Н. Шмотин // Москва: ООО «Наука и технология», – 2013. – 256 с.

ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНАЯ ОБРАБОТКА И ТЕРМИЧЕСКИЙ ОТЖИГ В ИНТЕНСИВНО ДЕФОРМИРОВАННОМ СПЛАВЕ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

В.В. Столяров

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва
vlstol@mail.ru

Исследовано влияние режимов электроимпульсной обработки на структуру, микротвердость и механические характеристики при растяжении наноструктурного сплава с памятью формы $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$, полученного электропластической прокаткой. Показана возможность замены длительного традиционного печного отжига кратковременной электроимпульсной обработкой.

Пластическая деформация любым способом обработки металлов давлением, особенно интенсивная, при комнатной температуре приводит к сильному упрочнению, заметному снижению технологической пластичности и деформационной способности материала. Этот факт важен особенно для нанокристаллических сплавов, полученных деформационными методами. Традиционным способом восстановления пластичности между циклами или в конце деформации служит промежуточный или окончательный отжиг в печи. Режимы отжига – температура, длительность и внешняя среда, обычно выбираются из соображений получения оптимального сочетания прочности, пластичности и экономических показателей. Одним из недостатков термического отжига является большая длительность выдержки, которая может составлять десятки часов в зависимости от площади поперечного сечения полуфабрикатов. Альтернативой термическому отжигу в печи является прямое пропускание импульсного тока, называемое электроимпульсной обработкой (ЭИО) [1,2]. Для термически нестабильных ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов, полученных интенсивной пластической деформацией (ИПД), выбор режима ЭИО является особенно важным для сохранения минимального размера зерен и высокой прочности.

В работе [3] впервые была успешно получена наноструктура методом электропластической прокатки (ЭПП), в котором прокатка осуществлялась в сопровождении электрического тока. В этой связи в настоящей статье описано исследование возможности применения ЭИО вместо термической обработки в печи для наноструктурного сплава $TiNi$ с памятью формы, полученного интенсивной электропластической прокаткой (ЭПП).

Объектом исследований служил застехиометрический сплав $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$, с памятью формы в виде полосы размером $0.41 \times 10 \times 50$ мм³. Наноструктура в полосе была получена при комнатной температуре методом ЭПП со скоростью 3.5 см/с и накопленной степенью истинной деформации $\epsilon = 1.5\text{--}1.8$. ЭИО выполняли током плотностью $j = 100, 150, 200$ и 260 А/мм², длительностью импульса 100 мкс, частотой 1000 Гц и длительностью воздействия $t = 1\text{--}10$ с. Микротвердость определяли в центре расчетной длины на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 10 г и длительности выдержки 20 с. Механические испытания на растяжение проводили на лопаточных образцах с расчетной длиной 20 мм при скорости испытания 1 мм/мин. Микроструктуру тонких фольг исследовали в просвечивающем электронном микроскопе JEM-2000.

Зависимости микротвердости от длительности воздействия при постоянной плотности тока 100 А/мм² и от плотности тока при постоянной длительности 5 с показаны на рис.1. Общим для обеих кривых является двукратное снижение исходной микротвердости, вызванное рекристаллизационным отжигом, до значения соответствующих недеформированному состоянию сплава. Одной из особенностей кривых является упрочнение, вызванное старением при некоторых режимах ЭИО. Аналогичные эффекты старения в деформированном сплаве этого же состава, связанные с выделением интерметаллидных наноразмерных частиц Ti_3Ni_4 , наблюдались при традиционном отжиге в печи при температуре 400 °С в течение 1 часа [4,5].

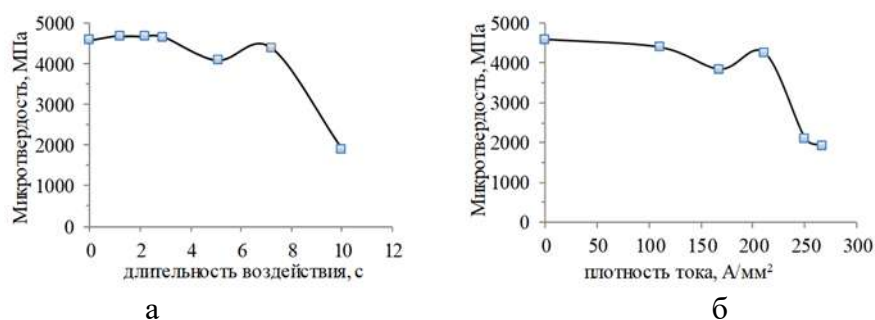


Рис. 1. Зависимость микротвердости от длительности воздействия (а) и плотности тока (б) при ЭИО: (а) – $j = 100 \text{ А/мм}^2$; (б) – $t = 5 \text{ с}$, $\tau = 100 \text{ мкс}$.

Результаты механических испытаний на растяжение (табл. 1) и деформационные кривые образцов из наноструктурной полосы до и после ЭИО коррелируют с результатами измерения микротвердости (рис. 2).

Таблица 1. Механические свойства ЭПП сплава до и после ЭИО

№	Обработка / режим ЭИО	σ_{02} , МПа	σ_p , МПа	δ , %
1	ЭПП	1320	1500	5
2	ЭПП+ ЭИО, 100 А/мм^2 , 3 с	1350	1550	10,6
3	ЭПП+ ЭИО, 100 А/мм^2 , 10 с	550	640	18,3
4	ЭПП + отжиг, $450 \text{ }^\circ\text{C}$, 1 ч	1150	1350	14

Предел текучести σ_{02} и прочность до разрушения σ_p с увеличением времени ЭИО сначала незначительно растут, а потом резко уменьшаются, при этом относительное удлинение до разрушения δ закономерно возрастает. Характер кривых растяжения (рис. 3) также меняется с увеличением времени воздействия тока – возникают плато, связанные с фазовым превращением мартенсита в аустенит (кривые 2 и 3) и проявлением функциональных свойств.

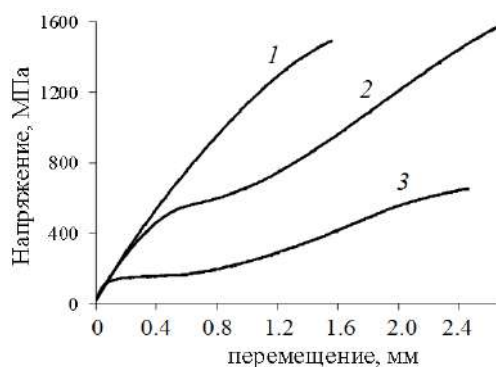


Рис. 2. Кривые напряжение-перемещение в состояниях 1, 2, 3, указанных в табл. 1.

На рис. 3 представлены ПЭМ изображения микроструктур и микродифракция сплава до (рис. 3а) и после ЭИО разной интенсивности (рис. 3б, в), а также для сравнения приведена микроструктура сплава после традиционного печного отжига (рис. 3г). Видно, что до ЭИО микроструктура сплава представляет собой вытянутые в направлении прокатки деформационные полосы толщиной 15–20 нм и длиной более 200 нм (рис. 3а). Внутри полос формируется зеренно-субзеренная В2 аустенитная структура с средним размером зерен не более 10 нм. Сильная кристаллографическая текстура в плоскости прокатки и присутствие

аморфных областей подтверждаются картиной микродифракции, на которой видны сдвоенные рефлексы R-мартенсита и аморфное гало.

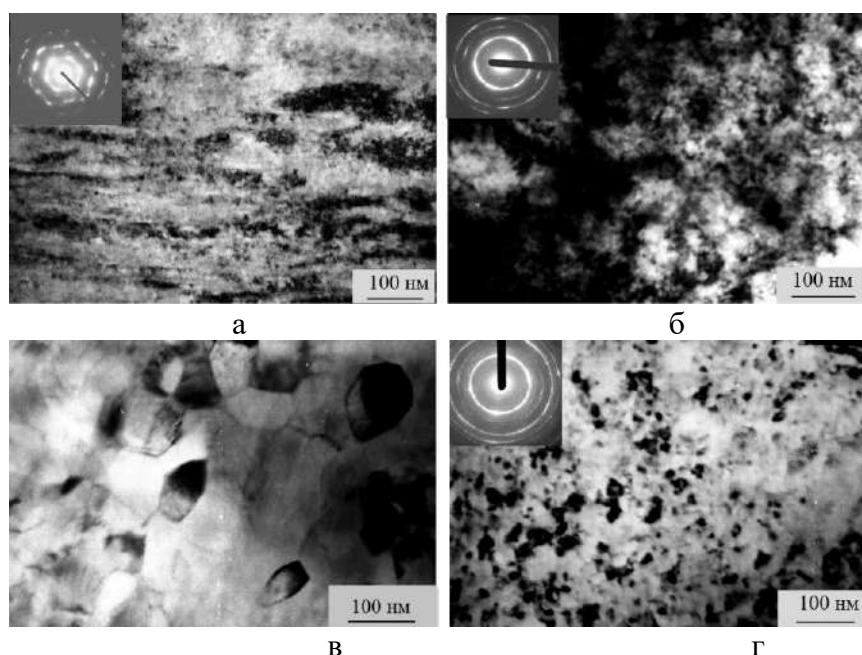


Рис. 3. Микроструктура и картины микродифракции сплава: а – до ЭИО; б – после ЭИО $t = 5$ с, $j = 110$ А/мм²; в – после ЭИО, $t = 10$ с, $j = 110$ А/мм²; г – после отжига при 400 °С-1 час.

Изображение и микродифракция на рис. 3б показали, что применение ЭИО способствует слабому росту зерен (до 20 нм), нанокристаллизации аморфных (темных) областей, формированию преимущественно аустенитного наноструктурного состояния сплава. Двухкратное увеличение длительности ЭИО при той же плотности тока приводит к интенсивной рекристаллизации и росту среднего размера зерен до 100 нм (рис. 3в). Сравнение микроструктур, полученных ЭИО и традиционным отжигом (400 °С, 1 ч) на рис. 3б, г, подтверждает их схожесть по размеру зерен и виду картин микродифракции, общим для которых является и наличие рефлексов от наноразмерных частиц Ti_3Ni_4 .

Таким образом, подтверждена возможность применения ЭИО для снятия внутренних напряжений и сохранения наноструктурного состояния. Определены режимы импульсного тока, позволяющие сохранить высокую прочность и повысить пластичность при растяжении сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$, подвергнутого электропластической прокатке. Импульсный ток при определенных режимах ЭИО можно использовать для ускоренной релаксации напряжений на стадиях возврата, полигонизации или рекристаллизации.

Литература

1. Ю.В. Баранов, О.А. Троицкий, Ю.С. Авраамов, А.Д. Шляпин Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы. М.: МГИУ, 2001. 844 с.
2. R. Zhu, Y. Jiang, L. Guan, H. Li, G. Tang. Difference in recrystallization between electropulsing-treated and furnace-treated NiTi alloy // J. Alloys Compd. 2016. V. 658. P. 548.
3. В.В. Столяров, У.Х. Угурчиев, И.Б. Трубицына и др. Интенсивная электропластическая деформация сплава TiNi // Физика и техника высоких давлений. 2006. № 4. 16. С. 48.
4. A. Lotkov, V. Grishkov, R. Laptev, et al. Effect of isochronous annealing's on the microstructure and mechanical properties of the $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ (at. %) alloy after abc pressing at 573 K // Metals. 2023. V. 13. P. 1632.
5. С.Л. Гирсова, Т.М. Полетика, С.М. Биттер и др. Мультистадийность мартенситных превращений в нанокристаллическом сплаве Ti–50.9 ат. % Ni // Известия высших учебных заведений. Физика. 2021. Т. 64. С. 10.

ПОВЫШЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА TA15 ДЛЯ ASFD МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Д.О. Стукалин¹, Юечэн Дун², И.В. Александров¹

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

²Нанкинский технологический университет, Нанкин, провинция Цзянсу, КНР
stukalin.danil@mail.ru

Титановые сплавы находят широкое применение в аэрокосмической, медицинской, химической и энергетической промышленности благодаря высокой удельной прочности, коррозионной стойкости и стабильным эксплуатационным характеристикам при повышенных температурах. Особый интерес представляет сплав TA15, сочетающий высокую прочность и термическую стабильность, что делает его перспективным материалом для изготовления ответственных конструктивных элементов [1, 2].

Сплав TA15 широко используется при производстве деталей сложной формы, в частности в авиационно-космическом секторе, где предъявляются повышенные требования к прочности и снижению массы изделий. Для создания таких деталей активно применяются технологии аддитивного производства, обеспечивающие конструкционную гибкость и снижение материалоемкости [3, 4].

Особый интерес представляет метод аддитивного производства с непрерывной подачей материала — ASFD (Additive Stir Friction Deposition) [5, 6]. Однако использование сплава TA15 в данном процессе сопряжено с технологическими трудностями, обусловленными его жаропрочностью и труднодеформируемой природой.

Одним из подходов к преодолению этих ограничений является создание условий для сверхпластического течения, достижимого при наличии мелкозернистой микроструктуры. Такая структура может быть сформирована методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [7, 8], в частности, методами интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) и равноканального углового прессования (РКУП).

Целью настоящей работы является изучение влияния методов ИПД на формирование мелкозернистой микроструктуры в сплаве TA15, способствующей сверхпластическому течению, с целью повышения технологичности при аддитивной обработке методом ASFD.

Титановый сплав TA15 относится к псевдо- α классу, поэтому в исходном состоянии представляет собой α -твердый раствор с количеством β -фазы, не превышающим 5% [9]. Химический состав сплава представлен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав сплава TA15

Элементы	Ti	Al	V	Mo	Zr	Fe	Si	C	N
Вес. %	87	6,8	2,2	1,7	2,0	0,07	<0,04	0,01	0,001

Для формирования микроструктуры, подходящей для последующей интенсивной пластической деформации, проводилась термическая обработка, состоявшая из закалки с температуры 990 °С с последующим старением при 780 °С.

Для оценки предельного измельчения микроструктуры образцы подвергали ИПДК при комнатной температуре под давлением 6 ГПа с числом оборотов $N = 3$ и $N = 5$ и со скоростью вращения одного из бойков, равной 1 об/мин.

В качестве промышленно реализуемого метода ИПД был выбран процесс РКУП, реализованный на установке с углом пересечения каналов 120°, при температурах оснастки и образца 520 °С и 900 °С соответственно. Проведено 3 прохода РКУП по маршруту В_с.

Влияние обработки оценивали по изменениям микроструктуры и механических характеристик.

Установлено, что ИПДК обеспечила значительное измельчение зерна с формированием бимодальной структуры, при которой средний размер зерна первичной α -фазы составил 480 ± 210 нм, а структурных элементов $(\alpha+\beta)$ -области — 93 ± 46 нм. Это связано с тем, что основное измельчение происходит в $(\alpha+\beta)$ -области, тогда как первичная α -фаза в основном фрагментируется. ИПДК также способствовала росту плотности дислокаций (таблица 2), однако сопровождалась выраженным охрупчиванием материала.

Таблица 2. Параметры микроструктуры сплава TA15, полученные методом рентгеноструктурного анализа

Состояние	ОКР, мкм	$\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$, %	ρ , м^{-2}	Параметр решётки, Å
Исходное	17 ± 6	$0,0163 \pm 0,0015$	$(1,13 \pm 0,48) \cdot 10^{11}$	$2,9291 \pm 0,0004$
ИПДК (N=3)	$0,19 \pm 0,07$	$0,2499 \pm 0,0021$	$(1,54 \pm 0,91) \cdot 10^{14}$	$2,9346 \pm 0,0015$
ИПДК (N=5)	$0,23 \pm 0,06$	$0,3259 \pm 0,0034$	$(1,66 \pm 0,93) \cdot 10^{14}$	$2,9348 \pm 0,0012$

РКУП сопровождалось протеканием динамической рекристаллизации [10], ограничившей степень измельчения, но обеспечившей более сбалансированное сочетание прочности и пластичности. В результате была сформирована мелкозернистая микроструктура, благоприятная для сверхпластического течения: укрупнённые, вытянутые в направлении деформации зерна первичной α -фазы размером 15 ± 7 мкм, мелкие равноосные зерна рекристаллизованной α -фазы размером 3 ± 1 мкм, а также тёмные $(\alpha+\beta)$ -области со средним размером 4 ± 2 мкм. Механические испытания показали повышение прочностных характеристик: $\sigma_{0,2} = 1167 \pm 43$ МПа, $\sigma_b = 1283 \pm 35$ МПа. Пластичность снизилась до $10,7 \pm 1,6$ %

Для изучения условий, соответствующих процессу ASFD, была проведена горячая осадка цилиндрических образцов на установке Gleeble-3800. Осадка осуществляли при температурах 500 и 800 °C со скоростями деформации 0,0001, 0,001 и 0,01 с^{-1} . Получены истинные диаграммы сжатия образцов (рис. 1, 2).

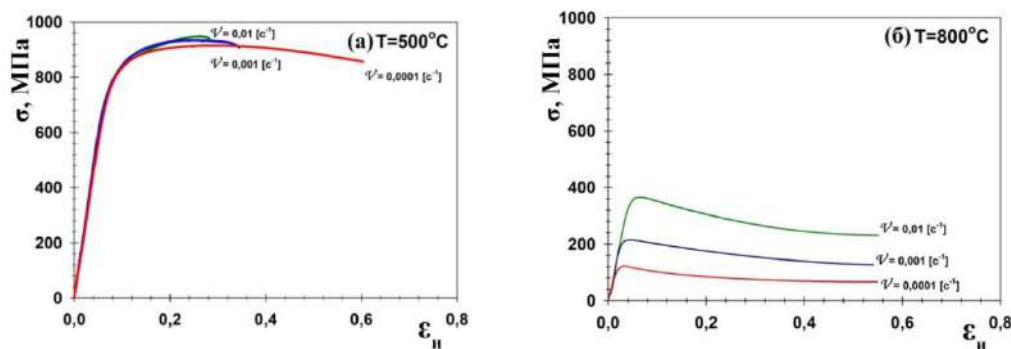


Рис. 1. Истинные диаграммы сжатия исходного состояния сплава TA15

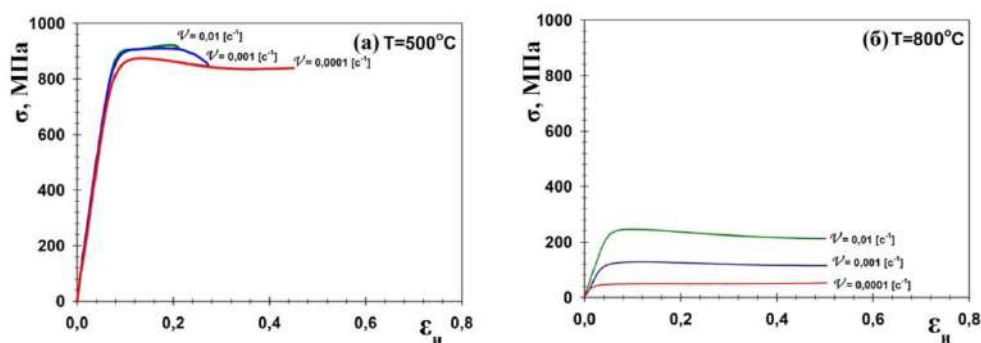


Рис. 2. Истинные диаграммы сжатия сплава TA15, подвергнутого РКУП

В модифицированном состоянии при температуре 800 °С наблюдали равномерный характер пластической деформации, типичный для сверхпластичных материалов. Существенное снижение механических характеристик при скорости деформации $0,0001 \text{ с}^{-1}$ — $\sigma_{0,2}$ с 114 ± 9 до 37 ± 4 МПа, σ_B с 121 ± 9 до 54 ± 5 МПа и $\sigma_{уст}$ с 73 ± 8 до 50 ± 5 МПа — подтверждает достижение состояния, благоприятного для сверхпластического течения.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-43-00041, <https://rscf.ru/project/23-43-00041/>.

Литература

1. Liu Z.Q., Di B. Welding of dissimilar materials. Beijing: Science Press, 2005. 230 p.
2. Li Y. Welding and application of dissimilar welding materials. Beijing: Chemical Industry Press, 2003. 198 p.
3. Jiang J., Liang C., Chen Y., Wang Y., Cui H., Xu J., Zhou F., Wang P., Zhang D.Z. The influence of process parameters on the density, microstructure, and mechanical properties of TA15 titanium alloy fabricated by selective laser melting // *Metals*. 2025. Vol. 15. Art. 233. DOI: 10.3390/met15030233.
4. Jiang J., Chen J., Ren Z., Mao Z., Ma X., Zhang D.Z. The influence of process parameters and scanning strategy on lower surface quality of TA15 parts fabricated by selective laser melting // *Metals*. 2020. Vol. 10. Art. 1228. DOI: 10.3390/met10091228.
5. Yu H.Z., et al. Non-beam-based metal additive manufacturing enabled by additive friction stir deposition // *Scripta Materialia*. 2018. Vol. 153. P. 122–126. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2018.03.025.
6. Shao J., Samaei A., Xue T., Xie X., Guo S., Cao J., MacDonald E., Gan Z. Additive friction stir deposition of metallic materials: process, structure and properties // *Materials & Design*. 2023. Vol. 234. Art. 112356. DOI: 10.1016/j.matdes.2023.112356.
7. Валиев Р. З., Александров И. В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства: монография. М.: Академкнига, 2007. 397 с.
8. Yan Z., Hongzhen G., Zhifeng S., et al. Temperature effects of ECAP and annealing after ECAP on microstructure of TA15 alloy // *Advanced Materials Research*. 2010. Vol. 97. P. 332–336.
9. Ильин А. А., Колачёв Б. А., Полькин И. С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник. М.: ВИЛС – МАТИ, 2009. 520 с.
10. Зайнуллина, Л. И., Стукалин, Д. О., Дун, Ю., & Александров, И. В. (2024). Влияние параметров деформационно-термической обработки на механические свойства титанового сплава BT20. *Materials. Technologies. Design*, 6 (2 (17)), 74–80. https://doi.org/10.54708/26587572_2024_621774

УМЕНЬШЕНИЕ УГЛА ПРУЖИНЕНИЯ ПРИ ГИБКЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ЗА СЧЕТ ВОЗДЕЙСТВИЯ ИМПУЛЬСОВ ТОКА

И.С. Сугоняко¹, **А.Ю. Моркина**^{1,2,3}, **Д.В. Таров**², **Е.А. Корзникова**^{1,2},
С.В. Дмитриев^{1,4}

¹*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа*

²*Уфимский университет науки и технологий, Уфа*

³*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

⁴*Институт физики молекул и кристаллов Уфимского федерального исследовательского центра РАН, Уфа*
sgnilya@mail.ru

Благодаря высокой прочности и коррозионной стойкости титановый сплав ВТ6, также обозначаемый как Ti-6Al-4V, находит широкое применение в авиационной промышленности, медицине, химической промышленности и многих других отраслях. Однако из-за того, что предел текучести титановых сплавов значительно превышает их предел упругости, при их деформации, с целью изготовления изделий из них, характерно пружинение. Пружинение представляет собой частичное упругое восстановление формы заготовки после снятия приложенной во время процесса деформации нагрузки. Для повышения деформируемости и снижения пружинения таких сплавов обычно применяют термообработку. Однако нагрев до высоких температур приводит к существенным затратам энергии и рабочего времени, а также может способствовать увеличению толщины оксидной пленки, образованию окалина и нежелательному росту зерна [1].

Альтернативой существующим методам обработки является использование импульсных токов высокой плотности во время обработки давлением титанового сплава ВТ6. Данный метод основан на электропластическом эффекте (ЭПЭ), заключающемся в повышении деформируемости и пластичности металла в результате воздействия импульсных токов [2]. ЭПЭ теоретически объясняется двумя физическими явлениями: 1) неравномерным выделением джоулева тепла на дислокациях, в результате чего повышается подвижность дислокаций и, следовательно, пластичность металла без существенного нагрева всей заготовки; 2) теорией электронного ветра, согласно которой направленный поток электронов воздействует на дислокации с определенной силой, повышая их подвижность [3,4]. Известно, что во время электростимулированной гибки листов из титанового сплава Ti-6Al-4V рост плотности тока ведет к снижению пружинения заготовки [5].

Целью данной работы было снижение пружинения титанового сплава ВТ6 при гибке в V-образную матрицу за счет воздействия импульсного тока высокой плотности. В отличие от многих существующих исследований, в данной работе ток подается не непосредственно на образец [6], а на матрицу и пуансон, что является более технологичным методом снижения пружинения, поскольку он исключает необходимость закрепления контактов на образце перед обработкой и их снятие после обработки.

В качестве образцов использовали пластины из титанового сплава ВТ6 размером 50×4×0.77 мм³. Исследования влияния ЭПЭ на пружинение образцов осуществляли на установке, показанной на рис. 1. Образец 4 помещали на V-образную матрицу 2 с углом 90° и радиусом кривизны R=5 мм, расположенную на основании 1. Пуансон 4 вдавливал образец в матрицу под действием сил, показанных красными стрелками. Усилие вдавливания составляло 130 Н, т.к. его достаточно для того, чтобы образец под нагрузкой принял форму штампа, то есть был изогнут под углом 90° с радиусом изгиба 5 мм.

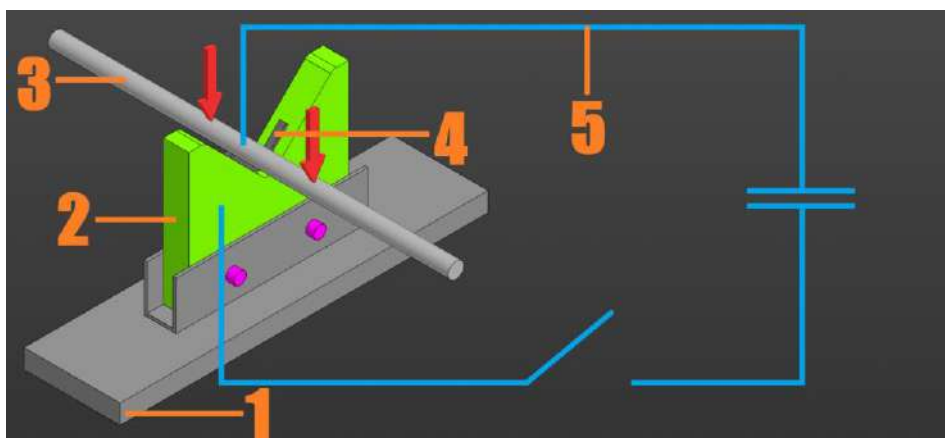


Рис. 1. Схема установки для гибки и подачи импульсного тока

После снятия нагрузки образец отпружинивал, так что угол изгиба оказывался больше 90° . Чтобы уменьшить эффект пружинения, в зону пластической деформации образца подавали импульсный ток высокой плотности в соответствии со схемой на рис. 1. В нагруженном состоянии конденсаторная батарея емкостью 25 мкФ, заряженная до определенного напряжения V , разряжалась через образец. Напряжение на конденсаторной батарее варьировали. После электростимулированной гибки образец извлекался из матрицы и измерялся угол изгиба с помощью транспортира. Микроструктуру исследовали на растровом электронном микроскопе.

Угол изгиба образца без обработки импульсным током составил 116° вместо желаемых 90° .

Максимальное снижение угла изгиба наблюдалось при напряжении конденсатора 180 В, однако при числе импульсов больше трех наблюдалось пробивание образца искровым разрядом и возникновение в нем отверстия. Аналогичное явление наблюдалось при напряжении 140 В и 20 импульсах тока. Таким образом, можно сделать вывод, что для уменьшения эффекта пружинения без повреждения заготовки важно правильно выбрать параметры тока и количество импульсов.

Методами электронной микроскопии изучалась эволюция микроструктуры сплава в результате неравномерного локального выделения джоулева тепла. Микроструктура сплава представлена на рис. 2.

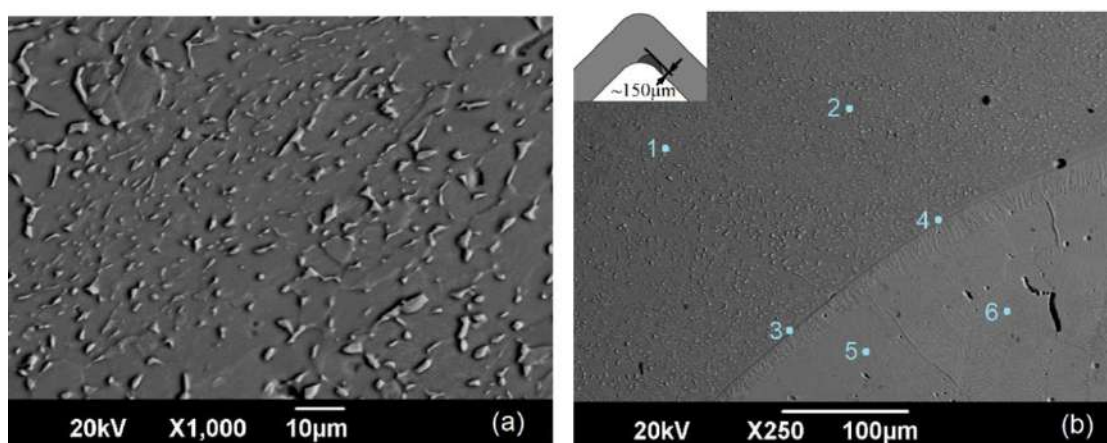


Рис. 2. Микроструктура образца (а) до и (б) после воздействия импульсным током

В области, не подвергнутой воздействию тепла, микроструктура представляет собой матрицу α -Ti с областями β -фазы. В области воздействия джоулева нагрева происходит фазовый переход α - β , в результате которого образуются крупные зерна β -фазы. Как видно из рис. 2 (б), структурных изменений, связанных с плавлением металла, в образце не

наблюдается. В точках 1-6, отмеченных на рис. 2 (б), измерили химический состав материала и выяснили, что зона, подверженная воздействию тепла, обогащена железом в результате эрозии стального пуансона под действием электрического тока. Железо стабилизирует β -фазу в титане и оказывает влияние на пружинение.

В качестве выводов отметим следующее. Исследовалось влияние электроимпульсной обработки на пружинение во время гибки титанового сплава ВТ6. Установлено, что воздействие импульсов токов снижает эффект пружинения, что обусловлено образованием β -фазы в зоне локального джоулева нагрева. Для уменьшения эффекта пружинения без повреждения заготовки важно правильно выбрать параметры тока и количество импульсов. Эрозия стального пуансона также оказывает значительное влияние на эффект пружинения, поскольку она приводит к изменению химического состава сплава, обогащая его железом.

Благодарности

Исследование выполнено в рамках программы Министерства науки и высшего образования Российской Федерации «ПРИОРИТЕТ 2030», Уфимский государственный нефтяной технический университет.

Литература

1. С.П. Белов, М.Я. Брун, С.Г. Глазунов и др.: под ред. Б.А. Колачева, С.Г. Глазунова. Титановые сплавы. Металловедение титана и его сплавов. М.: Металлургия. 1992. 352 с.
2. О.А. Троицкий, В.И. Лихтман // Докл. АН СССР. 1963. – Т. 148. – С. 332-334.
3. А.Ю. Моркина, Д.В. Таров, Д.М. Наумова [и др.] // Известия Уфимского научного центра РАН. – 2024. – № 3. – С. 15-23.
4. A.Y. Morkina, D.V. Tarov, G.R. Khalikova [et. al.] // Facta Universitatis, Series: Mechanical Engineering. 2024. – Vol. 22. – P. 615 – 632.
5. О.Е. Корольков, В.В. Столяров, А.Д. Шляпин // Машиностроение и инженерное образование. 2020. – № 1(62). – С. 21-27.
6. J. Lozares, N. Otegi, J. Trinidad [et. al.] // Mech. Mater. 2024. – Vol. 198. – P. 105136.

ЗАЛЕЧИВАНИЕ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В СТАЛИ 09Г2С С ПОМОЩЬЮ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ

**И.С. Сугоняко¹, А.Ю. Моркина^{1,2,3}, Д.В. Таров², Г.Р. Халикова^{1,3},
С.В. Дмитриев^{1,4}**

¹*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа*

²*Уфимский университет науки и технологий, Уфа*

³*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

⁴*Институт физики молекул и кристаллов Уфимского федерального исследовательского
центра РАН, Уфа
sgnilya@mail.ru*

Причиной разрушения стальных конструкций может служить образование и рост усталостных трещин. На данный момент основными методами заживления трещин в сталях являются термообработка и термомеханическая обработка [1]. Для таких методов характерны нежелательные фазовые и структурные превращения в материале и ухудшение его механических свойств в связи с ростом зерна при выдержке при повышенной температуре [2]. Кроме того, термообработка и термомеханическая обработка – это длительные, трудоемкие и энергозатратные процессы, провести которые не всегда удается в условиях эксплуатации. Поэтому актуально разработать альтернативные способы заживления трещин в конструкции и их профилактики их образования. Примером такого альтернативного способа является электроимпульсная обработка, основанная на эффекте локализации тока у вершин трещин. Как известно, электроимпульсная обработка может способствовать повышению пластичности металла, модификации его микроструктуры (измельчению зерен, изменению фазового состава, воздействию на дислокации и т.д.), повышению коррозионной стойкости и заживлению дефектов. Использование данного метода при заживлении трещин основано на том, что при воздействии импульсного тока высокой плотности электрическое поле концентрируется в вершинах трещин проводящего материала [3,4]. В результате в окрестности вершины трещины возникает концентрация тока более высокой плотности, что приводит к преобразованию электромагнитной энергии в джоулево тепло. При правильном выборе параметров тока, локальное повышение температуры в окрестности вершины трещины достигает температуры плавления, кроме того, происходит тепловое расширение металла, что приводит к завариванию берегов трещины. Важную положительную роль в данном процессе оказывают сжимающие механические напряжения, способствующие сближению краев трещины и завариванию пространства между ними расплавленным металлом [5]. Однако влияние электроимпульсной обработки на микроструктуру сталей после заживления трещин не до конца изучено.

Целью данной работы было осуществление заживления искусственно выращенных трещин в пластинах из стали 09Г2С методом электроимпульсной обработки и исследование заживленной области методами оптической микроскопии, растровой микроскопии и EBSD анализа. Проводилось измерение микротвердости материала в области заживления трещины.

В средней части пластины из стали 09Г2С размерами 180×19×0,8 мм электроискровым методом выполнили надрез размером 0,35×2,0×0,8 мм. Далее пластины с надрезом подвергли усталостному нагружению по методике из работы [6] для выращивания усталостных трещин. Далее образец с трещиной закрепляли между двумя медными электродами и проводили обработку импульсным током. Далее проводили микроструктурные исследования шлифов образца с заживленной трещиной.

Электроимпульсная обработка позволила залечить усталостную трещину в образце из стали 09Г2С. Микроструктурный анализ показал, что заживление происходило за счет локального расплавления материала по берегам трещины, заполнения трещины этим материалом и последующей кристаллизации. После электроимпульсной обработки вблизи

трещины наблюдались две области с различными микроструктурами: область пластинчатого мартенсита и область с равноосными зернами феррита и включениями цементита. Измерение микротвердости показало существенный ее рост (более чем в два раза) в области залеченной трещины, что объясняется другим фазовым составом стали после рекристаллизации.

Благодарности

Исследование выполнено в рамках программы Министерства науки и высшего образования Российской Федерации «ПРИОРИТЕТ 2030», Уфимский государственный нефтяной технический университет.

Литература

1. D.B. Wei, J.T. Han, A.K. Tieu, Z.Y. Jiang // KEM. 2004. – Vol. 274–276. – P. 1053– 1058.
2. R. Xin, J. Luo, Q. Ma // Metals. 2017. – Vol. 7. – P. 149.
3. В.М. Финкель, Ю.И. Головин, А.А. Слетков // Докл. АН СССР. 1976. – Т. 227. № 4. – С. 848–851.
4. K.V. Kukudzhakov, G.R. Khalikova, E.A. Korznikova, A.V. Chentsov, S.V. Dmitriev // Mechanics of Solids. 2024. – V. 59(5). – P. 3223–3234.
5. В.А. Брызгалов, А.Ю. Моркина, Д.У. Абдуллина [и др.] // Materials. Technologies. Design. 2024. – Т. 6, № 2(17). – С. 38-58.
6. О.В. Муругова, М.И. Нагимов, Г.Р. Халикова, С.В. Дмитриев // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2024. – Т. 21, № 3. – С. 294-303.

СОЗДАНИЕ И ИЗУЧЕНИЕ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИЙ НА ОСНОВЕ СМЕСЕЙ ПОЛИКАПРОЛАКТОНА И ПОЛИЛАКТИДА

А.Б. Сунаргулов, Э.Р. Бакирова, Е.И. Кулиш

Уфимский университет науки и технологий, Уфа
artur.sunargulov.ufa@mail.ru

Материалы на основе синтетических полиэфиров таких, как поликапролактон (ПКЛ) и полилактид (ПЛ), находят разнообразное применение в медицине, например, при создании систем с контролируемым высвобождением лекарств, при разработке имплантатов и в качестве раневых покрытий. Столь разнообразное применение обусловлено комплексом ценных свойств, присущим данным полимерам (биоразложение, биосовместимость, способность перерабатываться практически всеми методами, используемыми для промышленных крупнотоннажных полимеров и т.д.). Главным недостатком ПКЛ является его гидрофобность, а стало быть, низкая скорость биодеградации и прочность, что ограничивает его применение в медицине. Совокупность характеристик ПКЛ можно регулировать путем смешения с ПЛ, который обладает лучшими гидрофильными свойствами, повышенной прочностью и более высокой скоростью биодеградации. Таким образом, становится принципиально возможным получать смеси ПКЛ и ПЛ путём переработки их совместного расплава с целью регулирования физико-механических и физико-химических свойств композиций, что является целью данной работы.

В работе использовали: ПКЛ марки Ecoplastic (Китай), $T_{пл}=60^{\circ}\text{C}$, $\chi=69\%$; ПЛ марки Bio-101 (Китай) $T_{пл}=150^{\circ}\text{C}$, $\chi=7\%$. Процесс получения материалов осуществлялся на лабораторном пластографе «Plastograph ЕС» (Германия) с последующим прессованием. Условия получения материалов на основе ПКЛ, ПЛ и их смесей были оптимизированы ранее в работах [1-3]. Реологические исследования проводились на модульном динамическом реометре Haake Mars III (Германия). Плотность измеряли методом гидростатического взвешивания. Испытания на разрыв проводили на универсальной испытательной машине «Shimadzu AGS-X» (Япония).

В ходе проведенного исследования установлено, что при соотношении компонентов ПЛ:ПКЛ приблизительно равным 70:30 имеет место обращение фаз. Весь комплекс свойств полученных композиций принципиальным образом зависит от соотношения компонентов в смеси. Так, композиции с преобладающим содержанием ПЛ в смеси характеризуются пониженной плотностью, повышенной комплексной вязкостью и сорбционной способностью. Введение в композицию небольшого количества ПКЛ, сопровождается уменьшением значений модуля упругости по сравнению с аддитивными значениями. В области преобладающего содержания ПКЛ в смеси, напротив, имеет место увеличение жесткости композиции. Проведенный анализ композиций, полученных смешением расплавов ПЛ и ПКЛ, позволил установить, что, регулируя состав полимерной смеси, можно целенаправленно управлять комплексом физико-механических и физико-химических свойств.

Литература

1. Э.Р. Бакирова, Р.Ю. Лаздин, А.С. Шуршина [и др.] // Химическая физика. 2024. Т. 43. № 3. С. 95-102.
2. Э.Р. Бакирова, Р.Ю. Лаздин, Е.И. Кулиш [и др.] // Бутлеровские сообщения. 2023. Т. 74. № 4. С. 72-76.
3. Э.Р. Бакирова, Р.Ю. Лаздин, Е.И. Кулиш [и др.] // Бутлеровские сообщения. 2023. Т. 76. № 12. С. 10-16.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПРИ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Сундеев Р.В.^{1,2,3}, Шалимова А.В.², Рогачев С.О.⁴, Ситников Н.Н.⁵

¹ РТУ МИРЭА, Москва, Россия

² ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина», Москва, Россия

³ ИЭЭ РАН, Россия, Санкт-Петербург, Россия

⁴ НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

⁵ АО ГНЦ «Центр Келдыша», Москва, Россия
sundeev55@yandex.ru

В последнее время значительные усилия исследователей направлены на изучение механизмов деформации и формирование структурно-фазовых состояний с высокими физико-механическими свойствами в металлах и сплавах в условиях больших пластических деформаций. Интерес к большим пластическим деформациям связан, прежде всего, с тем, что экстремальные деформационные воздействия являются одним из наиболее эффективных способов получения объемных нанокристаллических материалов. К наиболее развитым методам больших пластических деформаций относятся: деформация кручением под высоким давлением (КВД), равноканальное угловое прессование (РКУП), всесторонняя ковка и др. Подробное описание этих методов и история их развития широко представлены в литературе. Высокие величины деформации, достигаемые с помощью методов больших пластических деформаций, намного превышают уровень деформации, создаваемые традиционными методами пластической деформации, такими, как прокатка и экструзия. В результате процессы эволюции структуры в ходе больших пластических деформаций могут быть очень сложными и включать различные деформационные эффекты.

В работе, используя комплекс эффективных методов исследования структуры, проведены систематические изучения и комплексный анализ структурных механизмов фазовых переходов «кристалл $\Leftrightarrow$ аморфное состояние» и особенностей изменения тонкой атомной структуры в кристаллических и аморфных металлических сплавах и слоистых композитах в ходе больших пластических деформаций при комнатных и криогенных температурах. Исследовано влияние температуры деформации при кручении под высоким давлением (КВД) на закономерности структурных изменений в аморфных сплавах на основе железа. Показано, что КВД при температуре 293 К приводит к частичной кристаллизации аморфных сплавов за счет локального повышения температуры в деформационных полосах сдвига и увеличения концентраций областей свободного объема в них. С другой стороны, КВД при температуре 77 К, приводит к подавлению процессов деформационной кристаллизации и к образованию более устойчивого к кристаллизации аморфного состояния, чем состояние после закалки из жидкого состояния. Выявлено, что деформационно-индуцированный структурно-фазовый переход «кристалл $\Rightarrow$ аморфное состояние» в металлических сплавах при КВД определяется механическим, термодинамическим и концентрационным факторами. *In situ*, впервые путем фиксации силовых параметров деформации наблюдался деформационно-индуцированный структурно-фазовый переход «кристалл $\Rightarrow$ аморфное состояние» в сплаве $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ при КВД. Предложена феноменологическая модель перехода кристаллического сплава в аморфное состояние при больших пластических деформациях. С использованием метода EXAFS-спектроскопии показано, что возникающая в ходе КВД деформационно-индуцированная аморфная фаза на локальном уровне не полностью идентична аморфной фазе, полученной методом закалки из жидкого состояния.

Авторы выражают благодарность РНФ за финансовую поддержку (грант № 225-22-00132).

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ ЭК61 И ЭП741НП ПОСЛЕ ТВЕРДОФАЗНОЙ СВАРКИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Тагирова А. А.¹, Галиева Э.В.¹, Валитов В.А.^{1,2}

¹ *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*

² *Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*
azaliya_tagirova72@mail.ru

Жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) широко применяются для изготовления различных деталей двигателей для аэрокосмической техники [1]. В настоящее время перспективным методом изготовления твердофазных соединений (ТФС) из ЖНС является твердофазная сварка (ТС) с использованием сверхпластической деформации, которая позволяет получать качественные соединения и сохранять исходные свойства свариваемых металлов [2, 3].

В качестве материалов для исследований были выбраны порошковый сплав ЭП741НП и железоникелевый деформируемый сплав ЭК61. В исходном состоянии сплав ЭП741НП имел мелкозернистую структуру дуплексного типа со средним размером зерен $5,5 \pm 0,6$ мкм. Сплав ЭК61 имел ультрамелкозернистую микроструктуру дуплексного типа со средним размером зерен матричной γ -фазы и частицами δ -фазы менее 1 мкм.

Твердофазную сварку проводили по схеме одноосного сжатия с поэтапным увеличением температуры: $850^\circ\text{C} \rightarrow 900^\circ\text{C} \rightarrow 950^\circ\text{C} \rightarrow 1000^\circ\text{C}$. Для исследований микроструктуры и оценки микротвердости в зоне ТФС образцы вырезались на электроэрозионном станке с последующим шлифованием. Эксперименты по твердофазной сварке в вакууме в температурно-скоростных условиях одного из соединяемых материала проводились на цилиндрических образцах. После твердофазной сварки образцы были подвергнуты термической обработке (ТО), включающей высокотемпературный отжиг при 1200°C и последующее старение при 950°C .

Цель работы – установить влияние режимов твердофазной сварки и термообработки на структуру и свойства соединений из никелевых сплавов ЭК61 и ЭП741НП, отличающихся химическим составом, типом упрочняющей фазы и способом получения.

По данным микроструктурного анализа на рисунке 1 видно, что после ТС с поэтапным повышением температуры в сплаве ЭК61 наблюдается преобразование ультрамелкозернистой структуры в крупнозернистую со средним размером зерна 38 ± 7 мкм, при этом микроструктура сплава ЭП741НП сохранилась мелкозернистой.

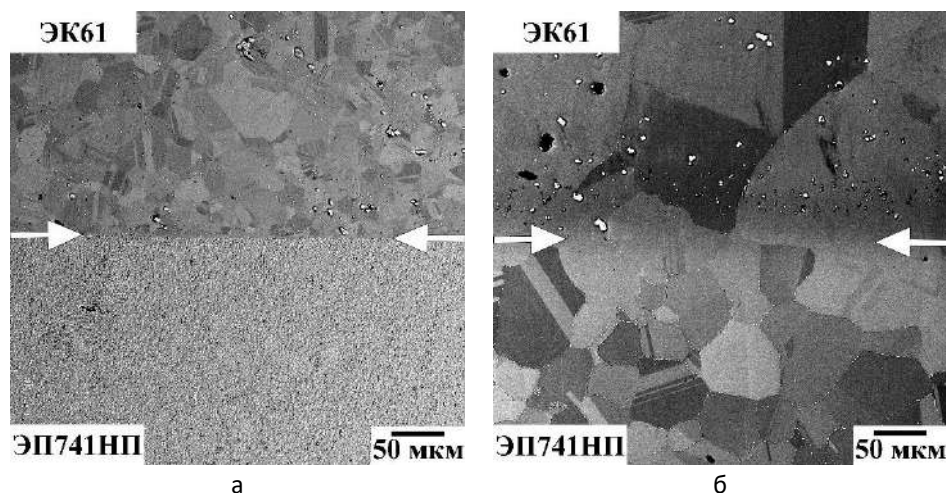


Рис. 1. Микроструктура зоны ТФС ЭК61//ЭП741НП:
а – после ТС; б- после ТС+ТО.

Пористость после твердофазной сварки составила 12%. После ТО наблюдается рост зерен до 300 ± 18 мкм в сплаве ЭК61 и до 49 ± 5 мкм в сплаве ЭП741НП. Пористость после ТО уменьшилась до $\sim 5\%$.

На рисунке 2 представлены результаты энергодисперсионного анализа зоны ТФС после твердофазной сварки и последующей термической обработки. Установлено, что после твердофазной сварки с подъемом температуры, происходит активная диффузия Co и Al из порошкового сплава ЭП741НП в деформируемый сплав ЭК61 и встречная диффузия Cr и Fe. Ширина диффузионной зоны после твердофазной сварки составила 18 мкм, а после термической обработки ширина диффузионной зоны существенно увеличилась до 150 мкм. В пределах диффузионной зоны после термической обработки наблюдается более плавное изменение химического состава при переходе от одного соединяемого сплава к другому. Хрупких частиц не обнаружено.

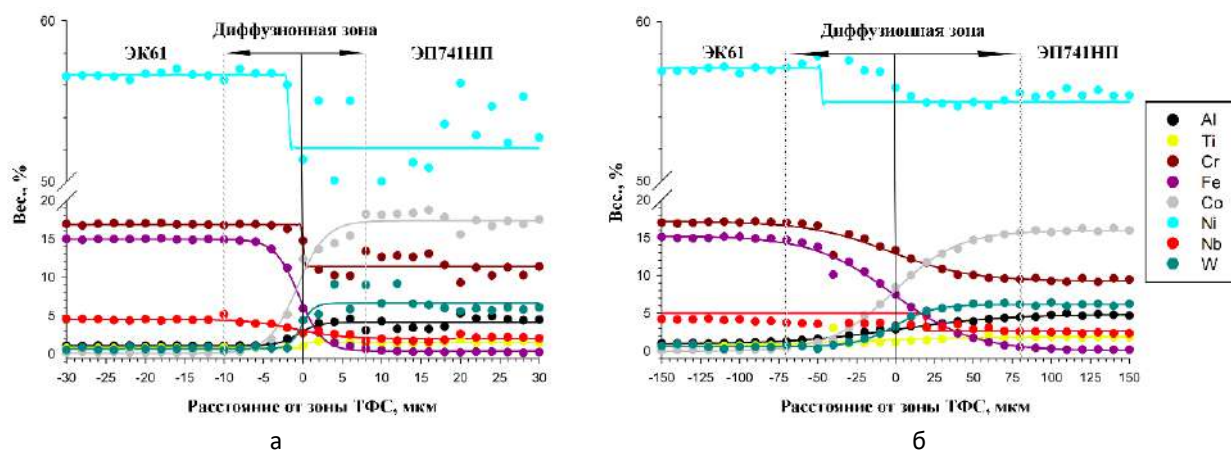


Рис. 2. Распределение легирующих элементов в зоне твердофазного соединения ЭК61//ЭП741НП: а – после ТС; б- после ТС+ТО.

Результаты измерений микротвердости сплавов ЭК61 и ЭП741НП в исходном состоянии, после твердофазной сварки, а также после термической обработки представлены в Таблице 1. Установлено, что в зоне ТФС микротвердость, как после твердофазной сварки, так и после ТО занимает промежуточные величины между значениями микротвердости соединяемых сплавов.

Таблица 1. Микротвердость сплавов ЭК61 и ЭП741НП в исходном состоянии, после твердофазной сварки и после термической обработки.

Режим		Микротвердость, ГПа		
		ЭК61	В зоне ТФС	ЭП741НП
Исходное состояние	—	$3,9 \pm 0,2$	—	$5,64 \pm 0,2$
ЭК61//ЭП741НП	ТС	$2,35 \pm 0,4$	$3,62 \pm 0,3$	$5,41 \pm 0,2$
	ТС+ТО	$3,05 \pm 0,3$	$4,56 \pm 0,3$	$5,23 \pm 0,2$

Результаты механических (Таблица 2) испытаний показали, что разрушение полученных соединений ЭК61//ЭП741НП непосредственно после ТС, происходит по зоне ТФС, а после ТС+ТО разрушение происходит вне зоны ТФС по менее жаропрочному сплаву ЭК61. Прочность соединения ЭП741НП//ЭК61 после ТС+ТО составила 0,5 от прочности сплава ЭК61.

Таблица 2. Механические свойства сплавов ЭК61 и ЭП741НП при растяжении при 20°С в исходном состоянии, после твердофазной сварки и после термической обработки.

Режим	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Примечание
ЭК61	1490±120	1030±90	33	-
ЭП741НП	1600±130	1130±100	35	-
ТС	660±85	570±90	8	Разрушение по ТФС
ТС+ТО	770±80	410±80	38	Разрушение по ЭК61

Заключение

Результаты работы подтверждают эффективность твердофазной сварки с поэтапным повышением температуры для получения соединений из жаропрочных никелевых сплавов ЭК61 и ЭП741НП, различающихся по составу, упрочнению и способу производства.

Литература

1. Ч.Т. Симс, Н.С. Столофф, У.К. Хагель. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок. М.: Металлургия. В 2-х кн.—Пер. с англ, 1995. 384 с.
2. E.V. Galieva, E.Yu. Klassman, V.A. Valitov, I.I. Musabirov. Pressure welding of heat-resistant EK61 and EP975 nickel-based superalloys at a temperature of 900°C // Letters on Materials. 2023. Т. 13. №. 4. С. 347-352. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2023-4-347-352>.
3. R.R. Gabbasov, A.A. Tagirova, E.V. Galieva, V.A. Valitov, Formation of solid-state joints of dissimilar alloys based on Ni and Ni3Al // Letters on Materials. 2024. Т. 14. №. 4. С. 475-481. <https://doi.org/10.48612/letters/2024-4-475-481>.

АВТОМАТИЗАЦИЯ ЛАБОРАТОРНОЙ УСТАНОВКИ ДЛЯ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ИССЛЕДОВАНИЯ МЕТОДОВ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

**П. С. Татаринов¹, В. П. Татаринов¹, И. С. Сугоняко², А. Ю. Моркина²,
М. В. Хазимуллин³, Д. В. Таров⁴, Е. А. Корзникова⁴, И. А. Якушев¹, С. В. Дмитриев^{2,3}**

¹Мирнинский политехнический институт (филиал) Северо-Восточного федерального университета имени М.К. Аммосова, Республика Саха (Якутия), г. Мирный

²Уфимский государственный нефтяной технический университет, г. Уфа

³Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, г. Уфа

⁴Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа

paveltatarinov@mail.ru

Электропластический эффект, заключающийся в значительном влиянии кратковременных импульсов электрического тока большой плотности на пластическое течение металлов, был обнаружен впервые О.А. Троицким в 1969 году [1] и исследовался его рабочей группой [2-4]. А в настоящее время, в мелком и среднем металлургическом переделе, все чаще и шире, находят применение новые методы электроимпульсной обработки металлов, повышая эффективность таких производственных процессов как волочение [5], прокатка, штамповка и другие способы обработки металлов давлением [6]. При этом, в добавок к эффектам энергосбережения, обеспечивают дополнительно уникальные прочностные и другие механические свойства, недостижимые другими классическими способами обработки. В данном этапе исследуется еще и коррозионная устойчивость обрабатываемых электроимпульсами образцов металлов.

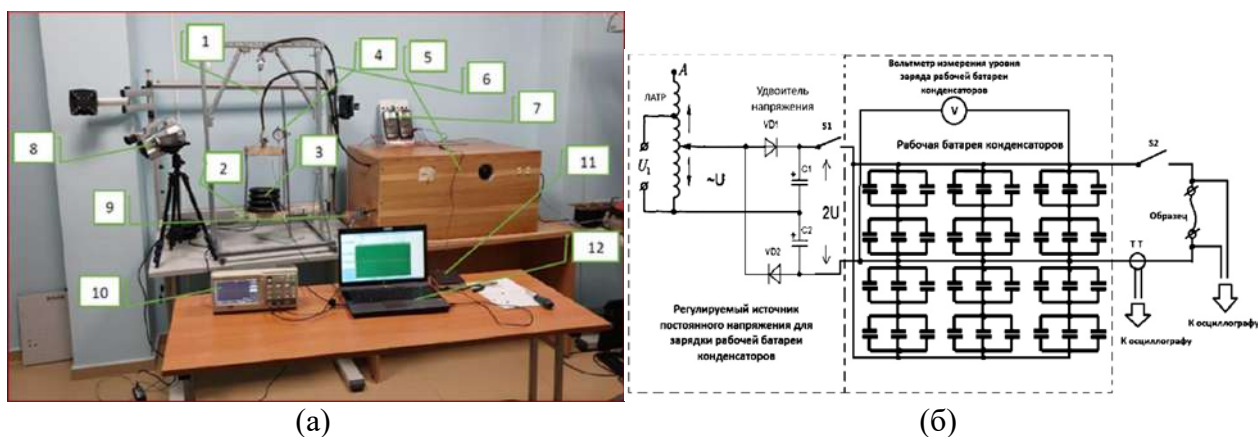


Рис. 1. (а) Фотография первой реализации специализированной лабораторной установки для экспериментального исследования методов электроимпульсной обработки металлов и их сплавов; (б) принципиальная схема электрического силового блока установки

Однако вопрос о физической природе микроструктурных изменений, лежащих в основе формирования этих уникальных свойств у металлических изделий методами электроимпульсной обработки металлов и сплавов, до сих пор остается не до конца раскрытым. Это обстоятельство побуждает проводить лабораторные исследования на модельных образцах с помощью специально разработанных лабораторных установок. Таким образом, начиная с 2023 года на кафедре «Электроэнергетики и автоматизации промышленного производства» МПТИ (ф) СВФУ на базе лабораторий физики и теоретических основ электротехники была начата разработка специализированной лабораторной установки для изучения методов электроимпульсной обработки металлов и сплавов.

Фотография первой реализации [7] специализированной лабораторной установки приведена на рисунке 1. Исследуемый образец в виде проволоки (1), на подвесе (2)

размещаются грузы (3). Удлинение образца контролируется с помощью механического стрелочного микрометрического индикатора (4). Образец (1) соединен с электрическим блоком (5) проводниками большого сечения (6). Напряжение на рабочей батарее конденсаторов электрического блока (5) контролируется цифровым вольтметром (7). Изменение температуры образца от воздействия электрическим током контролируется с помощью тепловизора (8) марки SAT-G90-5. Ток через образец регистрируется с помощью трансформатора тока (9), заключенного в экранирующую оболочку, отклик которого подается на канал 1 цифрового 8-ми битного, осциллографа (10) марки АКИП-4115/3А. На канал 2 того же осциллографа через делитель подается падение напряжения на исследуемом образце. Изменение во времени напряжения на рабочей батарее конденсаторов, в процессе их разряда через образец, регистрируется с помощью осциллографической USB приставки (11), соединенной с персональным компьютером (12). В ней было реализовано техническое решение с накопительным конденсатором подобное следующим техническим решениям [8-9].

Но уровень автоматизации в первой реализации нашей установки был не достаточен, поэтому, после изучения опыта других исследователей путем проведения патентного поиска было реализовано в железе следующая модернизация лабораторной установки, путем автоматизация измерительных процессов, и сбора измеренных данных.

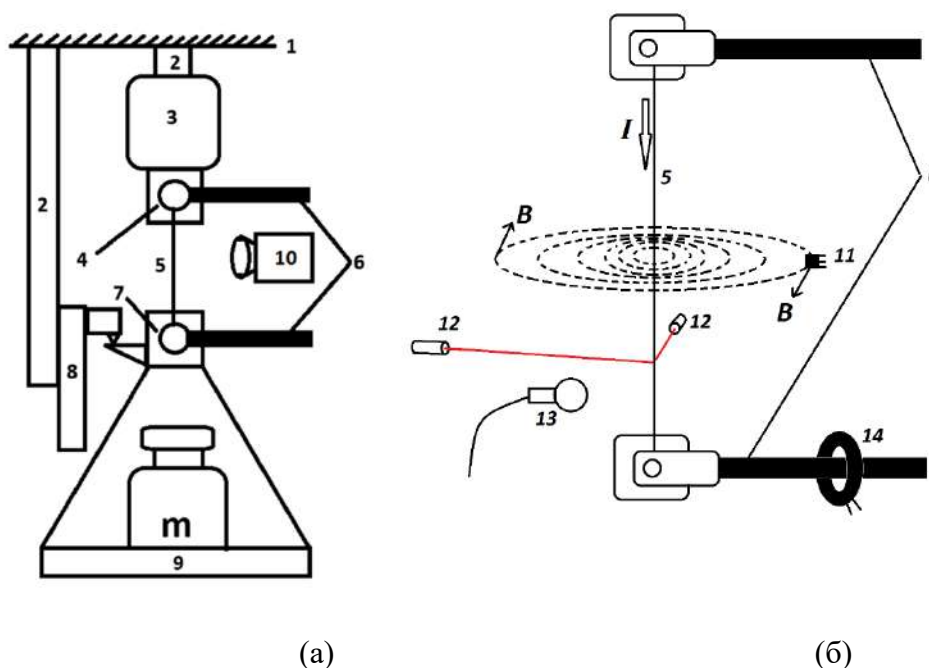


Рис. 2. (а) Схема механической части для растяжения образца, контроля усилия на образце и его удлинения, а также подвода импульсного тока к образцу. (б) Схема расположения датчиков магнитного поля, тока, вибрации и звука. 1 – неподвижная опора; 2 – неподвижные подвесы; 3 – тензодатчик для контроля усилия растяжения; 4 – электроизолирующий подвес тензодатчика; 5 – образец исследования в виде металлической проволоки или полосы; 6 – кабели подвода импульсного тока; 7 – электроизолирующий подвес нагружаемой подвижной платформы 9; 8 – оптическая линейка; 9 – подвижная платформа, нагружаемая переменной массой m ; 10 – тепловизионная камера; 11 – датчик Холла магнитной индукции B ; 12 – бесконтактный лазерный доплеровский датчик вибрации; 13 – ультразвуковой микрофон; 14 – индуктивный датчик тока (трансформатор тока).

На рисунке 2 приведены схемы реализации нашего нового технического решения, с которым более подробно можно ознакомиться в описании патента на изобретение [10]. Наиболее близким аналогом его является техническое решение исследователей из Китая [11]. На разработанные программы входящие в состав программно-аппаратного комплекса нашей

новой установи получены охранные документы [12-14] в виде свидетельств о государственной регистрации программы для ЭВМ.

Литература

1. О. А. Troitskii, Electromechanical effect in metals // JETP Letters. 1969. No. 1. P. 18–22.
2. О.А. Троицкий, А.Г. Розно, Способ снижения прочности металлов // Авторское свидетельство к патенту на изобретение SU393939, 1969 г.
3. О.А. Троицкий, Особенности пластической деформации металла при пропускании через образец электрического тока // Проблемы прочности, 1975, № 7, с. 14-19.
4. О.А. Троицкий, Н.К. Стащенко, Исследование электропластической деформации металла методом релаксации напряжений // Физика металлов и металловедение, 1979, № 47, вып. 1, с. 180—187.
5. А.И. Фельдман, В.М. Штанько, С.И. Македонов, и др. Способ электропластического волочения // Авторское свидетельство к патенту на изобретение SU1518041-A1, 1989 г.
6. О.А. Троицкий, Ю.В. Никитенко, М.М. Моисеев, Способ электропластической деформации металлов // Авторское свидетельство к патенту на изобретение SU1687349-A1, 1991 г.
7. Д. В. Таров, П. С. Татаринов, В. П. Татаринов, С. В. Дмитриев / Установка для исследования электропластичности // Актуальные вопросы прочности : Сборник тезисов LXVII Международной конференции, Екатеринбург, 02–05 апреля 2024 года. – Екатеринбург: Уральский государственный горный университет, 2024. – С. 237-238.
8. В.А. Кузнецов, В.Е. Громов, В.П. Симаков, Генератор мощных импульсов тока // Авторское свидетельство к патенту на изобретение SU884092-A1, 1981 г.
9. Жмакин Ю.Д., Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Кузнецов В.А, Громов В.Е., Генератор мощных токовых импульсов для интенсификации процессов обработки металлов давлением // Патент на изобретение RU2400927-C1, 2010 г.
10. Дмитриев С.В., Татаринов П.С., Татаринов В.П., Семенов А.С. и др. Автоматизированная лабораторная установка для исследования эффекта электропластичности // Патент на изобретение RU2843800-C1, 2025 г.
11. Yang Lipo, Liu Wenjie, Li Huaimei, Auxiliary loading device for in-situ observation of electroplastic effect // patent CN116482149 (A)
12. Дмитриев С.В., Татаринов П.С., Татаринов В.П., Егорова А.А. и др. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ №2025661426. Программа для автоматической калибровки, сбора и статистической обработки данных измерений на примере измерения усилия с помощью тензодатчика. 2025.
13. Дмитриев С.В., Татаринов П.С., Татаринов В.П., Бебихов Ю.В. и др. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ №2025661426. Программа для автоматического считывания показаний оптической микрометрической линейки. 2025.
14. Дмитриев С.В., Татаринов П.С., Татаринов В.П., Бебихов Ю.В. и др. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ №2025660558. Программа для автоматической нормировки импульса тока по величине заряда батареи конденсаторов. 2025.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ ТЕРМОБИМЕТАЛЛА ТБ 130/17

В.В. Ткаченко, А.Ю. Малахов

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова
РАН (ИСМАН), Черноголовка
Tkachenkoism@mail.ru*

Термобиметалл ТБ 130/17 активно используется в различных отраслях промышленности. Однако до сих пор данную марку ТБ не использовали в конструкции терморегуляторов, предназначенных для автоматического контроля и поддержания заданной температуры в различных системах [1], таких как отопление, вентиляция и кондиционирование воздуха. В основном в таких терморегуляторах использовались зарубежные марки ТБ.

Терморегуляторы, которые работают по принципу деформации термобиметаллов за счет резкого различия коэффициента линейного термического расширения (КЛТР) его слоев, обладают рядом преимуществ по сравнению с терморегуляторами других конструкций. Такие терморегуляторы отличаются простотой и надёжностью так как нет электронных элементов и источников внешнего питания, а также они устойчивы к вибрациям и перепадам давления [2]. На рис. 1а показана типичная конструкция терморегулятора «Курганского арматурного завода». Принцип работы такого терморегулятора заключается в следующем: термобиметаллические диски (рис. 1б) преобразуют тепловую энергию рабочей среды (горячая вода-пар) в механическое перемещение регулирующего клапана. Для увеличения перемещение регулирующего клапана (рабочего хода) термобиметаллические диски объединяются в общую конструкцию. Регулировка величины рабочего хода осуществляется изменением количества дисков в терморегуляторе. При снижении температуры термобиметаллические диски возвращаются в исходное положение под действием упругих сил материала и возвратной пружины.



Рис. 1. Конструкция терморегулятора: а – схема терморегулятора; б – термобиметаллический диск

В данной работе сваркой взрывом была получена заготовка латуни Л63+Инвар 36Н. Далее из нее изготавливались термобиметаллические диски и определялись их эксплуатационные характеристики. Режимы сварки взрывом рассчитывались на основании общеизвестных формул [3,4] табл. 1. Сварка проводилась по параллельной схеме, в качестве взрывчатого вещества использовалась смесь аммиачной селитры с аммонитом в массовом соотношении 2:1.

Таблица 1. Параметры сварки взрывом

Размеры пластин Л63/36Н, мм	Высота ВВ $h_{вв}$, мм	Параметр r	Скорость детонации D , м/с	Скорость метания V_0 , м/с	Угол соударения γ , °	Энергия, затрачиваемая на пластическую деформацию W_2 , МДж/м ²	Критическая энергия пластической деформации $W_{кр}$, МДж/м ²
1,7×200×250/ 1,6×200×250	25/20	1,54/12,3	1900/1757	580/467	17,6/15,3	0,98/0,65	0,74

Исходя из условий работы и предельных размеров термобиметаллических дисков рассчитывался удельный изгиб и стрела прогиба. Для определения стрелы прогиба f использовалась следующая формула [5]:

$$f = \frac{3r^2 \Delta \alpha \Delta t E_1 E_2 h_1 h_2 h}{3h^2 E_1 E_2 h_1 h_2 + (E_1 h_1^3 + E_2 h_2^3) \cdot (E_1 h_1 + E_2 h_2)}, \quad (1)$$

где r – радиус пластины, мм; $\Delta \alpha$ – разность КЛТР активного и пассивного слоя, °C⁻¹; E_1 , E_2 – модули упругости активного и пассивного слоев, МПа; h_1 и h_2 – толщина активного и пассивного слоев соответственно, мм; h – суммарная толщина слоев, мм; Δt – изменение температуры, °C.

Удельный изгиб A выражается формулой 2 [5]:

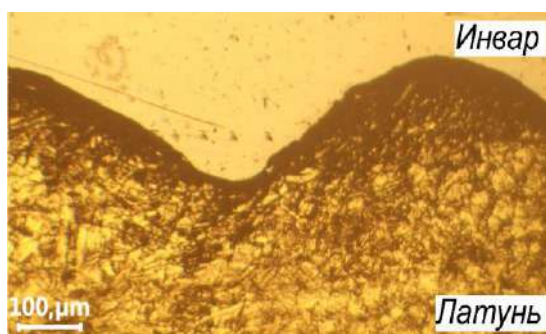
$$A = \frac{fh}{\Delta t r^2} \cdot 10^4, \quad (2)$$

Результаты расчетов эксплуатационных параметров термобиметаллического диска (табл. 2) показали, что расчетный удельный изгиб термобиметалла ТБ 130/17 составляет $12,36 \cdot 10^{-5}$, °C⁻¹.

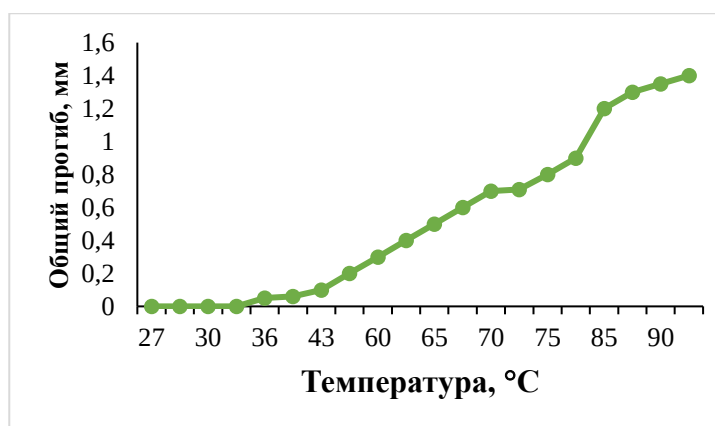
Таблица 2. Расчетные эксплуатационные характеристики термобиметаллического диска

Сочетание слоев		Расчетные характеристики		
Активный слой	Пассивный слой	Отношение толщин	Удельный изгиб $A \cdot 10^{-6}$, °C ⁻¹	Стрела прогиба f , мм
Латунь Л63	Инвар 36Н	1:1,06	12,36	0,153

Испытания на термочувствительность термобиметаллических дисков, полученных сваркой взрывом и характеризующихся волнообразной границей соединения синусоидального вида с высотой волн порядка 200-230 мкм и протяженностью 700-860 мкм (рис. 2а) показали, что стрела прогиба при $\Delta t = 71$ °C в среднем для каждого диска составляет 0,233 мм, а удельный изгиб – 1,883. Средние значения стрелы прогиба и удельного изгиба термобиметаллического диска, полученные эмпирическим способом выше расчетных на 66 %. Такие значения объясняются волнообразной границей соединения, которая приводит к большим напряжениям на границе соединения. Большие напряжения образца с волнистой границей соединения можно объяснить тем, что в области волн термобиметалл испытывает как нормальные, так и касательные напряжения, а также большей площадью контакта, что в свою очередь приводит к большему прогибу термобиметалла.



а



б

Рис. 2. Результаты испытаний на термочувствительность: а – микроструктура термобиметалла Л63+36Н; б – график зависимости прогиба термобиметаллических дисков от температуры

Литература

1. Миниханова А. Р. Приборы контроля и учета как способы эффективного использования тепловой энергии//Международная научно-техническая конференция молодых ученых БГТУ им. ВГ Шухова, посвященная 170-летию со дня рождения ВГ Шухова. – 2023. – С. 252-256.
2. Верхулевский К. Защита и управление оборудованием космического и авиационного назначения при помощи устройств компании Sensata Technologies //Компоненты и технологии. – 2014. – №. 8 (157). – С. 78-83.
3. Конон Ю. А., Первухин Л. Б., Чудновский А. Д. Сварка взрывом// Под ред. Кудинова М. В. – М.: Машиностроение, 1987. – С. 216.
4. Хорин А. В., Захарова П. И., Куликов К. Д. Перспективный материал для защиты от коррозионного воздействия //Вестник Пензенского государственного университета. – 2022. – №. 4. – С. 125-132.
5. Молотиллов Б. В. Прецизионные сплавы. Справочник // Металлургия. – 1974. С. 448.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕМЕНТНОГО СОСТАВА МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ НА ЭЛЕКТРОПЕРЕНОС В НАНОКОМПОЗИТАХ (CoFeZr)_x(MgF₂)_{100-x} и (CoFe)_x(MgF₂)_{100-x}

Т.В. Трегубова, О.В. Стогней, А.В. Ампилогов

Воронежский государственный технический университет, Воронеж
ttv1507@ya.ru

Наногранулированные тонкопленочные композиты были получены методом ионно-лучевого распыления составной мишени с неравномерным расположением навесок MgF₂ на поверхности основания из металлического сплава в среде аргона. Получены композиты двух систем: (CoFeZr)_x(MgF₂)_{100-x} и (CoFe)_x(MgF₂)_{100-x} с содержанием металлической фазы 10 ат.% - 47 ат. % и 8 ат.% - 27 ат.%, соответственно.

Несмотря на то, что сплав CoFeZr является легкоаморфизирующимся как металлическая, так и диэлектрическая фазы в композите (CoFeZr)_x(MgF₂)_{100-x} оказались кристаллическими. Было предположено, что в процессе напыления атомы циркония (являющегося аморфизатором) растворились в диэлектрической фазе MgF₂. Наличие таких атомов должно привести к росту плотности структурных дефектов в диэлектрической матрице композитов и влиять на интенсивность прыжковой проводимости через диэлектрик [1]. Для проверки данного предположения проведено исследование температурной зависимости электросопротивления композитов с цирконием и без него ((CoFeZr)_x(MgF₂)_{100-x} и (CoFe)_x(MgF₂)_{100-x}, соответственно. Измерения проводились в интервале 77 К – 280 К. Полученные результаты анализировались в рамках модели Мотта, что позволило определить значения плотности электронных состояний на уровне Ферми ($g(E_F)$) для двух систем (рисунок). Полученные значения $g(E_F)$ приведены как функция от концентрационного

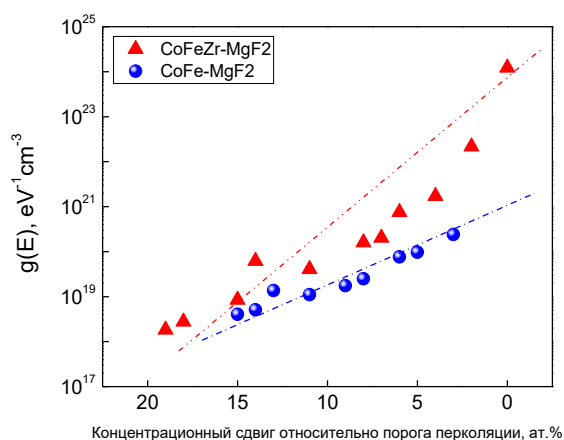


Рис.1. Зависимость плотности электронных состояний на уровне Ферми в композитах (CoFe)_x(MgF₂)_{100-x} и (CoFeZr)_x(MgF₂)_{100-x} от концентрационного положения образца относительно порога перколяции

интервала, на который смещена концентрация образца относительно порога перколяции. Более высокие значения $g(E_F)$ наблюдаются композитах (CoFeZr)_x(MgF₂)_{100-x} для всех исследованных образцов. То есть степень дефектности матрицы композитов, содержащей цирконий, выше, чем матрицы композитов без циркония. Это приводит к более интенсивной прыжковой проводимости через MgF₂ в композитах, содержащих Zr. В результате удельное сопротивление композитов с Zr на два порядка ниже, чем композитов без него. Более того, магниторезистивный эффект в композитах (CoFeZr)_x(MgF₂)_{100-x} в два раза меньше, чем в (CoFe)_x(MgF₂)_{100-x}. Полученные результаты объясняются с точки зрения изменения соотношения между туннельной и прыжковой (Моттовской) составляющими общей

проводимости композитов, вызванного изменением плотности структурных дефектов.

Литература

1 Трегубова Т. В., Стогней О. В., Трегубов И. М. Влияние элементного состава металлической фазы композитов Co-MgF₂ и CoFeZr-MgF₂ на магнитотранспортные свойства //Физика твердого тела. – 2023. – Т. 65. – №. 12. – С. 2154-2157.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания (проект № FZGM-2023-0006).

ФОРМИРОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ В СТРУКТУРЕ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Si ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

В.Г. Трифонов

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
Уфимский государственный нефтяной технический университет, г. Уфа*

vadimt@imsp.ru

Исследовали влияние режимов горячей деформации на структуру и свойства силуминов АК12Д и АК21. Сплав АК12Д – эвтектического состава, сплав АК21 – заэвтектического.

Для оценки влияния деформации на структуру и свойства сплавов исходные заготовки деформировали осадкой в торец при температурах 400–500°С со скоростями деформации 10^{-4} и 10^{-2} с⁻¹. Термообработку проводили по режиму: закалка с температуры 515°С, старение 210°С 10 часов.

Показано, что после всех режимов деформирования, последующей закалки и старения структура твердого раствора сплавов мелкозернистая со средним размером зерен 7–15 мкм, рекристаллизованная. Рекристаллизация протекала при нагреве под закалку, в случае если деформацию проводили при температурах 350–480°С, а также до нагрева, как это наблюдалось в результате деформации при 500°С. Зеренная структура твердого раствора неоднородна по объему, что связано с неравномерностью распределения частиц кремния и интерметаллидов. Наименьший размер зерен наблюдался в эвтектических колониях, где сплав имел структуру типа "микродуплекс".

Установлено, что в сплаве АК21 с грубопластинчатой структурой горячее деформирование осадкой приводило к дроблению частиц кремния и интерметаллидов. Процесс дробления сопровождался появлением в частицах трещин, которые росли в ширину, разделяя вновь образованные частицы. Трещины в эвтектических кристаллах кремния и интерметаллидах возникали при всех температурах деформации. В первичных кристаллах трещины имели место только при больших скоростях деформации – 10^1 с⁻¹.

Дробление частиц кремния и интерметаллидов определялось, в основном, степенью деформации.

Образование дефектов в виде микротрещин и микропор зависело также от температуры и степени деформации. С увеличением степени деформации росла суммарная площадь, занимаемая дефектами, их средняя площадь и общее количество. Наиболее интенсивно процесс образования и роста дефектов шел на начальной стадии деформирования.

Дефекты образовывались в частицах или на границе частица-матрица, которые в ходе деформации росли в длину до размера частицы, пересекая ее или продвигаясь по ее поверхности. После достижения размера, равного размеру частицы, трещины росли в направлении деформации растяжения. Расстояние между берегами трещины увеличивались, превращая ее в несплошность.

Установлена корреляция между структурой сплавов и механическими свойствами. Определены оптимальные температурно-скоростные режимы деформации, обеспечивающие залечивание микротрещин и получение более высоких свойств длительной прочности.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ Ta НА МИКРОСТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТОЙКОСТЬ К ОКИСЛЕНИЮ НОВОГО β -ЗАТВЕРДЕВАЮЩЕГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ γ -TiAl

Д.М. Трофимов, В.М. Имаев, Р.М. Имаев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
denis@imsp.ru

В настоящее время γ -TiAl сплавы применяются в качестве материала лопаток турбины низкого давления (ТНД) в газотурбинных двигателях (ГТД), производимых западными компаниями. Из сплава Ti-(47-48)Al-2Nb-2Cr (ат.%) (48-2-2) с помощью литья и механической обработки изготавливаются лопатки последних двух ступеней ТНД для эксплуатации при температурах до 650-700°C в серийных двигателях GE9x и LEAP (General Electric, США). Коммерческие полеты самолетов с лопатками из сплава 48-2-2 начались в 2012 году.

Для двигателя PW1100GTF (Pratt & Whitney, США), начиная с 2016 года, лопатки ТНД последней ступени начали изготавливать из TNM-сплава состава Ti-(43-43.5)Al-4Nb-1Mo-0.1B (ат.%) с температурой эксплуатации до 750°C, используя литье, изотермическую штамповку при 1150-1200°C с последующей термической, механической и электрохимической обработкой. Между тем важной практической задачей является повышение температуры эксплуатации лопаток ТНД из γ -TiAl сплава до 800°C и выше. В частности, это чрезвычайно актуально для повышения энергоэффективности разрабатываемого двигателя ПД-35 со сверхвысокой тягой. С этой целью в ИПСМ РАН был разработан и запатентован TNZ-сплав состава Ti-(43.5-44.5)Al-6(Nb,Zr,Hf)-0.15B (ат.%). При разработке нового сплава были использованы физико-химические подходы, ранее в совокупности не применявшиеся. В частности, в качестве легирующих элементов были выбраны Zr и Hf, имеющие высокую растворимость в интерметаллидных фазах, обеспечивающие высокое твердорастворное упрочнение и снижение несоответствия параметров решеток фаз γ (TiAl) и α_2 (Ti₃Al).

В данной работе TNZ-сплав был дополнительно легирован танталом для повышения высокотемпературных свойств сплава. В работе сравнительно исследовали механические свойства и сопротивление окислению сплавов Ti-44Al-6(Nb,Zr,Hf)-0.15B (TNZ) и Ti-44Al-6(Nb,Zr,Hf)-1Ta-0.15B (TNZ-Ta) (ат.%).

Исходные слитки $\varnothing 45 \times 16$ мм были выплавлены на лабораторной плавильной установке с использованием высокочистых исходных компонент. Для получения высокой химической однородности слитки многократно переплавляли. Слитки сплавов деформировали изотермически сжатием в упорядоченной фазовой области и подвергли одинаковой термической обработке. В результате в сплавах была получена близкая структура дуплексного типа (чуть более мелкая в случае TNZ-Ta), что позволило выявить влияние легирования 1 ат.% Ta на механические свойства и сопротивление окислению.

Механические испытания и эксперимент по длительному окислению при 800°C показали, что легирование танталом значительно увеличило сопротивление окислению и немного улучшило прочность/пластичность сплава по сравнению с TNZ-сплавом. Показано, что по сопротивлению окислению при 800°C новый сплав превосходит все известные γ -TiAl сплавы. Указанные эффекты достигнуты за счет твердорастворного упрочнения, измельчающего эффекта тантала, замедления диффузии и неравномерного распределения тантала между интерметаллидными фазами ($\alpha_2 \gg \gamma$). При этом добавление тантала не оказало заметного положительного влияния на сопротивление ползучести, что объясняется более мелкозернистой в сравнении с TNZ-сплавом микроструктурой и неравномерным межфазным распределением тантала.

Полученные результаты указывают на возможность применения нового γ -TiAl сплава состава Ti-44Al-7(Nb,Zr,Hf,Ta)-0.15B (ат.%) в качестве материала лопаток ТНД при

температурах эксплуатации до 800°C без обработки поверхности или использования защитного/термобарьерного покрытия для защиты от окисления.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Госзадания ИПСМ РАН (№ 124022900106-9). Экспериментальные исследования были выполнены на базе Центра коллективного пользования научным оборудованием ИПСМ РАН.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВОГО РАСШИРЕНИЯ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ НИКЕЛЬ-УГЛЕРОДНАЯ СОТОВАЯ СТРУКТУРА

И.И. Тувалев, Р.Т. Мурзаев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

illumnus102@gmail.com

Композитные материалы, в состав которых входят углеродные наноструктуры, обладают выдающимися механическими и термическими свойствами. Это открывает широкие возможности для их применения в передовых технологиях, таких как электроника и энергетика.

Углеродная сотовая структура (УСС) — трехмерный углеродный аллотроп, который состоит из графеновых нанолистов, соединённых sp^3 -гибридизацией. В настоящей работе целью было вычисление коэффициента теплового расширения (КТР) для композитов, где углеродная сотовая структура служит матрицей, а никель — наполнителем. Симуляции выполнялись при помощи программного пакета LAMMPS.

Для анализа влияния геометрии композита на его тепловые свойства были созданы несколько вариантов структур, которые отличались с длиной графенового плеча l , что обозначено на рисунке 1. Длина графенового плеча l в данной работе была равна 13 Å, 27 Å и 59 Å.

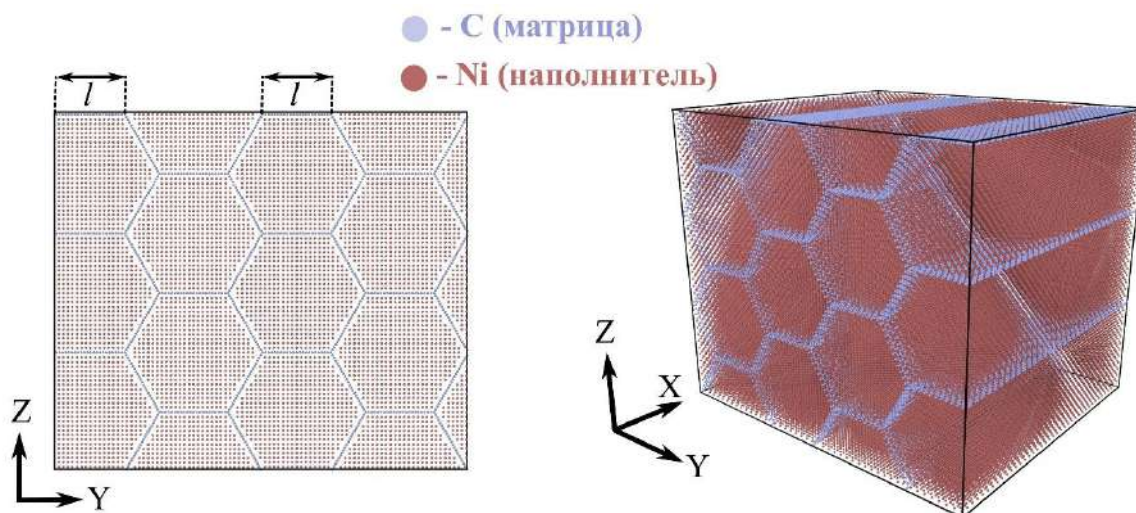


Рис. 1. Начальная структура в проекции (слева) и в перспективе (справа). Голубому цвету соответствуют атомы углерода, красному цвету соответствуют атомы никеля.

Взаимодействия в системе моделировались с помощью потенциалов: EAM для Ni-Ni, AIREBO для C-C и гибридного потенциала Морзе для C-Ni с равновесным расстоянием 2.316 Å.

Все структуры были предварительно подвергнуты глубокой релаксации. Затем их постепенно нагревали от 1 К до 1250 К. При аналогичных условиях были проведены расчеты теплового расширения для чистого кристалла никеля.

КТР вычислялся по формуле (1):

$$\alpha = \frac{1}{L_0} \frac{\Delta L}{\Delta T} \quad (1)$$

, где $\Delta L / \Delta T$ — изменение длины расчетной ячейки в ходе моделирования от температуры, L_0 — исходная длина расчетной ячейки перед началом нагрева. В данном случае мы брали L как среднюю длину расчетной ячейки вдоль трех осей.

В результате выполненных расчетов были получены зависимости коэффициента термического расширения от температуры, которые представлены на рисунке 2.

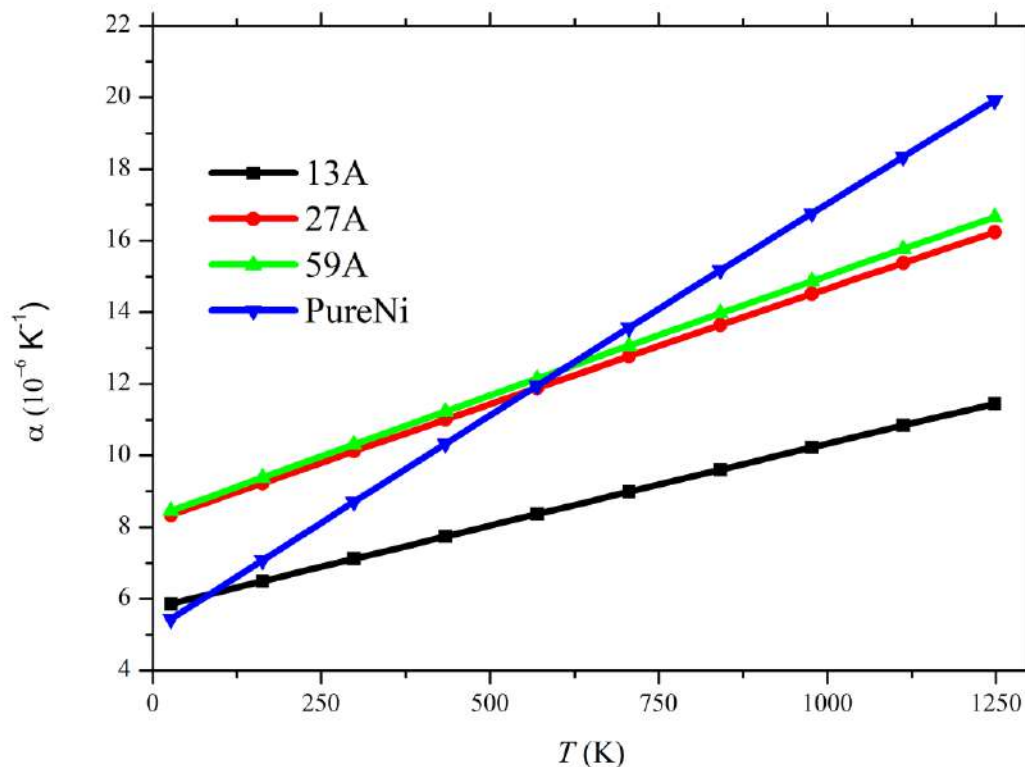


Рис. 2. Зависимость коэффициента термического расширения от температуры.

На рисунке 2 черной линией отображено КТР для композита с $l = 13 \text{ Å}$, Красная и зеленая линии то же самое, но для композитов с $l = 27$ и 59 Å соответственно. Синяя линия – КТР для чистого кристалла никеля.

По графику видно, что изменение КТР от температуры у исследуемых материалов имеет линейный характер. Рост значений у никеля при повышении температуры происходит быстрее, чем у композитов. Коэффициент термического расширения композита снижается при малых l .

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ Cu/Si НА СООТНОШЕНИЕ ВКЛАДОВ ДЕЙСТВУЮЩИХ МЕХАНИЗМОВ СВЕРХПЛАСТИЧЕКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА Al-Mg-Mn-Cr-Zr

З.С. Тураева, О.А. Яковцева, А.В. Михайловская

Университет науки и технологий МИСИС, Москва, Россия
m1909900@edu.misis.ru

Сверхпластичность алюминиевых сплавов системы Al-Mg (AA5000) представляет значительный интерес для аэрокосмической и автомобильной промышленности, где требуются материалы с хорошей коррозионной стойкостью, высокой пластичностью, повышенной прочностью [1,2]. В данной работе изучено влияние добавок меди (0,7%) и кремния (0,3%) на деформационное поведение сплава Al-5,2Mg-0,9Mn-0,15Cr-0,1Zr (типа 1565ч).

Деформационное поведение и механизмы деформации анализировали при температуре $0,97T_{пл}$ и постоянной скорости деформации $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Для анализа микроструктурных изменений использовали методы сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Особое внимание уделялось методу маркерной сетки, который позволил количественно оценить вклад различных механизмов деформации. Этот метод основан на анализе смещений регулярной сеточной разметки на поверхности образца перед деформацией [2].

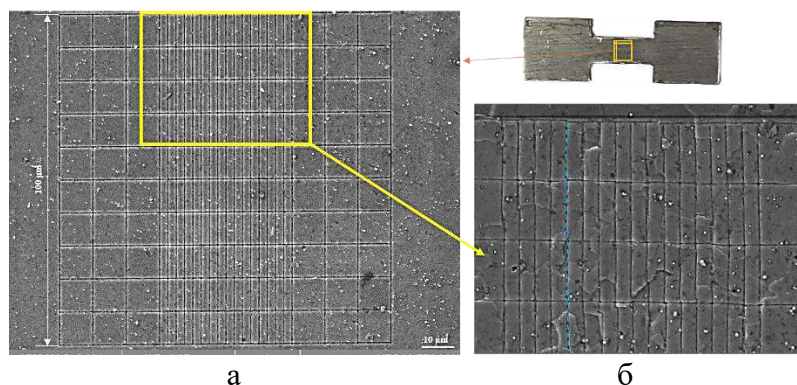


Рис.1. СЭМ изображения маркерных сеток до (а) и после деформации (б)

В выбранных температурно-скоростных условиях сплав без добавок демонстрирует 550% удлинения, введение меди не показало значительных отличий в значении относительного удлинения и составил 550%, а кремний снижает значения относительного удлинения до 520 %.

Результаты анализа вкладов действующих механизмов деформации показали существенные различия в зависимости от состава сплава. В сплаве без добавок вклад механизма зернограницного скольжения составил около 45%, внутризеренная деформация примерно 55%, при этом, деформация тела зерна за счет дислокационной ползучести обеспечивает - 15%, а остальные 35% локализуются в складчатых зонах у поперечных границ. Медь увеличивает вклад зернограницного скольжения, а кремний вклад внутризеренной деформации, уменьшая долю складчатых зон. Полученные данные важны для целенаправленного регулирования свойств сплавов системы Al-Mg-Mn-Cr-Zr при разработке новых составов для высокотемпературной обработки.

Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 23-79-01155 под руководством к.т.н Яковцевой О.А.

Литература

1. K. Sotoudeh, P.S. Bate. Diffusion creep and superplasticity in aluminium alloys *Acta Mater.*, 58 (2010), pp. 1909-1920, 10.1016/j.actamat.2009.11.034
2. A.V. Mikhaylovskaya, O.A. Yakovtseva, M.N. Sitkina, A.D. Kotov, A.V. Irzhak, S.V. Krymskiy, V.K. Portnoy. Comparison between superplastic deformation mechanisms at primary and steady stages of the fine grain AA7475 aluminium alloy *Mater. Sci. Eng. A*, 718 (2018), pp. 277-286, 10.1016/j.msea.2018.01.102

ПРИМЕНЕНИЕ СПЛАВОВ Al-5%Si И Al-5%Cu ПРИ ИНФИЛЬТРАЦИИ TiC-C КАРКАСОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СВС-СИНТЕЗОМ TiC-C-(Al-5%Si), TiC-C-(Al-5%Cu)

Э.Р. Умеров¹, А.П. Амосов¹, Е.И. Латухин¹, А.Д. Качура¹, И.А. Растегаев²,
М.А. Афанасьев²

¹Самарский государственный технический университет, Самара, Россия

²Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

umeroff2017@yandex.ru

Гибридные металлокерамические композиты на основе карбида титана (TiC) и графита с алюминиевой матрицей привлекают внимание как перспективные триботехнические материалы [1]. Их получение возможно с использованием методов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) и последующей самопроизвольной инфильтрации расплавом алюминия [2]. В настоящей работе в качестве инфильтрующих Al-матриц использованы сплавы Al-5%Cu и Al-5%Si, что позволило оценить влияние легирования алюминия на структуру, прочностные и трибологические свойства полученных СВС-композитов.

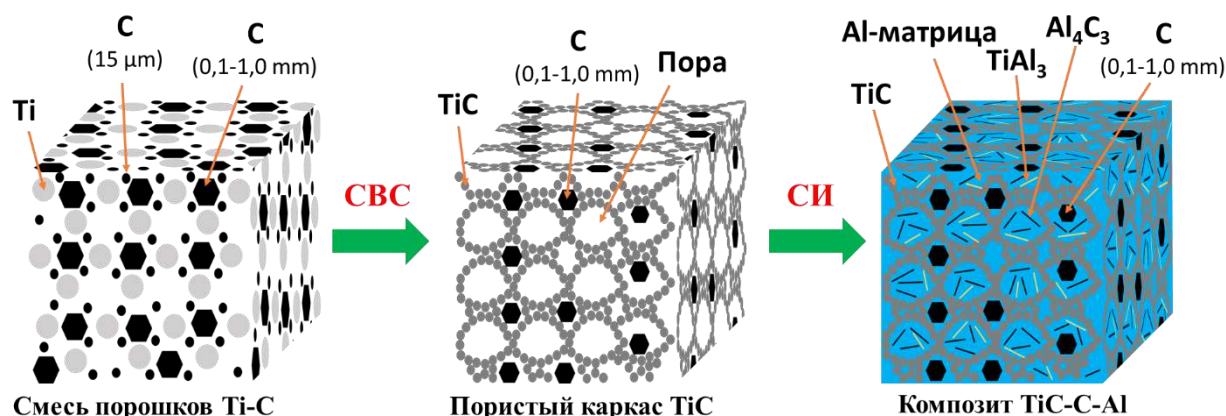
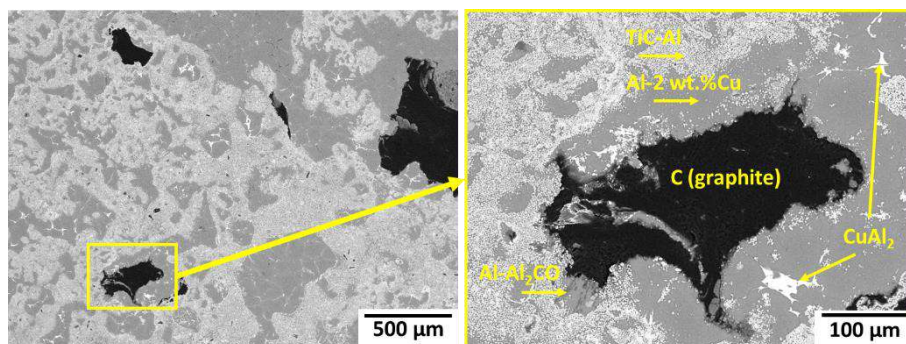
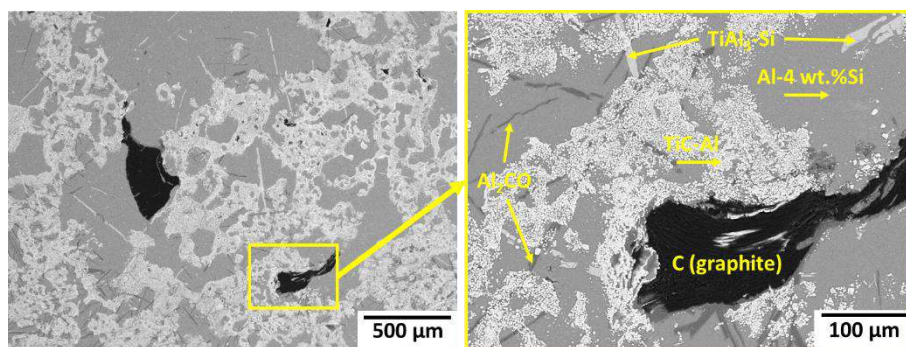


Рис. 1. Схема процесса изготовления гибридного композита TiC-C-Al сочетанием методов СВС и СИ (самопроизвольной инфильтрации) расплава Al

СВС-композиты были получены по двухстадийной технологии: сначала проведён СВС синтез пористых каркасов на основе Ti и C (с избытком графита), затем каркасы пропитывались расплавами алюминиевых сплавов при 900 °C (Рис.1). Полученные материалы имели структуру с двумя взаимопроникающими матрицами: керамической (TiC + графит) и металлической (Al-сплав). Применение сплавов вместо чистого алюминия позволило снизить межфазную химическую активность, уменьшить образование побочных фаз (Al_4C_3 , Al_2CO) и сохранить свободный графит как самосмазывающий компонент.



(a)



(б)

Рис. 2. Микроструктура и основные фазы СВС-композита: (а) - TiC-C-(Al-5%Cu) и (б) - TiC-C-(Al-5%Si)

Согласно данным СЭМ и микрорентгеноспектрального анализа (Рис.2), в композите TiC-C-(Al-5%Cu) наблюдалось равномерное распределение графита и TiC, наличие интерметаллидной фазы CuAl_2 и отсутствие выраженных пор. В случае композита TiC-C-(Al-5%Si) отмечено большее содержание фаз Al_4C_3 и Al_2CO_3 , указывающее на более высокую химическую активность при инфильтрации.

Испытания на сухое трение по схеме pin-on-disk показали, что коэффициенты трения композитов TiC-C-(Al-5%Si) и TiC-C-(Al-5%Cu) снижены на 17% и 34% соответственно по сравнению с композитом на основе чистого Al. Износ стального контртела уменьшился на 21% и 71%, а износ самого композита — в 1,8 и 3,5 раза [2]. Это объясняется синергетическим эффектом от присутствия свободного графита и легирования алюминия.

Прочностные испытания при сжатии выявили увеличение условного предела текучести: для TiC-C-(Al-5%Si) до 191 МПа, а для TiC-C-(Al-5%Cu) до 208 МПа, что в 1,6–2 раза выше значений для соответствующих сплавов. Однако повышение жёсткости сопровождалось снижением пластичности и охрупчиванием, проявляющимся сколом при разрушении.

Таким образом, применение легированных алюминиевых сплавов при инфильтрации СВС-каркасов TiC-C позволяет существенно улучшить трибологические и механические характеристики композитов. Особенно эффективным оказалось использование сплава Al-5%Cu, обеспечившего наилучшее сочетание прочности, износостойкости и пониженного коэффициента трения. Разработанные материалы могут быть рекомендованы для применения в условиях сухого трения при умеренных нагрузках.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, проект № 24-79-10187, <https://rscf.ru/project/24-79-10187>.

Литература

1. Singh N., Belokar R.M., Walia R.S. A Critical Review on Advanced Reinforcements and Base Materials on Hybrid Metal Matrix Composites. *Silicon*. 2022;14:335–58 <https://doi.org/10.1007/s12633-020-00853-z>
2. Умеров Э.Р., Амосов А.П., Латухин Е.И., Качура А.Д., Растегаев И.А., Афанасьев М.А. Структурные, механические и трибологические особенности гибридных композитов TiC-C-Al, изготовленных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в сочетании с самопроизвольной инфильтрацией. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2025;19(2):24–38. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-2-24-38>

ТРЕНИЕ И ИЗНАШИВАНИЕ МОДИФИЦИРОВАННЫХ МДО-ПОКРЫТИЙ

А.А. Хади¹, О.О. Щербакова², Т.И. Муравьева², П.О. Буковский²

¹Московский государственный строительный университет, Москва

²Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва

ayaalnourhadi775@gmail.com

Микродуговое оксидирование (МДО) представляет собой эффективный метод формирования на поверхности алюминиевых сплавов оксидных покрытий, характеризующихся повышенной коррозионной стойкостью, износостойкостью и устойчивостью к воздействию ионизирующего излучения. Однако, данные покрытия демонстрируют относительно высокий коэффициент трения и ограниченную устойчивость к сдвиговым деформациям, что ограничивает их применение в ряде технических областей. Модификация электролита в процессе микродугового оксидирования с использованием различных добавок является перспективным подходом к улучшению эксплуатационных характеристик формируемых покрытий [1]. Значительное число исследований посвящено повышению износостойкости и снижению коэффициента трения МДО-покрытий путем введения в электролит антифрикционных модификаторов. В качестве одного из таких модификаторов рассматривается мелкодисперсный политетрафторэтилен.

Целью данной работы является исследование влияние концентрации полимерного модификатора в электролите на трибологические характеристики МДО-покрытий.

Объектами исследования являлись образцы из марочного алюминиевого сплава Д16 на поверхности которых методом МДО, были сформированы традиционные и модифицированные керамические покрытия. Модификация покрытий заключалась в ведении в состав электролита полимерный модификатор «Форум» + ИПС + Синтанол от 0.5 до 6 г/л. Базовый состав электролита для всех образцов был: 2 г/л КОН + 9 г/л ЖСт. В таблице 1 приведены наименования исследуемых образцов, модификатор электролита и поверхностная шероховатость.

Таблица 1. Исследуемые образцы и их шероховатость

Образец	«Форум» + ИПС + Синтанол, г/л	Ra, мкм	Rz, мкм
№ 1	0.5	0.7 ± 0.05	6.4 ± 0.4
№ 2	1.0	1.1 ± 0.05	11.2 ± 0.9
№ 3	2.0	0.8 ± 0.07	6.2 ± 0.4
№ 4	3.0	0.9 ± 0.12	6.7 ± 0.7
№ 5	6.0	3.6 ± 1.25	30.9 ± 12.9

Для оценки трибологических характеристик МДО-покрытий были проведены испытания на трибометре MFT-5000 (Rtec, США) по схеме «шар-плоскость» в режиме однонаправленного скольжения. В качестве контртела использовался шарик из карбида кремния (SiC) диаметром 10 мм. Параметры испытаний были следующими: постоянная нагрузка 10 Н, скорость скольжения 0.1 м/с, общая длина пути трения 1000 м. Испытание повторялось трижды для усреднения итогового результата.

Для анализа морфологии дорожек трения и пятна контакта контртела использовался оптический профилометр S neox 3D (Sensofar, Испания) с объективом 20X. Микроструктурные исследования образцов проводились на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Quanta 650. Ускоряющее напряжение при проведении СЭМ-анализа составляло 20 кВ.

На рис. 1 приведены результаты коэффициента трения (рис. 1а) и износа (рис. 1б) образцов с МДО-покрытием, демонстрирующие, как влияет добавление модификатора в состав электролита на трибологические свойства.

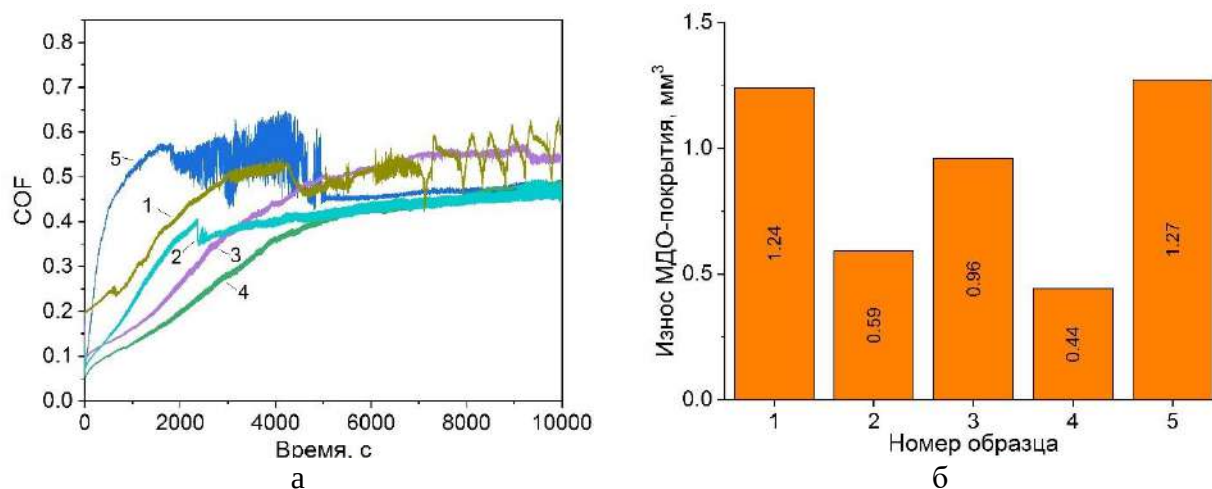


Рис. 1. Зависимость коэффициента трения (а) и объемного износа покрытия (б), где цифрами обозначены номера образцов

Анализ рис. 1а выявил зависимость коэффициента трения от состава электролита. Образец № 4, продемонстрировал наименьший и наиболее стабильный коэффициент трения ($COF = 0.43$), что свидетельствует о его превосходных трибологических характеристиках. В противоположность этому, образец № 1 с минимальной концентрацией модификатора, характеризуется максимальным значением коэффициента трения ($COF = 0.56$). Данные на рис. 1а, демонстрирует разнообразие кривых приработки. Для ряда образцов (№ 2 и 5) наблюдается сокращенный период приработки. Для образцов № 1 и № 5 зафиксированы резкие эпизодические снижения коэффициента трения. Данный феномен можно интерпретировать как результат контакта шарика с модифицирующими компонентами, расположенными на определенной глубине в структуре материала, что приводит к кратковременному, но значительному улучшению трибологических свойств.

На основе экспериментальных данных (рис. 1б) самый низкий износ покрытия показал образец № 4 ($I_v = 0.44 \text{ мм}^3$), а самый высокий наблюдается у образца № 5 ($I_v = 1.27 \text{ мм}^3$). Исходя из полученных данных исследуемые МДО-покрытия являются износостойкими (износ на уровне шероховатости).

На рис. 2 и 3, в качестве примера, показаны СЭМ-изображения исходной (рис. 2) и после испытаний (рис. 3) поверхности образцов № 1 (а) и № 5 (б).

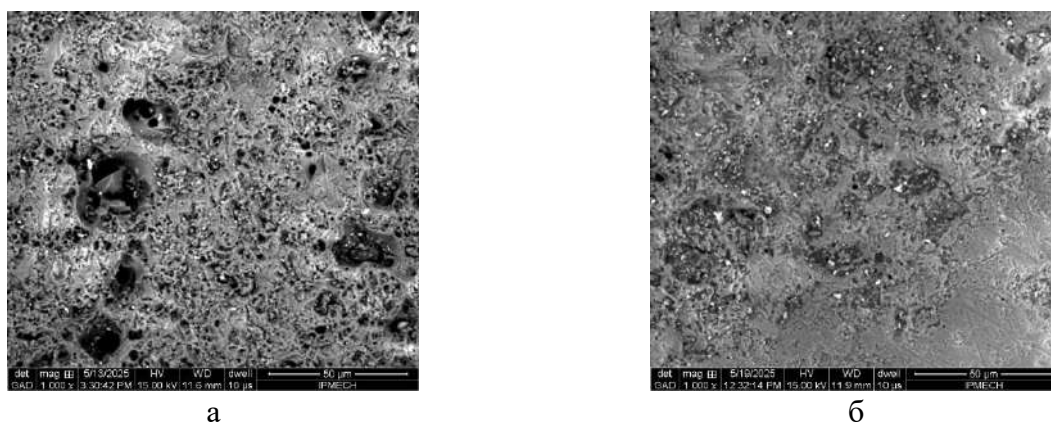


Рис. 2. СЭМ- изображение исходной поверхности образцов с МДО-покрытием: а – образец № 1; б – образец № 5

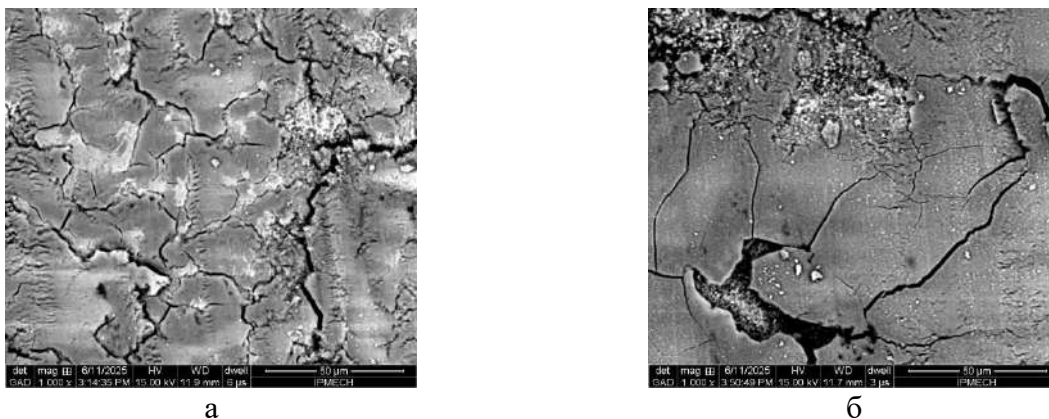


Рис. 3. СЭМ- изображение поверхности образцов с МДО-покрытием после трибологических испытаний: а – образец № 1; б – образец № 5

Анализ рис. 2 и 3, демонстрирует существенные различия в топографии поверхности образцов № 1 и № 5. Исходная поверхность данных образцов характеризуется относительно рыхлой структурой, представленной двумя отчетливо различимыми фракциями – светлой и темной. На СЭМ-изображениях после трения, наблюдаются характерные признаки разрушения. Данные дефекты выражаются в формировании локальных трещин. Вместе с тем, отмечается общее сглаживание поверхности по сравнению с исходным состоянием, что может быть связано с механизмом абразивного износа и/или деформацией материала в процессе трения.

Заключение: Проведенные трибологические испытания МДО-покрытий, модифицированных различными концентрациями «Форум» + ИПС + Синтанол, показали, что введение в состав электролита небольших концентраций модифицирующих добавок приводит к снижению коэффициента трения. Зависимость объемного износа от концентрации добавок имеет нелинейный характер: наблюдается уменьшение при увеличении концентрации до 3 г/л. Следовательно, для данных условий фрикционного контакта существует оптимальная концентрация модификатора, обеспечивающая снижение трения, при этом не приводящая к критическому увеличению пористости покрытия и, как следствие, к повышенному износу.

Благодарности. Работа выполнена по теме государственного задания (№ госрегистрации 124012500437-9).

Литература

1. E. Torskaya, I. Shkalei, A. Morozov, F. Stepanov, V. Malyshev, A. Svistkov // Tribology International. 2025. Vol. 203. P. 110417.

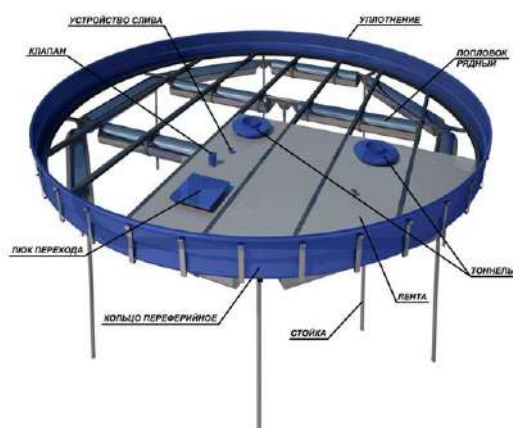
СВАРКА ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ТОНКИХ ЛИСТОВ СПЛАВА АМг3

Н.Ф. Хайретдинов, Д.Б. Кабирова, Р. Ф. Фазлыхметов, М.Ф. Имаев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
nafis@imsp.ru

Для уменьшения потерь легких фракций от испарения широко применяют резервуары с плавающей крышей, которые позволяют сократить потери от испарения на 90-98% [1]. Плавающие крыши удерживаются на поверхности жидких углеводородов благодаря цилиндрическим поплавкам из тонких листов алюминиевых сплавов, которые изготавливают аргонодуговой сваркой. Как показала эксплуатация таких поплавков, их разрушение происходит по сварному шву. В этой связи перспективно разработать технологию изготовления таких поплавков методом сварки трением с перемешиванием (СТП), обеспечивающим более высокие механические свойства соединения.

В данной работе представлены результаты отработки режима СТП листов алюминиевого сплава АМг3 толщиной 1,2 мм. СТП проводили при следующих условиях: скорость вращения 1000 об/мин, скорость сварки 3 – 30 см/мин, осевое усилие 1-5 кН и угол наклона инструмента 2 градуса. Наконечник диаметром 6 мм имел левую резьбу, заплечик инструмента имел два винтовых выступа, а его диаметр составлял 16 мм.



а



б

Рис. 1. Устройство плавающей крыши (а) и поплавков (б).



Рис. 2. СТП листов сплава АМг3 толщиной 1,2 мм. Лицевая и обратная сторона соединения.

Методами световой и растровой электронной микроскопии исследовали поперечные сечения соединений на предмет влияния режимов СТП на глубину сформированного соединения. Выбраны режимы, обеспечивающие получение качественного соединения.

Литература

1. М.Г. Каравайченко, Л.А. Бабин, Р.М. Усманов / Резервуары с плавающими крышами. – М.: Недра, 1992-236 с.

СОВРЕМЕННЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ РАЗВИТИЯ ТЕХНОЛОГИЙ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПОРШНЕЙ ДВС. ТРЕНДЫ И ПЕРСПЕКТИВЫ РЕАЛИЗАЦИИ

Г.Р. Халикова, В.Г. Трифонов

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
Уфимский государственный нефтяной технический университет, г. Уфа
gulnara.r.khalikova@gmail.com*

Одним из магистральных направлений развития современного двигателестроения, в том числе совершенствование двигателя внутреннего сгорания (ДВС), является поиск путей решения увеличения его мощности/производительности, что влечет за собой более высокие требования к механическим свойствам сплавов, из которых изготавливаются самые нагруженные его детали – поршни, работающие в условиях длительных ударных нагрузок при циклических изменениях рабочей температуры. Поршень является многофункциональной деталью ДВС из-за сложности физики процессов, происходящих в камере сгорания и многочисленных режимов его эксплуатации, которые приводят к различным рабочим условиям и соответствующим требованиям, предъявляемым к механическим свойствам сплава для каждой конкретной части его конструкции, в частности, сплав на доннышке должен обладать высокой жаропрочностью, на юбке и в канавках под компрессионные кольца – повышенной износостойкостью, в бобышках – высоким сопротивлением усталостному разрушению. Поэтому проектирование и изготовление поршня является одной из самых сложных и наукоемких направлений в развитии современного машиностроения. На сегодняшний день, основным материалом для изготовления поршней ДВС являются промышленные жаропрочные алюминиевые сплавы, обеспечивающие выгодное сочетание повышенной износостойкости, жаропрочности, усталостной прочности, коррозионной стойкости и теплопроводности при малом весе. Промышленные методы изготовления поршней основываются либо на процессах литья, либо на горячей объемной штамповке. Традиционным подходом в повышении ресурса работы поршня является применение вставок из сплавов Fe-C, которые устанавливаются в алюминиевую заготовку в процессе горячей объемной штамповки или заливаются алюминиевым расплавом, что значительно повышает вес его конструкции. В настоящее время, несмотря на практическое применение и внедрение во многих отраслях промышленности методов изготовления поршней ДВС, поиск решений эффективного повышения его эксплуатационных свойств традиционными подходами обработки исчерпали свои потенциальные технологические возможности, а существующие современные тренды развития науки и техники (например, разработка углерод-углеродных огнеупорных композитов, алюмоматричных композитов и наноструктурированных алюминиевых сплавов в качестве материалов поршней, а также усовершенствование процессов механического легирования, интенсивной пластической деформации, спиннингования расплава, микродугового оксидирования поверхности поршней и т.д.) сопряжены с большими экономическими затратами, неэкологичностью и малой технологической эффективностью.

В работе рассматриваются технологические решения, инновационные подходы и перспективы изготовления поршней ДВС, позволяющие комплексно повысить механические свойства промышленных алюминиевых сплавов, при сочетании высокой жаропрочности, износостойкости и сопротивления усталостному разрушению в тех частях конструкции поршня, где они наиболее актуальны.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА ЭРОЗИЮ ПОВЕРХНОСТИ ВОЛЬФРАМА И ЖЕЛЕЗА ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ИОНАМИ АРГОНА С ЭНЕРГИЕЙ 30 кэВ

Н.Н. Андрианова^{1,2}, А.М. Борисов^{1,2}, Р.Р. Мулюков^{3,4},
М.А. Овчинников¹, Р.Х. Хисамов³

¹Научно-исследовательский институт ядерной физики им. Д.В. Скобельцына, МГУ, Москва

²Московский авиационный институт (НИУ), Москва

³Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

⁴Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа
r.khisamov@mail.ru

Металлы и сплавы с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, благодаря повышенной способности тормозить образование блистеров, волокнистой структуры типа «пух» при облучении ионами гелия, имеют перспективы применения в качестве материалов для стенок обращенных к плазме термоядерных реакторов [1-3]. Вместе с тем, как известно, материал стенок реактора не должен сильно распыляться. В этом отношении влияние УМЗ структуры на эрозию поверхности материалов, планируемых к применению в реакторе, недостаточно изучено. В настоящей работе исследовано влияние УМЗ структуры в вольфраме и железе на эрозию поверхности при ионном облучении.

Материалами для исследований выбраны вольфрам (99.93%) и АРМКО железо (99.9%), которые рассматриваются в качестве основы материала для стенок реактора. УМЗ структуру в образцах металлов со средним размером зерен $d \sim 300$ нм формировали путем интенсивной пластической деформации [4,5]. Ионное облучение проводили на масс-монохроматоре НИИЯФ МГУ [6]. УМЗ образцы с полированной поверхностью облучали нормально падающими ионами аргона с энергией 30 кэВ с дозой облучения $\sim 10^{18} - 10^{19}$ ион/см². Температура образцов во время облучения не превышала 50°C. Морфологию поверхности исследовали с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ). Коэффициент распыления определили путем измерения массы образца до и после облучения с учетом дозы облучения. Для сравнительных исследований использовали образцы с мелко- и крупнозернистой структурой.

В результате ионного облучения с дозой $3 \cdot 10^{18}$ ион/см² на поверхности УМЗ вольфрама и железа сформировалась однородная конусная морфология с концентрацией ионно-индуцированных конусов $\sim 10^8 - 10^9$ см⁻², высотой и периодичностью расположения по поверхности $\sim$ сотни нм (Рис.1). При повторных облучениях до дозы $1.5 \cdot 10^{19}$ ион/см² форма конусной морфологии на поверхности УМЗ металлов сохранялась. Соответственно, при дозах облучения от 10^{18} ион/см² и выше на поверхности УМЗ вольфрама и железа формировалась квазистационарная однородная конусная морфология.

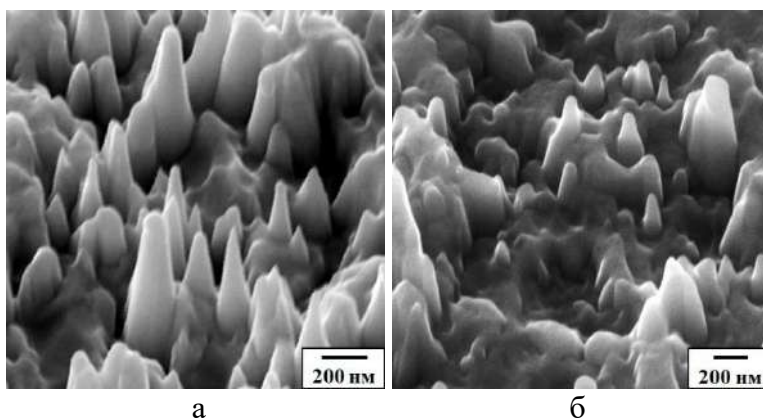


Рис. 1. РЭМ изображения поверхности ультрамелкозернистого вольфрама (а) и железа (б) после облучения ионами аргона с энергией 30 кэВ

При облучении мелкозернистого образца вольфрама со средним размером зерен $d \approx 7$ мкм с дозой от $3 \cdot 10^{18}$ до $9 \cdot 10^{18}$ ион/см² на поверхности развился сложный рельеф с перепадом высот между зернами сравнимый с размером зерен d (Рис.2а). Некоторые зерна имели гладкую морфологию, на других зернах образовались ямки травления, террасы. На наиболее протравленных зернах, а также на уступах между зернами сформировались скопления ионно-индуцированных конусов.

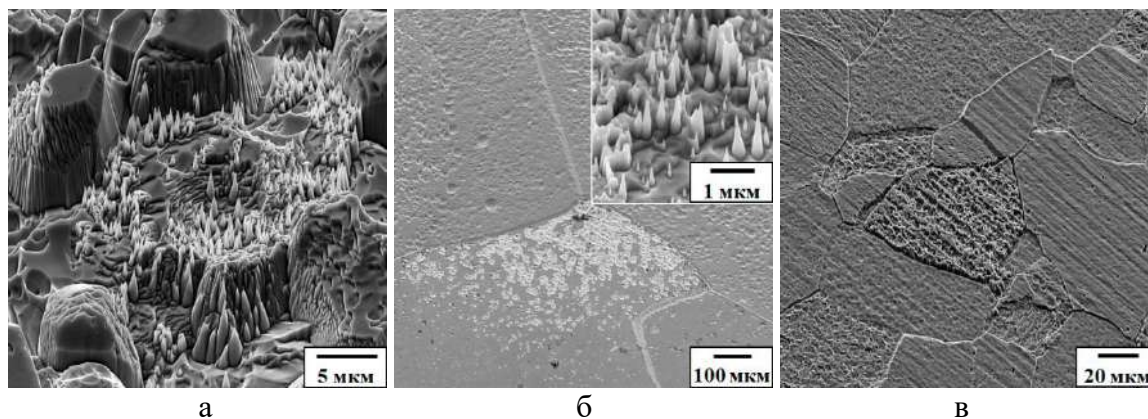


Рис. 2. РЭМ изображения поверхности мелкозернистого (а) и крупнозернистого (б) вольфрама и крупнозернистого железа (в) после облучения ионами аргона с энергией 30 кэВ

Облучение крупнозернистого вольфрама с размером зерен ≈ 500 мкм при дозе $1 \cdot 10^{19}$ ион/см² (Рис.2б) и крупнозернистого железа со средним размером $d \approx 40$ мкм при дозе $3 \cdot 10^{18}$ ион/см² (Рис.2в) также привело развитию перепада высот между зернами. На большинстве зернах образовались ямки травления. Имелись также и такие зерна, на которых развились ямки травления с ионно-индуцированными конусами внутри них (Рис.2б).

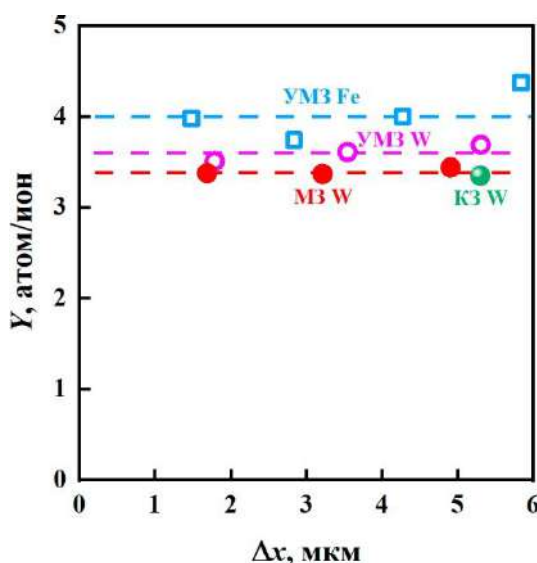


Рис.3. Зависимость коэффициента распыления Y от толщины распыленного слоя Δx для образцов вольфрама и железа с различной микроструктурой при облучении ионами аргона с энергией 30 кэВ

На рисунке 3 представлена зависимость коэффициента распыления Y от толщины распыленного слоя Δx для образцов вольфрама и железа с различной микроструктурой при облучении ионами аргона с энергией 30 кэВ. Измерение коэффициента Y проводили следующим образом: образцы с полированной поверхностью облучали с дозой $3 \cdot 10^{18}$ ион/см², определяли коэффициент Y и толщину распыленного слоя Δx . При такой дозе облучения на поверхности уже формировалась некоторая ионно-индуцированная морфология в соответствии с микроструктурой образцов (Рис. 1,2). Затем эти же образцы с такими морфологиями поверхности снова облучали по несколько разкратно дозе $3 \cdot 10^{18}$ ион/см²

вплоть до дозы $1.5 \cdot 10^{19}$ ион/см². Измерения коэффициента распыления показали, что значение Y в последовательных циклах облучения практически одно и то же для образцов как при облучении изначально полированной поверхности, так и с последующей ионно-индуцированной морфологией. Кроме этого, на коэффициент распыления Y слабо влияло существенное различие в ионно-индуцированной морфологии поверхности, размере зерен d ультра-, мелко- и крупнозернистых образцов.

Таблица 1. Коэффициенты распыления вольфрама и железа с различным размером зерен при облучении ионами аргона с энергией 30 кэВ

Металл	Средний размер зерен d , мкм	Коэффициент распыления Y , ат./ион
УМЗ вольфрам	0.3	3.6 ± 0.2
МЗ вольфрам	7	3.4 ± 0.1
КЗ вольфрам	≈ 500	3.4 ± 0.1
УМЗ железо	0.3	4.0 ± 0.4

Формирование квазистационарной конусной морфологии на поверхности УМЗ образцов можно связать с размером зерен d в них. Так, для УМЗ вольфрама уже при дозе облучения $3 \cdot 10^{18}$ ион/см² толщина распыленного слоя Δx составляет более 1 мкм, что превышает средний размер зерен в образце (табл.1). Соответственно, при дозе $3 \cdot 10^{18}$ ион/см² на УМЗ образце формируется квазистационарная конусная морфология, которая не изменяется с увеличением дозы облучения. Для мелкозернистого вольфрама со средним размером $d \sim 7$ мкм, доза облучения $9 \cdot 10^{18}$ ион/см² с толщиной распыленного слоя около 5 мкм недостаточна для формирования квазистационарной конусной морфологии. Можно ожидать, что увеличение дозы и, соответственно, толщины распыленного слоя также приведет к формированию квазистационарной конусной морфологии на мелко- или крупнозернистом вольфраме и железе, подобно тому, как это получилось для мелкозернистой меди [7,8].

Благодарности. Работа Н.Н. Андриановой, А.М. Борисова, М.А. Овчинникова выполнена в рамках государственного задания МГУ им. М.В. Ломоносова. Работа Р.Р. Мулюкова, Р.Х. Хисамова выполнена в рамках государственного задания Института проблем сверхпластичности металлов РАН. Электронно-микроскопические исследования проведены на оборудовании ЦКП “Структурные и физико-механические исследования материалов” ИПСМ РАН. В работе использовалось оборудование ЦКП “Ускорительный комплекс МГУ”.

Литература

1. O. El-Atwani, S. Gonderman, M. Efe et al. // Nucl. Fusion. 2014. V. 54 083013
2. Z. Chen, L-L. Niu, Z. Wang, L. Tian, L. Kecskes et al. // Acta Materialia. 2018. V. 147. P. 100.
3. R.Kh. Khisamov, N.N. Andrianova, A.M. Borisov, M.A. Ovchinnikov, I.I. Musabirov, R.R. Timiryayev, R.R. Mulyukov // Phys Atom. Nucl. 2025. V. 87. P. 1493.
4. A.A. Nazarov, R.R. Mulyukov. Nanostructured Materials. In: Handbook of NanoScience. Engineering and Technology. CRC Press, Boca Raton, 2002. P. 22-1-22-41.
5. R.Kh. Khisamov, N.N. Andrianova, A.M. Borisov, M.A. Ovchinnikov, R.R. Mulyukov // J. Surf. Investig. 2025. V. 19. P. 179.
6. <http://beam.sinp.msu.ru/>
7. N.N. Andrianova, A.M. Borisov, M.A. Ovchinnikov, R.Kh. Khisamov, R.R. Mulyukov // J. Surf. Investig. 2024. V. 18. P. 305.
8. N.N. Andrianova, A.M. Borisov, M.A. Ovchinnikov, R.Kh. Khisamov, R.R. Mulyukov // Bull. Russ. Acad. Sci. Phys. 2024. V. 88. P. 478.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТАРЕНИЯ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В СПЛАВАХ Cu-Zr, Cu-Cr и Cu-Cr-Zr С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННОЙ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ

**И.В. Хомская¹, В.И. Зельдович¹, Д.Н. Абдуллина¹, Н.Н. Реснина²,
Е.В. Шорохов³**

¹ *Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург*

² *Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург*

³ *Российский Федеральный Ядерный Центр –Всероссийский научно-исследовательский институт имени академика Е.И. Забабахина, Снежинск
khomskaya@imp.uran.ru*

Исследованы структурные изменения и фазовые превращения при нагреве дисперсионно-твердеющих сплавов Cu-0,06%Zr, Cu-0,14%Cr-0,04%Zr, Cu-0,21%Cr-0,20%Zr и Cu-0,22%Cr, (% мас.) с использованием методов просвечивающей электронной микроскопии и дифференциальной сканирующей калориметрии. В исходном состоянии сплавы имели крупнокристаллическую (КК) структуру с размером зерна 200-300 мкм, полученную закалкой от 1000°C. Для формирования неравновесной субмикрокристаллической (СМК) структуры с размером зерна 0,2-1,0 мкм использовали высокоскоростную ($\sim 10^5 \text{ с}^{-1}$) деформацию методом динамического канально-углового прессования (ДКУП) в 3-4 прохода. Установлено, что выделение при распаде пересыщенного α -твердого раствора наноразмерных фаз Cr и Cu₅Zr по-разному влияет на процесс рекристаллизации исследованных сплавов с СМК структурой, полученной ДКУП.

Показано, что фаза Cu₅Zr выделяется в сплавах Cu-Zr и Cu-Cr-Zr, подвергнутых ДКУП, преимущественно гетерогенно. Наноразмерные частицы Cu₅Zr закрепляют дислокации и границы субзерен, препятствуя образованию центров рекристаллизации. Рекристаллизация начинается при температурах 550-600°C. На примере сплавов Cu-0,06%Zr и Cu-0,14%Cr-0,04%Zr показано, что процесс распада с выделением гетерогенных частиц Cu₅Zr происходит при более низкой температуре, чем их гомогенное выделение как в деформированном СМК состоянии, так и в закаленном КК. Размер частиц Cu₅Zr, выделившихся в СМК состоянии, на порядок меньше, чем в КК. Отмечено, что температуры выделения фазы Cu₅Zr по данным калориметрических измерений заметно ниже, чем температуры нагрева, при которых наночастицы Cu₅Zr наблюдали при электронно-микроскопическом исследовании. По-видимому, эффекты тепловыделения отвечают ранним стадиям распада, в то время как наблюдение наночастиц Cu₅Zr возможно только при достижении ими определенного размера.

На примере сплавов Cu-0,22%Cr и Cu-0,21%Cr-0,20%Zr с СМК структурой, полученной ДКУП, определено, что частицы Cr выделяются гомогенно и не влияют на образование центров рекристаллизации. Рекристаллизация в сплаве Cu-0,22%Cr, подвергнутом ДКУП, начинается при 300-400°C и растянута на широкий интервал температур. Частицы Cr тормозят миграцию большеугловых границ, и тем самым замедляют рост рекристаллизованных зерен. Показано, что распад пересыщенного твердого раствора с выделением гетерогенных частиц Cu₅Zr в Cu-Cr-Zr сплавах с СМК структурой, полученной ДКУП, начинается при более низкой температуре, чем гомогенное выделение частиц Cr и задерживает процесс рекристаллизации.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН (тема «Структура» № 122021000033-2).

ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ТЕРМООБРАБОТКИ НА ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКУЮ АКТИВНОСТЬ НАНОМАТЕРИАЛОВ TiO_2 , ДОПИРОВАННЫХ Sn И S

Н.В. Чиркунова^{1,2}, М.В. Дорогов¹

¹Университет ИТМО, Санкт-Петербург

²Тольяттинский государственный университет, Тольятти
natchv@yandex.ru

Диоксид титана находит применение в создании газовых сенсоров, фотоэлектродов и фотокатализаторов, используемых для разложения различных органических и неорганических токсичных соединений [1, 2]. Однако эффективность фотокаталитических реакций ограничена высокой скоростью рекомбинации фотоиндуцированных электронно-дырочных пар, образующихся в фотокаталитических процессах, и способностью фотокатализаторов поглощать видимый свет [3]. Для улучшения спектральной чувствительности TiO_2 широко применяют допирование диоксида титана ионами металлов или неметаллов. Как правило, комбинированное допирование дает лучший результат по сравнению с введением отдельных добавок [4]. Увеличение фотокаталитической активности допированных образцов в видимом диапазоне связано с уменьшением ширины запрещенной зоны за счёт появления дополнительных энергетических уровней и внутренних дефектов, таких как кислородные вакансии и межузельные ионы. Кроме того, фотокаталитическую активность можно повысить с помощью связанных полупроводниковых частиц, особенно системы $\text{SnO}_2/\text{TiO}_2$. Отмечено, что замещение Sn(IV) на Ti(IV) в рутиле TiO_2 многократно увеличивает фотокаталитическую активность порошков оксида титана при деградации ацетона. В работе [5] авторы объясняют данный эффект за счет подавления процесса рекомбинации путем соединения двух различных полупроводников с разными уровнями Ферми, т.е. добавление SnO_2 к TiO_2 обеспечивает более эффективное разделение фотогенерированных пар. В природе встречаются кристаллы TiO_2 с тетрагональной (анатаз, рутил) и ромбической сингонией (брукит). При нагревании и анатаз, и брукит необратимо превращаются в рутил (температуры перехода соответственно 400–1000 °C и около 750 °C). Достаточно большое число публикаций посвящено фотокаталитической активности диоксида титана в анатазной модификации. В то же время, в ряде работ отмечается повышенная фотокаталитическая активность материала, в котором присутствуют одновременно две или три фазы диоксида титана: аморфная, анатазная и рутильная. Объяснение этому эффекту дается на основании увеличения величины потенциала пространственного заряда, который создается при контакте двух фаз, и благодаря присутствию локализованных электронных состояний аморфной фазы [6, 7].

Для термогравиметрии и дифференциального термического анализа (ТГ/ДТА) в настоящей работе использовали Shimadzu DTG-60H. Образцы смесей TiO_2 и SnSO_4 с концентрациями допанта S и Sn 1, 2, 3, 4, 5 ат.% нагревали в платиновых тиглях в диапазоне 25–1000 °C с постоянной скоростью 10 °C/мин при потоке воздуха 35 мл/мин. Применяли методы точного определения на термограммах небольших изменений температуры путем снятия первой производной кривой термогравиметрического анализа (ДТГ) или кривой дифференциального термического анализа (ДДТА). Химический состав допированных нанопорошков TiO_2 определяли методом энергодисперсионного рентгенофлуоресцентного анализа (EDX-8000, Shimadzu). Морфологию допированных наночастиц TiO_2 изучали с помощью полевой эмиссионной сканирующей электронной микроскопии (MIRA-3, Tescan). Фазовый состав определяли методом рентгеновской дифракции на дифрактометре XRD-6000 в $\text{CuK}\alpha$ излучении в геометрии Брегга-Брентано.

Как видно из данных, представленных на рис. 1, с ростом температуры масса образцов, допированных оловом и серой, уменьшается, что сопровождается тепловыми эффектами. При

термообработке на воздухе наблюдается значительная потеря массы образца в диапазоне температур 360–517 °С.

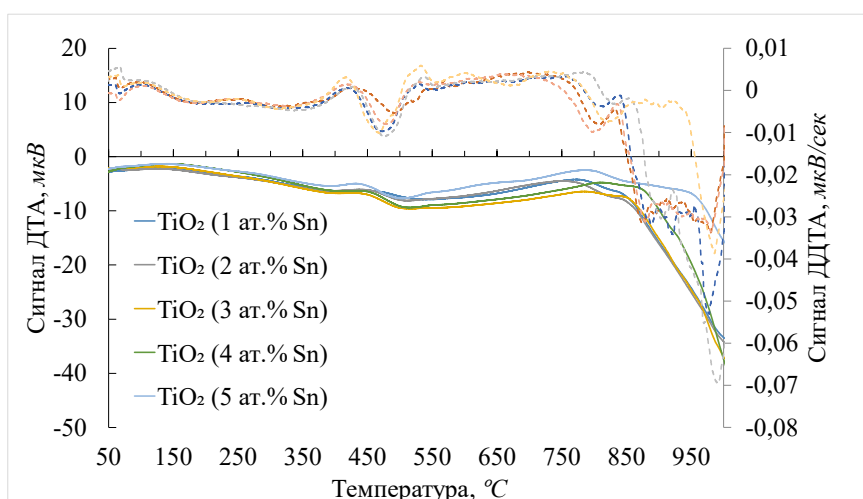


Рис. 1. Кривые ДТА (сплошная), ДДТА (пунктирная) исследуемых образцов, характеризующие термическую информацию

Наблюдаемое изменение массы связано с процессом термического разложения SnSO_4 , сопровождаемым выделением газообразного компонента SO_2 , о чем свидетельствует уменьшение массы на кривой ТГ и эндотермический характер пика кривой ДТА. Последующий второй пик связан с кристаллизацией оксида олова из аморфного состояния. Третий пик ДТА лежит в области ~ 800 °С и соответствует экзотермическому превращению анатаз–рутил.

Нами была определена температура отжига 450 °С для предварительно подготовленных смесей TiO_2 и SnSO_4 и время отжига 4 часа и более. Полученные образцы были изучены с помощью сканирующей электронной микроскопии. Все исследованные образцы представляют собой порошки сферических наночастиц диоксида титана. Средний размер наночастиц не сильно изменяется в процессе допирования, а конечный диаметр не превышает 100 нм.

Порошковый рентгенофазовый анализ показывает, что все образцы состоят из тетрагональной формы TiO_2 с содержанием фазы анатаза порядка 88% и рутила около 12%. А содержание тетрагональной формы SnO_2 зависит от условий синтеза (содержания допанта). По результатам исследования фазового и элементного состава отмечается изменение стехиометрического состава образцов. При этом у образца с содержанием Sn 5 ат.% наблюдался избыток катионов, что может быть следствием образования кислородных вакансий, которые увеличивают фотокаталитическую активность материала, которая была отмечена ранее у синтезированных образцов в наших работах [8].

Т.о. нами были исследованы теплофизические процессы допирования и влияние фазового состава на фотокаталитическую активность наночастиц диоксида титана, содопированных оловом и серой. В процессе отжига при легировании можно выделить термохимические реакции, сопровождающиеся потерей массы при нагревании в диапазоне температур 360–517 °С с двумя пиками, связанными с разложением SnSO_4 до оксида олова и последующей кристаллизацией оксида олова из аморфного состояния. Рентгеноструктурный анализ показал, что исходный диоксид титана представляет собой смесь анатазной и рутильной фаз в соотношении, близком к 9:1. Механическое допирование диоксида титана не приводит к существенным изменениям размера частиц порошка диоксида титана.

Работа выполнена в рамках государственного задания (проект FSER-2025-0005).

Литература

1. X. Chen, S.S. Mao // Chemical Reviews. 2007. Vol. 107. no. 7. pp. 2891–2959.
2. X. Kang, S. Liu, Z. Dai, Y. He, X. Song, Zh. Tan // Catalysts. 2019. Vol. 9(2). P. 191 (32).
3. J.-M. Herrmann // Appl. Catal. B Environ. 2010. Vol. 99(3-4). Pp. 461-468.
4. S.M. Gupta, M. Tripathi // Chinese Sci. Bull. 2011. Vol. 56(16). Pp. 1639-1657.
5. B. Xin, D. Ding, Y. Gao, X. Jin, H. Fu, P. Wang // Applied Surface Science. 2009. Vol. 255. Pp. 5896-5901.
6. D.R. Eddy *et al.* // Nanomaterials. 2023. Vol. 13. P. 704.
7. Е.А. Соснов, А.Ю. Шевкина, А.А. Малков, А.А. Малыгин // Журнал физической химии. 2022. Том 96. № 1. С. 116–126.
8. N.V. Chirkunova, M.V. Dorogov, A.E. Romanov // Technical Physics Letters. 2023. Vol. 49. No. 6. Pp. 5–7.

АМФИФИЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ЧАСТИЧНО ОКИСЛЕННОГО ГРАФЕНА В ТЕХНОЛОГИЯХ ПОВЫШЕНИЯ НЕФТЕОТДАЧИ

Р.Ф. Сафаргалиев ², Ю.В. Пахаруков ², Ф.К. Шабиев ¹, А. С. Чупров²

¹Тюменский государственный университет, Тюмень

²Тюменский индустриальный университет, Тюмень

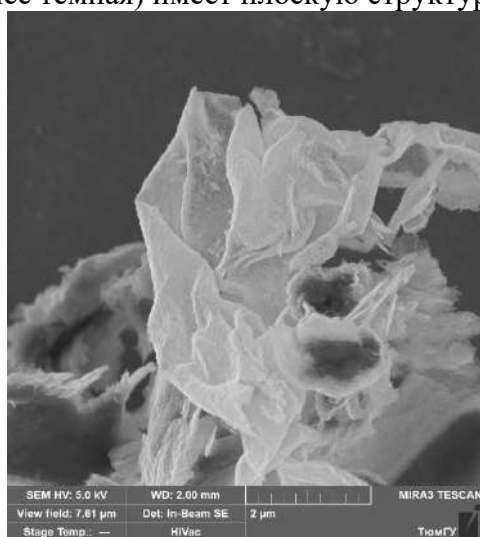
Ruslan.safargaliev@mail.ru

Частично окисленный графен (ЧОГ) — это промежуточная форма между чистым графеном и оксидом графена (ОГ) [1]. Частично окисленный графен характеризуется наличием определенного количества кислородсодержащих функциональных групп на поверхности графена. Структура ЧОГ состоит из двух областей размером от 2 до 10 нм: «окисленные» домены, богатые кислородными группами, и неокисленные или «графеновые» домены, сохранившие структуру исходного графена [2].

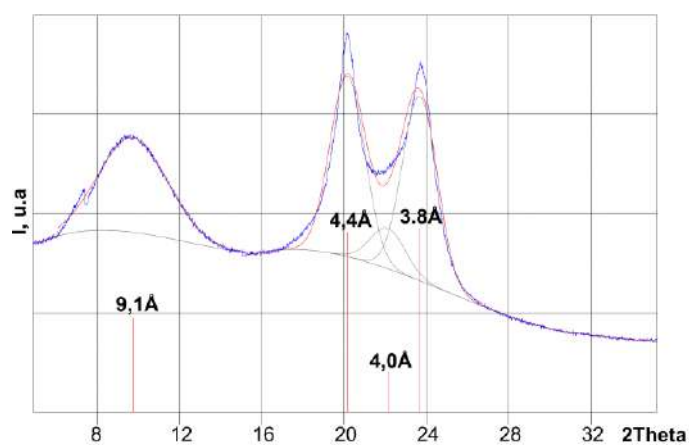
Амфифильные свойства ЧОГ хорошо применяются в технологиях повышения нефтеотдачи [3-5]. В работах [5,6] раскрывается механизм увеличения доли извлекаемой нефти, связанный с самоорганизацией графеновых чешуек границе углеводород – вода [6]. Однако, возникает ряд трудностей в использовании данной технологии для коллекторов малой проницаемости, поскольку происходит кальматация [4]. На первый взгляд очевидным ответом может быть размер чешуйки графена, однако кальматация происходит и в высокопроницаемых коллекторах, и при уменьшении среднего размера частиц графена. Такое поведение может быть связано со стремительным ростом вязкости нефти при попадании незначительных концентраций частиц графена [7]. Задачей данной работы является синтез частиц многослойного графена, окисленного по краям. Такое краевое окисление способно сохранить большую часть листа с идеально гладкой поверхностью, что приводит к снижению вязкости нефти [8].

Синтез ЧОГ по краям осуществлялся гидротермальным способом по методике, описанной в работе [9].

На рисунке 1 приведены СЭМ изображения, окисленного по краям многослойного графенового листа и полностью окисленного графена. Как можно видеть окисленная часть имеет так называемую «помятую» структуру. Не окисленная часть (на СЭМ изображении более темная) имеет плоскую структуру.



а)



б)

Рис. 1. Анализ структуры ЧОГ по краям: СЭМ изображение (а), дифрактограмма углеродного материала (б)

По результатам рентгеновской дифракции, видно, что в углеродном материале содержатся и полностью окисленный графен пик которого находится на 10 двойных градусах (рис. б) и расщепленный графен и отсутствует типичное для графита 26 двойных градусов, соответствующий межплоскостному расстоянию в 3.4 Å.

Итак, получен материал, содержащий как полностью окисленные структуры ОГ так и ЧОГ по краям.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ...

Литература

1. Z. Mutlu, I. Ruiz, R. J. Wu, R. Ionescu, S. Shahrezaei, S. Temiz, C. S. Ozkan // RSC Advances. 2017. V.7. № 51. – P. 32209-32215.
2. Кулакова И. И., Лисичкин Г. В. // Журнал общей химии. 2020. Т. 90. №. 10. С. 1601-1626.
3. Пахаруков Ю.В., Шабиев Ф.К., Сафаргалиев Р.Ф. Вытеснение нефти из пористой среды с использованием графитовой суспензии. Письма в ЖТФ, 2018, Т.44, № 4, С.3-8.
4. Пахаруков Ю.В., Шабиев Ф.К., Григорьев Б. В., Сафаргалиев Р.Ф., Поточняк И. Р. // ПМТФ, 2019, Т.60, № 1, С.37-40.
5. Пахаруков Ю. В., Шабиев Ф.К., Мавринский В. В., Сафаргалиев Р. Ф., // Письма в ЖЭТФ, 2019. Т.109, №.9, С.634-638.
6. Pakharukov, Y.V., Shabiev, F.K., Safargaliev, R.F., Volkova, S.S. // Colloids and Interface Science Communications. 2021. V. 42 P. 100431
7. Yuri Pakharukov, Farid Shabiev, Ruslan Safargaliev, Victor Mavrinskii, Sergei Vasiljev, Boris Ezdin, Boris Grigoriev, Ruslan Salihov. // Journal of Molecular Liquids. 2022, V.361, P. 119551,
8. Imran Ali, Yu.V. Pakharukov, F.K. Shabiev, E.V. Galunin, R.F. Safargaliev, S.A. Vasiljev, B.S. Ezdin, A.E. Burakov, Zeid A. ALOthman, Mika Sillanpää, // Journal of Molecular Liquids. 2023. V. 390. P. 122954.
9. Е.А. Беленков, Ф.К. Шабиев. // Письма о материалах. 2015. Т.5. №4. С.459-462.

АНАЛИЗ ТЕМПЕРАТУР, ЭНЕРГИЙ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ TiNi ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ

А.А. Чуракова^{1,2}, Э.И. Исхакова^{1,2}, Е.В. Воробьев¹

¹*Институт физики молекул и кристаллов – обособленное структурное подразделение
Уфимского федерального исследовательского центра РАН, Уфа*

²*Уфимский университет науки и технологий, Уфа
churakovaa_a@mail.ru*

Сплавы TiNi выделяются как наиболее успешные материалы с эффектом памяти формы благодаря своим уникальным функциональным характеристикам, что делает их особенно привлекательными для широкого спектра применений, включая тепловые и механические приводы, а также биомедицинские технологии. Кроме того, их отличительные свойства, такие как высокая пластичность, стойкость к коррозии и усталости, а также выдающаяся демпфирующая способность, значительная прочность и ударная вязкость, способствовали их внедрению в различные коммерческие сферы и промышленные области. Сплав TiNi представляет собой один из наиболее значимых материалов с памятью формы, обладающий уникальными механическими свойствами и способностью к мартенситному переходу. Эти характеристики делают TiNi незаменимым в различных областях, включая медицину, аэрокосмическую промышленность и гражданское строительство. Эффект памяти формы, проявляющийся в способности материала возвращаться в исходное состояние после деформации, а также сверхэластичность, заключающаяся в деформации до значительных размеров, но при этом возвращении в исходное состояние без повреждений, обусловлены сложными структурными изменениями, происходящими на атомном уровне при изменении температуры. Почти эквивалентные сплавы NiTi с эффектом памяти формы (SMA) демонстрируют несколько уникальных свойств, связанных с термоупругим мартенситным превращением между высокотемпературной аустенитной фазой (упорядоченная кубическая структура B2) и низкотемпературной мартенситной фазой (моноклинная структура B19'). При охлаждении эквивалентный сплав TiNi проходит фазовый переход первого рода между кубической фазой аустенита (B2) и моноклинной фазой мартенсита (B19'), что связано с релаксацией моноклинного угла и развитием вложенных областей поверхности Ферми. В последние годы исследования в области TiNi сплавов сосредоточены на понимании механизмов, лежащих в основе их свойств. Эти исследования подчеркивают сложность и многообразие фазовых изменений, происходящих в TiNi, и открывают новые возможности для применения этого материала в различных технологиях.

Исследуемый сплав Ti_{50,2}Ni_{49,8} обладает в высокотемпературном аустенитном состоянии атомно-упорядоченной структурой B2. Мартенситная фаза B19' имеет моноклинно-искаженную орторомбическую (моноклинную) элементарную ячейку с параметрами при комнатной температуре, близкими к $a=0,289$ нм, $b=0,412$ нм, $c=0,462$ нм, $\beta=97^\circ$. Сплав Ti_{50,2}Ni_{49,8} был подвергнут гомогенизирующему отжигу при температуре 850 °C в печи Nabertherm в течение 1 часа, градиент температур которой не превосходит $\pm 2^\circ\text{C}$, с последующей быстрой закалкой в воду. Состояние, которое получили после такой обработки было взято в качестве исходного крупнозернистого. Для проведения равноканального углового прессования был применен маршрут Bc со скоростью 10 мм/сек, угол пересечения каналов составил 120°, температура оснастки 450 °C, 3 цикла. Термоциклирование сплава в различных структурных состояниях реализовывалось путем последовательного погружения образцов в жидкий азот (-196°C), с последующим нагревом до температуры 180°C, что заведомо ниже и выше температур M_k прямого и A_k обратного мартенситного превращения. Число термоциклов «нагрев – охлаждение» составило от 0 до 100. Время выдержки при температурах нагрева и охлаждения равнялось 7 мин для обеспечения полного нагрева и 3 минуты для охлаждения образцов. Анализ сплава проводился на дифрактометре Bruker D2

Phaser при комнатной температуре в диапазоне углов $2\theta = 30 - 120^\circ$ для определения фазового состава и определения угловых координат рентгеновских линий и параметров решетки B19' мартенсита. Ширину рентгеновских линий B19'-мартенсита мерили на половине высоты рентгеновского пика на дифрактограммах в различных состояниях. В ходе исследования калориметрическое тестирование материала реализовывалось на дифференциальном сканирующем калориметре высокой чувствительности Netzsch DSC 204 F1 Phoenix на образцах массой до 50 мг (диаметром 3,5 мм, толщиной 0,5-0,7 мм), изменение теплового потока исследовали при охлаждении и нагреве в интервале температур от -196° до 150°C со скоростью $20^\circ\text{C}/\text{мин}$. Температуры начала (M_n и A_n) и окончания (M_k и A_k), энергию – как площадь под калориметрическим пиком ДСК.

Проведя анализ структуры сплава $\text{Ti}_{50,2}\text{Ni}_{49,8}$ методом рентгеноструктурного анализа после закалки при выдержке в печи при температуре $T=850^\circ\text{C}$ течение часа с последующим быстрым охлаждением в воде (крупнозернистое состояние) с различными циклами $n = 0, 5, 10, 20, 50, 100$ можно заметить, что преобладает мартенситная фаза B19'. Максимальная интенсивность наблюдается при $n=5$ на пике соответствующем $41.08^\circ \{11-1\}$ B19'. Минимальная интенсивность среди всех циклов оказалась после двадцати циклов термоциклирования. Рассматривая рентгенограммы после различных циклов, можно сделать вывод о том, что не наблюдается сильного смещения пиков по углам, однако меняется их интенсивность при почти одинаковых значениях углов. В случае ультрамелкозернистого состояния максимальная интенсивность, наблюдается при 20 циклах на угле 45.01° , соответствующий $\{111\}$ B19'. Пиков B2 не наблюдается, что говорит об отсутствии частичного деформационно-индуцированного фазового превращения. Исследования сплава в УМЗ состоянии существенных различий после термоциклирования не выявили, рентгенограммы представлены пиками от плоскостей B19' фазы различной интенсивности. На кривых ДСК в КЗ состоянии можно наблюдать пики, которые соответствуют прямому и обратному мартенситному превращению. Можно наблюдать по картинам, что превращения идут в положительных температурах, в результате ТЦ с увеличением количества термоциклов от 0 до 100 происходит смещение температур мартенситных превращений: в случае температур прямого превращения в область более высоких температур, а температуры обратного превращения понижаются при увеличении количества термоциклов. Наибольшие колебания наблюдаются на первых 50 циклах термоциклирования. Графики изменения температур и энергий представлен на рис. 1.

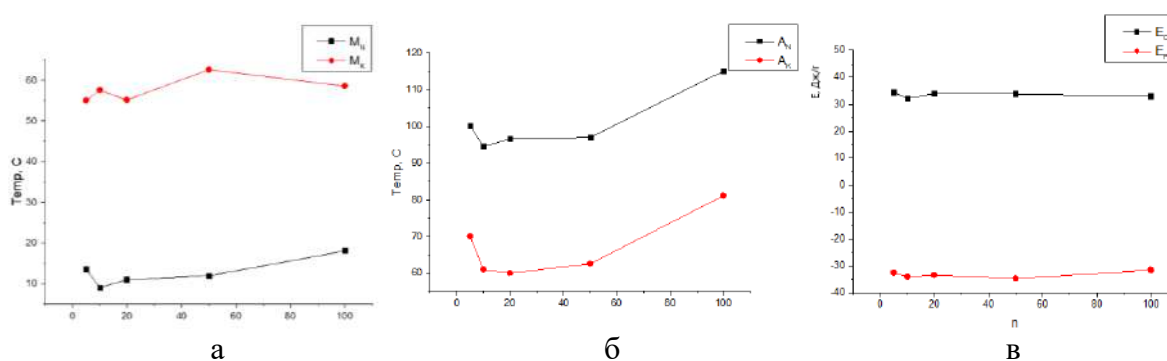


Рис. 1. Графики зависимости температур прямого (а), обратного (б) превращения и энергий превращения (в) от количества термоциклов в крупнозернистом состоянии

В случае ультрамелкозернистого состояния превращения протекают также при положительных температурах, но стоит отметить, что существенного изменения температур превращений не наблюдается (рис. 2).

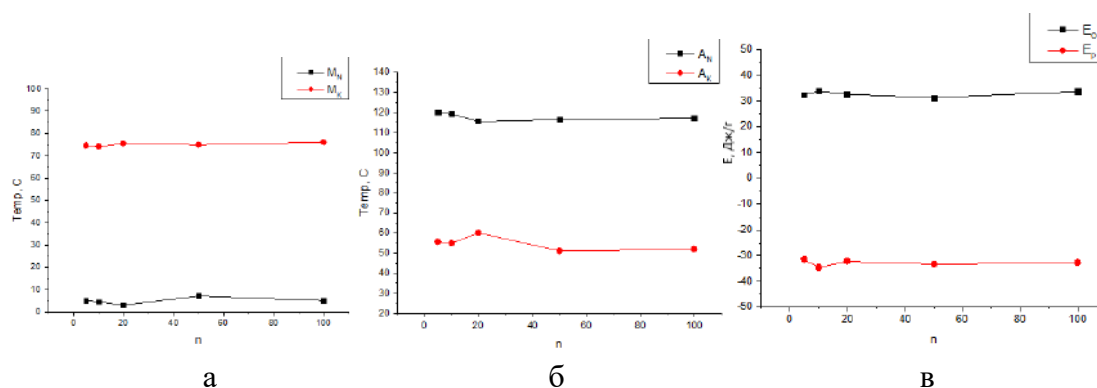


Рис. 2. Графики зависимости температур прямого (а), обратного (б) превращения и энергий превращения (в) от количества термоциклов в ультрамелкозернистом состоянии

Согласно анализу, микротвердость образцов возрастает с увеличением циклов термоциклирования. В ультрамелкозернистом состоянии значения выше, чем в случае крупнозернистого состояния. Анализ данных механических испытаний на растяжение образцов позволяет сделать следующие выводы: с увеличением количества термоциклов наблюдается увеличение предела прочности и предела текучести в КЗ и УМЗ состояниях, однако предел прочности, в целом, меняется незначительно.

БЕЗРЕАГЕНТНАЯ ОБРАБОТКА ВОДЫ В СИСТЕМАХ ВОДОСНАБЖЕНИЯ

Ю.П. Скакунов¹, М.Б. Шавелкина², К.Д. Ефремов³, М.А. Шавелкин^{2,4},
А. Ю. Скакунов⁵

¹ООО Трансоник плазма системс, Москва

²Объединенный институт высоких температур РАН, Москва

³ООО ИНПК Российские энергетические технологии, Москва

⁴Московский энергетический институт, Москва

⁵АО ЦТК-ЕВРО, Москва

mshavelkina@gmail.com

Целью данной работы является исследование влияния трансзвуковой плазменной системы на разложение микроорганизмов в воде до получения питьевой воды по санитарно-химическим показателям СанПиН 2.1.4.1175-02. В основе метода лежит формирование высокоскоростного двухфазного потока с двойным переходом через звуковой барьер с генерацией плазмы в зоне сверхзвукового потока (рисунок 1). Формирование сверхзвукового потока происходит за счет образования двухфазной газожидкостной смеси. Переход к дозвуковому однофазному режиму течения сопровождается резким торможением потока, скачкообразным увеличением его статического давления и локальной генерацией: ультразвукового поля; электромагнитного поля; электростатического поля и т.д.

Основными методами водоподготовки являются: хлорирование, озонирование и УФ обработка. К общему недостатку существующих методов можно отнести их не универсальность, даже при комбинировании данных подходов не достигается полная микробиологическая очистка воды. Кроме того, в каждом случае требуется строгое соблюдение мер безопасности и определенные характеристики воды. На пилотной установке реализована концепция удержания объемного плазменного разряда в сверхзвуковом потоке воды. Предлагаемый метод позволяет создавать и внедрять в производственный процесс установки с широким интервалом производительности (от 1.2 тыс. т/ч до 100 тыс. т/ч) и продолжительным сроком эксплуатации при минимальных затратах.

Область применения разработанной установки затрагивает такие сферы жизнедеятельности человека, как: производство питьевой воды из различных источников пресной воды, очистка сточных вод, очистка воды в бассейнах и обеззараживание балластных вод, подготовка воды для длительного хранения, обеззараживание и слив воды из медицинских учреждений, прачечных, подготовка воды для пищевой промышленности, сельского хозяйства, для ТЭЦ, АЭС и промышленных заводов.

На рисунке 2 показана схема получения чистой воды из водоема. С помощью дренажного насоса происходит подъем и доставка исходной воды через блок фильтрующих элементов, обеспечивающих очистку воды от механических включений. Далее вода поступает в установку, где происходит микробиологическая очистка воды физическим методом (трансзвуковой плазменной системой). Остатки микроорганизмов удаляются сверхтонким фильтром и затем вода направляется для дальнейшей реализации.

Для подтверждения эффективности системы была проведена серия экспериментов по трансзвуковой плазменной обработке воды с различным составом микроорганизмов и вирусов, лимитируемым в соответствии с мировой практикой. Был осуществлен посев методом разведений: *E. coli*, *C. albicans*, *B.subtilis*, *A.niger*, *C cladosporioides*, которые затем были внесены в речную воду (Москва-река). Микробиологический посев и анализ проб образцов воды проводился до и после обработки. В таблице 1 приведены результаты анализа.

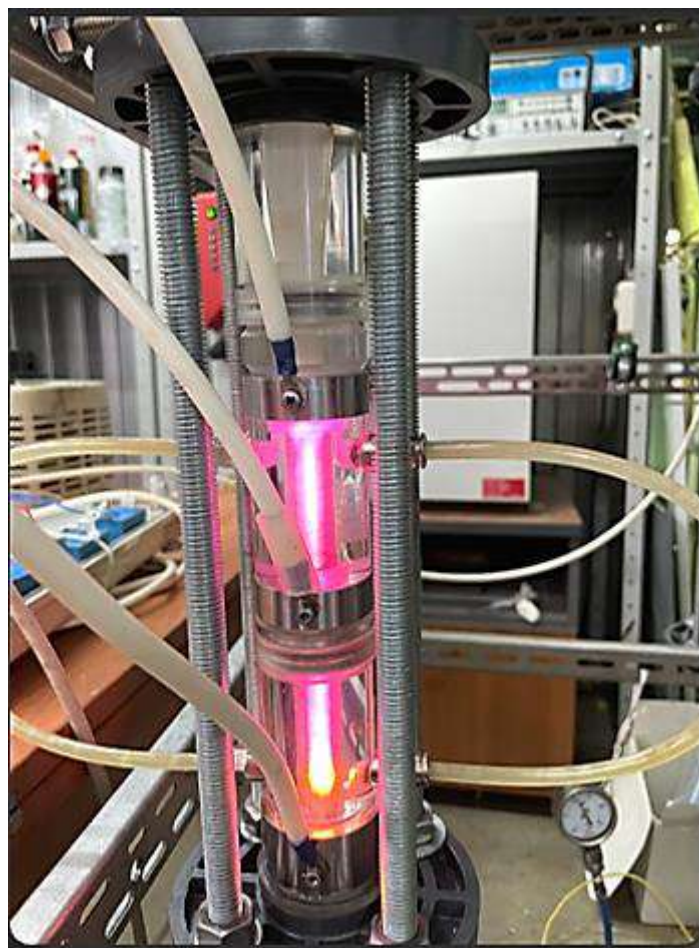


Рис.1. Генерация плазмы в зоне сверхзвукового потока.

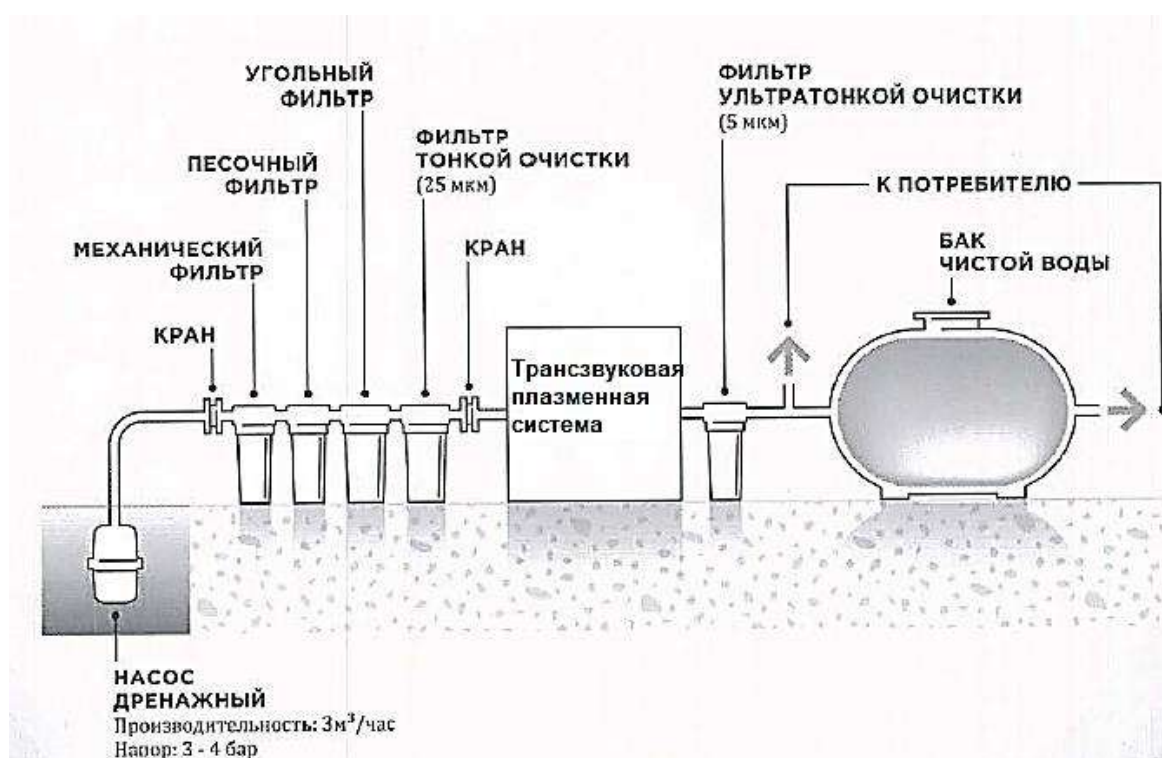


Рис.2. Схема получения чистой воды из водоема

Таблица 1. Результаты микробиологического анализа речной воды

Показатель	Численность микроорганизмов, КОЕ/мл	
	До обработки	После обработки
Общее микробное число	>500	0
Общие колиформные бактерии	5500	0
Термотолерантные колиформные бактерии	Обнаружены	0
<i>E. coli</i>	1.5×10^8	0
Споры и клетки <i>B. subtilis</i>	900	0
<i>C. albicans</i>	2.4×10^4	0
Споры <i>C. cladosporioides</i>	35	0

Таким образом, полная микробиологическая очистка происходит за один прогон воды через систему при энергетических затратах 1-2 кВт на тонну воды.

ПЛАЗМЕННАЯ ИНЖЕНЕРИЯ ГРАФЕНА

М.Б. Шавелкина¹, И.В. Антонова^{2,3}, Ю.А. Баимова⁴, А.И. Иванов², К. Крылова⁴,

¹ *Объединенный институт высоких температур РАН, Москва*

² *Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск*

³ *Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск*

⁴ *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

mshavelkina@gmail.com

Локальные взаимодействия нанокomпонентов в активной среде при контролируемых начальных условиях позволяют создавать иерархически связанные структуры [1,2]. Такой средой может служить плазма. Именно селективность и управляемость плазменных методов обеспечивают масштабную и быструю модификацию графена для конкретных применений.

Целью настоящего исследования является синтез и модификация графена различными атомами, включая Н, N, О и Cu, в потоке плазмы гелия, аргона и азота, генерируемого плазмотроном постоянного тока при пониженном давлении.

Исследования проводились на экспериментальной установке (рисунок 1), состоящей из реактора, объединенного с коллектором для сбора продуктов синтеза, системы вакуумирования, генератора плазмы, установленного в верхней части реактора, с системами электрического питания, газоснабжения из баллонной рампы, водяного охлаждения, а также газодинамического тракта с теплообменником и вытяжной вентиляции. Все системы, обеспечивающие стабильную работу генератора плазмы, могли работать в широком интервале параметров. В качестве прекурсора углерода применялись этанол и газообразные углеводороды.

Синтезированный в струе плазмы графен, представлял собой более сложную структуру, по сравнению с полученной механическим расслоением или выращенной CVD-методами на поверхности меди или никеля. Образец состоял из свободно ориентированных графитовых монослоев в горизонтальной плоскости, деформированных в зависимости от свойств гетероатома. Так, при пиролизе пропан-бутановой смеси, метана и ацетилена в плазменных струях аргона и гелия с непрерывным повышением давления в интервале 350-710 Торр формировались свободно ориентированные стопки слоев с латеральным размером до 1,5 мкм, искривленные локальным вспучиванием, вызванным присутствием водорода (рис.2). Десорбция водорода наблюдалась при нагревании в интервале от 200 до 1200 °С. Максимальная концентрация в N-графене - 8 at.% азота была получена при конверсии смеси C_2H_2 / N_2 при соотношении 0.05 / 1.5 г/с при давлении в реакторе 77 Торр. Латеральный размер хлопьев графена, вогнутых по краям, составлял 500 нм, а число слоев варьировалось от 2 до 5. При конверсии смеси C_2H_2 / N_2 с соотношением расходов равным 0.05 / 1.0 г/с и давлении 150 Торр была достигнута максимальная концентрация меди (2 масс %) в стопках волнистого графена. Медь находилась в основном состоянии Cu^{2+} , образуя соединения $CuCN$ и CuO (рис.3).

Для изучения механизма образования композитных наночастиц Cu/графен в струе медьсодержащей плазмы применялся метод молекулярно-динамического моделирования (МД моделирование). Показано, что в области конденсации углерода (2500-3500K [3]), когда скорость частицы меди составлял менее 1 км/с, происходило ее прилипание к поверхности графена, а затем скручивание в нее. Этот результат согласуется с морфологией синтезированных наночастиц Cu / графен и рентгеноспектральным микроанализом [4].



Рис.1. Установка для плазмохимического синтеза графена

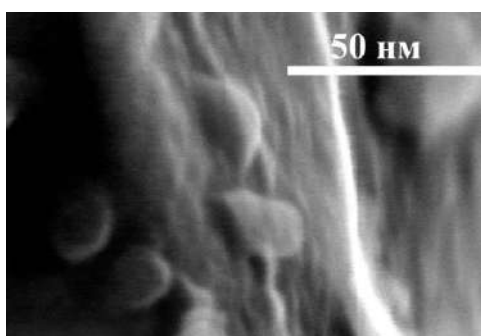


Рис.2. Гидрированный графен

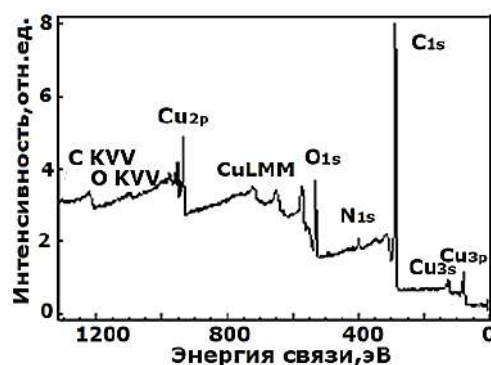


Рис.3. Обзорный спектр нанокompозитных частиц Cu/графен

На основе графена, модифицированного в плазме, разработана конструкция и созданы структуры сенсоров, обладающих высоким откликом при тестировании различных химических растворов, содержащих глюкозу, перекись водорода, соли и физиологические растворы. Показана линейная зависимость сигнала (тока) сенсора от содержания глюкозы в растворе. Установлено, что при наличии в растворе, помимо глюкозы, солевого комплекса, частично схожего по составу с потом человека, отклик сенсора слабее, а рост тока начинается с задержкой [5].

В целом, показана избирательность и управляемость плазменных технологий для крупномасштабной быстрой модификации графена для современных применений.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РНФ в рамках научного проекта № 25-19-20035.

Литература

1. M.C. Orilall, U. Wiesner // Chem Soc Rev. 2011. V.40. P. 520–35.
2. R. Atif, I. Shyha, F. Inam // Polymers. 2016. V.8. P. 281.
3. M.B. Shavelkina, P.P. Ivanov, A.N. Bocharov, R. Kh. Amirov // Plasma Chem Plasma Process. 2021. V. 41. P. 171-189.
4. M Shavelkina, K Krylova, J Baimova, D. Kavyrshin // Applied Surface Science. 2025. V. 689. 16252.
5. I.V. Antonova, A.I. Ivanov, A. A. Buzmakova, N. A. Nebogatikova, M. B. Shavelkina // Sensors and Actuators A: Physical. 2025. V. 383. 116190.

МИКРОСТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ПРИЛОЖЕНИЙ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

А.Ю. Ерошенко¹, Н.А. Лугинин^{1,2}, Е.В. Легостаева¹, И.А. Глухов¹, М.А. Химич¹,
А.И. Толмачев¹, П.В. Уваркин¹, Ю.П. Шаркеев^{1,2}

¹ *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

² *Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия*
sharkeev@ispms.ru

Создание новых биоразлагаемых материалов для медицины с заданным комплексом физико-механических и биологических свойств является актуальной задачей современного материаловедения. Магниевые сплавы соответствуют требованиям биомеханической совместимости. В настоящее время уделяется большое внимание разработке биоразлагаемых магневых сплавов для сердечно-сосудистой хирургии, скелетно-мышечной систем и т. д. [1]. Преимуществом магневых сплавов для использования в медицине являются достаточно низкие значения модуля упругости (10-40 ГПа), близкие к модулю упругости кортикальной костной ткани [2]. Одним из важных свойств магневых имплантатов является их резорбируемость в организме, что исключает необходимость операций по их удалению из организма. Отметим, что магниевые сплавы имеют хорошую биосовместимость, могут обладать противоопухолевой активностью, связанной со способностью выделять при биодеградации водород. Элементы Ca, Mn, Zn, Sn, Sr и Se считаются благоприятными элементами для медицинского применения. В данных аспектах сплавы систем Mg-Ca и Mg-Zn-Zr является наиболее перспективными сплавами. Например, легирование магния редкоземельными металлами, такими как Y, Nd и др. [3], приводит к улучшению прочностных характеристик, повышению пластичности и коррозионной стойкости в сплавах WZ21, ZW21 и WE43, но при этом не всегда достигается необходимая прочность.

Повышение уровня механических характеристик магневых сплавов осуществляется за счет формирования мелкозернистого (МЗ) или ультрамелкозернистого (УМЗ) состояний в результате применения различных деформационных обработок, включая и методы интенсивной пластической деформации (ИПД), например равноканальное угловое прессование, кручение под давлением, мультиосевая ковка (abc-прессование), экструзия и т. д. Все это определяет актуальность исследований, направленных на решение задач, связанных с повышением уровня прочности магневых медицинских сплавов, на выявление влияния их структурного состояния на механические и коррозионные свойства.

В работе рассмотрены закономерности формирования МЗ и УМЗ микроструктуры, фазового состава, механических и коррозионных свойств резорбируемых магневых сплавов, подвергнутых различными методами ИПД. В качестве материала исследования выбирали сплавы следующих составов: Mg-1.3Zn-0.1Zr-0.1Ce (MA20), Mg-0.8Ca, Mg-2.9Y-1.3Nd (WE43). УМЗ состояние в сплаве Mg-1.3Zn-0.1Zr-0.1Ce получали комбинированным методом ИПД, который включал свободное abc-прессование и многоходовую прокатку в ручьевых валках с последующим дорекристаллизационным отжигом [4]. В случае сплавов Mg-0.8Ca и Mg-2.9Y-1.3Nd применяли метод экструзии.

Реализация комбинированного метода ИПД, который включал abc-прессование и многоходовую прокатку, позволило сформировать в сплаве Mg-1.3Zn-0.1Zr-0.1Ce УМЗ состояние со средним размер структурных элементов 1 мкм. МЗ состояние удается получить в сплаве, применяя только метод abc-прессование. В сплавах Mg-0.8Ca и Mg-2.9Y-1.3Nd экструзия способствовала эффективному измельчению зерна и получению МЗ структуры, в которой доля ультрамелкозернистых зерен (с размерами менее 1 мкм) составила около 40 % объема.

Формирование УМЗ структуры в сплавах Mg-1.3Zn-0.1Zr-0.1Ce, Mg-0.8Ca и Mg-2.9Y-1.3Nd при ИПД обеспечивает значительное повышение механических свойств, как прочности, так и пластичности. Существенный рост пределов текучести и прочности, пластичности в сплавах Mg-1.3Zn-0.1Zr-0.1Ce, Mg-0.8Ca и Mg-2.9Y-1.3Nd по сравнению с рекристаллизованным состоянием связан с субструктурным и дисперсионным упрочнением, формированием бимодальной структуры.

Результаты сравнительных электрохимических испытаний показали, что получение УМЗ и МЗ состояний приводят к повышению коррозионной стойкости исследуемых магниевых сплавов в физиологических растворах, в том числе и стойкости к коррозионному растрескиванию под нагрузкой.

Решаются задачи, связанные с практическими приложениями разрабатываемых МЗ и УМЗ магниевых сплавов в качестве основы для резорбируемых имплантатов.

Литература

1. C. Liu, Z. Ren, Y. Xu, S. Pang, X. Zhao, Y. Zhao. Biodegradable magnesium alloys developed as bone repair materials: a review // Scanning. 2018. P. 9216314. <https://doi.org/10.1155/2018/9216314>.
2. X. Lin, L. Tan, Q. Zhang, K. Yang, Z. Hu, J. Qiu, Y. Cai. The in vitro degradation process and biocompatibility of a ZK60 magnesium alloy with a forsterite-containing micro-arc oxidation coating // Acta Biomaterialia. 2013. 9. P 8631-8642. <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2012.12.016>.
3. S. You, Y. Huang, K.U. Kainer, N. Hort. Recent research and developments on wrought magnesium alloys // Journal of Magnesium and Alloys. 2017. 5. P. 239–253. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2017.09.001>.
4. Y. Sharkeev, A. Eroshenko, E. Legostaeva et al. Development of Ultrafine-Grained and Nanostructured Bioinert Alloys Based on Titanium, Zirconium and Niobium and Their Microstructure, Mechanical and Biological Properties // Metals. 2022, 12, P. 1136. <https://doi.org/10.3390/met12071136>.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, номер FWRW-2021-0004.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРЕН НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО Re-СОДЕРЖАЩЕГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

Р.В. Шахов, Р.И. Зайнуллин, А.А. Ганеев, Ш.Х. Мухтаров, В.М. Имаев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
shakhov@imsp.ru

Разработка перспективных газотурбинных двигателей (ГТД) неразрывно связано с созданием высоколегированных жаропрочных поликристаллических никелевых сплавов, из которых изготавливаются детали ротора. При работе такие детали испытывают одновременно воздействие высоких температур и нагрузок. Повышение жаропрочности никелевых сплавов связано с использованием тугоплавких элементов и ведет к усложнению химического состава сплавов [1]. В деформируемые никелевые сплавы стали добавлять тугоплавкий рений [1, 2], который ранее положительно показал себя в монокристаллических сплавах [3]. Поликристаллический никелевый сплав СДЖС-15 является примером такого высоколегированного сплава. Химический состав этого сплава в вес. % - Ni-28(Cr,Co)-12.5(Al,Ti,Nb,Ta)-9(Mo,W,Re)-0.17(C,La,Y,Ce,B), а температура полного растворения γ' -фазы $1220 \pm 5^\circ\text{C}$. Для этого литого сплава ранее были разработаны режимы гомогенизационного отжига, определены оптимальные условия для горячей и изотермической деформации, прохождения динамической и постдинамической рекристаллизации.

Размер зерна для деформируемых никелевых сплавов является одним из наиболее важных параметров, определяющим характеристики ползучести [4]. Снижение протяжённости межзеренных границ существенно уменьшает минимальную скорость ползучести. В то же время малый размер γ' -зерен положительно влияет на упрочняющие характеристики при кратковременных испытаниях на прочность. Для варьирования размера γ' -зерен были проведены различные обработки на твердый раствор, при этом все состояния были состарены по одному режиму.

В настоящей работе приведены кривые, уточняющие влияние размера зерен на характер ползучести при температурах 550°C , 750°C и 850°C . Наилучший комплекс свойств обеспечивала микроструктура, включающая γ' -зерна размером 5–15 мкм, около 15 об.% первичных выделений γ' -фазы по границам зерен (3–8 мкм), дисперсные вторичные выделения γ' -фазы (0,1–0,2 мкм) и присутствие карбидов типа MC и M_{23}C_6 .

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Госзадания ИПСМ РАН (№ 124022900106-9). Экспериментальные исследования были выполнены на базе Центра коллективного пользования научным оборудованием ИПСМ РАН.

Литература

1. А.В. Логунов. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин. Рыбинск: ООО «Издательский дом «Газотурбинные технологии». 2017. 854 с.
2. H. Merrick, R.C. Benn, P.R. Bhowal // Patent US 6468368 B1. Publ. date: 22.10.2002.
3. J.R. Li, Z.G. Zhong, D.Z. Tang, S.Z. Liu, P. Wei, P.Y. Wei, Z.T. Wu, D. Huang, M. Han // Superalloys 2000. 2000. P. 777-783.
4. Ch. Zhang, P. Wang, Zh. Wen, Zh. Xu, P. He, Zh. Yue // Journal of Alloys and Compounds. 2022. V. 890. 161710.

СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СОЕДИНЕНИЙ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКОЙ

Э.Р. Шаяхметова, М.А. Мурзинова, А.А. Назаров

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
elvinar@imsp.ru

Ультразвуковая сварка (УЗС) металлов относится к энергоэффективным, экологически чистым технологиям, которые применяются, преимущественно, для получения электрических контактов в автомобильной и электротехнической промышленности. Основными параметрами процесса ультразвуковой сварки являются: амплитуда колебаний, величина сжимающего усилия, подводимая энергия, пропорциональная времени сварки и мощности оборудования. Большинство исследований сосредоточено на анализе влияния вышеперечисленных параметров на структуру и свойства полученных соединений. Сложность такого анализа связана с многофакторным влиянием разных параметров на условия формирования соединений.

Цель работы – проанализировать связь между деформацией в сварной точке, изменениями структуры, плотностью соединений и их прочностными характеристиками и на основе этого анализа предложить пути повышения прочностных свойств и долговечности точечных соединений меди, полученных УЗС.

В качестве материала исследования использовали промышленные листы меди марки М1 толщиной 0,8 мм. Ультразвуковую сварку выполняли на экспериментальном оборудовании, разработанном и изготовленном в ИПСМ РАН, а также на установке УУСМ 6-20 производства ООО «Ультра-резонанс», г. Екатеринбург. Во время сварки использовали наковальни и сварочные наконечники с высотой зубцов $H=0,1$ и $0,4$ мм. Размеры площадок наконечников были одинаковыми и равнялись 6×6 мм². При выполнении экспериментов варьировали сжимающие усилия и длительность воздействия ультразвука (энергию сварки), измеряли температуру в центре сварной точки. Для оценки качества полученных соединений проводили механические испытания образцов на срез при растяжении. По результатам испытаний определяли усилия и работу разрушения сварных соединений. Структурные и фрактографические исследования выполняли методами оптической и сканирующей электронной микроскопии в режимах вторичных и отраженных электронов, в том числе с применением ориентационного анализа. По результатам этих исследований были построены распределения линейной плотности соединений и деформаций растяжения – сжатия в поперечном сечении сварных образцов и выявлены закономерности эволюции микроструктуры в зоне соединения и объеме пластин.

Полученные результаты показали:

- При всех исследованных условиях УЗС формирование соединения сопровождается развитием процессов рекристаллизации. В зонах соединений наблюдаются слои, состоящие преимущественно из равноосных зерен, с низкими внутризеренными разориентировками и размерами от долей микрометра до нескольких микрометров. Ширина мелкозернистых слоев варьируется в широких пределах: от нескольких микрометров до 50-100 мкм и зависит от условий УЗС. Увеличение температуры в зоне соединения и локальной сжимающей деформации приводят к уменьшению ширины слоя, росту зерен, их прорастанию через поверхность раздела пластин, залечиванию дефектов в зоне соединения.

- С увеличением сжимающих усилий от 2 до 3,5 кН и длительности воздействия ультразвука от 0,1 до 3 с средние усилия разрушения сварных образцов возрастают с затухающей скоростью, достигают стационарных значений около 2000 Н и затем снижаются.

- Установлено, что усилия и работа разрушения соединений, а также коэффициент вариации их значений существенно зависят от распределения нормальных деформаций образца в сварной точке, которые изменяются периодически. Период этих изменений

однозначно определяется расстоянием между зубцами инструмента, тогда как амплитуда – высотой зубцов, их взаимным расположением, скоростью нагрева материала, которая, в свою очередь, зависит от мощности установки.

- Увеличение длительности УЗС на экспериментальной установке от 1 до 3 с сопровождается повышением температуры в центре сварной точки от 150 до 320°C. Скорость изменения температуры зависит от типа наконечника и величины сжимающего усилия. УЗС на установке УУСМ 6-20 высокой мощности позволяет достигать в зоне соединения температуры 560-580°C за 1,5-1,9 с.

- Показано, что УЗС инструментом с высотой зубцов $H=0,4$ мм может приводить к появлению в сварной точке как сжимающих, так и растягивающих деформаций, величина которых зависит от взаимного расположения зубцов наковальни и наконечника и глубины их внедрения, которая уменьшается по мере удаления от центра сварной точки к ее периферии. При температурах в зоне соединения 220-300°C и деформациях сжатия более 15% локальная линейная плотность соединения превышает 70%, но падает до 5% в областях растяжения. Установленная зависимость локальной плотности соединений от нормальной деформации позволила заключить, что одной из причин значительной нестабильности свойств сварных соединений, полученных инструментом с зубцами высотой $H=0,4$ мм, является неравномерное распределение деформаций сварной точки. Одним из возможных способов решения этой проблемы является использование инструмента с меньшей высотой зубцов и, соответственно, меньшим расстоянием между их вершинами.

- Экспериментально установлено, что при прочих равных условиях УЗС, уменьшение высоты зубцов инструмента от 0,4 до 0,1 мм приводит к двукратному уменьшению коэффициента вариации прочностных характеристик при сохранении их средних значений на прежнем уровне. Глубина внедрения мелких зубцов была близкой в центре и на периферии сварной точки и достигала 0,1 мм после УЗС в течение 3 с. В сварной точке наблюдались деформации сжатия, величина которых изменялась от 3 до 12 %. Сравнительно небольшие деформации сжатия, с одной стороны, не вызывают значительного уменьшения толщины пластин по периметру сварной точки, что способствует повышению долговечности при циклических нагрузках, с другой стороны, являются недостаточными для формирования соединения высокой плотности.

- Использование наковальни с высотой зубцов $H=0,1$ мм и наконечника с высотой зубцов $H=0,4$ мм, а также установки УУСМ 6-20, позволило построить зависимости средних значений усилий и работы разрушения, а также коэффициентов вариации этих значений от энергии УЗС (при постоянном усилии сжатия 2,1 кН), и показать что увеличение энергии сварки сопровождается увеличением локальной и средней сжимающей деформации. Установлены режимы УЗС, при которых температура в зоне соединения достигает 500 °C, локальные деформации сжатия в сварной точке изменяются от 8 до 30 %, и соответствующие значения линейная плотности – от 60 до 95 %. Усилия и работа разрушения таких соединений превышают 2100 Н и 2,7 Дж, соответственно, а коэффициенты вариации их значений меньше 4%. Дальнейшее увеличение энергии сварки приводит к снижению усилий разрушения образцов и изменению моды разрушения, которое начинает развиваться не по поверхности соединения, а вдоль кромки сварной точки, испытывающей наибольшие растягивающие напряжения. Принято считать, что соединения, разрушающиеся с отрывом точки, содержат наименьшее количество дефектов. Впервые экспериментально показано, что после УЗС с чрезмерно большими энергиями плотность соединений снижается, что, вероятно, вызвано развитием усталостных повреждений под воздействием высокочастотной знакопеременной сдвиговой нагрузки.

Исследование выполнено в рамках государственного задания ИПСМ РАН (регистрационный номер 124022900006-2). Часть экспериментальных данных получена при выполнении гранта РНФ 22-19-00617. Микроструктурные исследования проводились на базе ЦКП ИПСМ РАН "Структурные и физико-механические исследования материалов".

МНОГОУРОВНЕВЫЕ КОНСТИТУТИВНЫЕ МОДЕЛИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ РАЗВИТИЯ ТЕХНОЛОГИЙ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ

А.И. Швейкин, Э.Р. Шарифуллина, А.А. Вшивкова, П.В. Трусков

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь
shveykin@pstu.ru

Эксплуатационные свойства изделий определяются состоянием внутренней структуры материала. В связи с этим для совершенствования существующих и разработки новых технологий формования изделий из металлов и сплавов необходимы модели материалов, позволяющие описывать изменение их структуры. Поэтому сегодня одним из доминирующих направлений в механике материалов является развитие ориентированных на решение данной проблемы многоуровневых конститутивных моделей материалов [1–4]. В силу сложности данной научной области, находящейся на стыке нелинейных механики и физики деформируемого твердого тела (мезомеханики [1, 2]), а также материаловедения, остается острой потребность в развитии аппарата многоуровневых моделей путем включения в них физически обоснованного описания значимых взаимодействующих физических механизмов процессов, реализующихся в металлах при деформировании по различным сложным сценариям.

Использование режима сверхпластичности при повышенных температурах является перспективным направлением развития технологий изготовления изделий сложной формы. В качестве основных преимуществ данного вида обработки выделяют следующие [5–8]: снижение ресурсоемкости изготовления; возможность получения изделий (в том числе крупногабаритных) разнообразной сложной формы со сниженным весом без сварных/клепанных соединений (или с их уменьшенным количеством); получение гладкой поверхности изделия с минимальным отклонением от заданной геометрии – с предотвращением разнотолщинности и с высокоточным заполнением штампов; улучшенные физико-механические характеристики получаемого изделия, в частности, хорошие показатели прочности и пластичности при изготовлении и в условиях эксплуатации, а также изотропия механических свойств на макромасштабном уровне. Это обуславливает широкое применение сверхпластической штамповки и формовки в промышленном производстве, в том числе в таких важнейших отраслях, как авиа- и ракетостроение [5, 6]. В последнее время все более широкое применение находят и комплексные технологии, совмещающие сверхпластическую формовку и сварку, позволяющие получать многослойные пустотелые конструкции для авиастроения с повышенным качеством сварных соединений [5, 6].

Предлагается модификация ранее разработанных моделей алюминиевых сплавов [9,10], включающая описание сверхпластического деформирования и переходных режимов, путем детального и совместного учета ряда важных взаимовлияющих механизмов – зернограницного проскальзывания, внутризеренного дислокационного скольжения, динамической рекристаллизации. В модели учитываются границы между кристаллитами и их взаиморасположение. Соотношения сформулированы в скоростной форме, осуществляется переход от скоростей смещений по границам и по плоскостям скольжений внутри зерен к соответствующим деформационным характеристикам – скоростям сдвига, что позволяет аддитивно учитывать вклады основных механизмов в скорость неупругих деформаций. Взаимовлияние механизмов и аккомодационных процессов отражено в соотношениях для скоростей изменения критических напряжений (законах упрочнения) внутризеренных и зернограницных сдвигов. Осуществлено обобщение модели на случаи повышенных температур и произвольного изменения температурно-скоростных условий [11].

Также соотношения модели были дополнены учетом влияния легирующих добавок. Для этого были проанализированы закономерности поведения ряда алюминиевых сплавов при сверхпластическом деформировании в зависимости от их структуры [12] и установлено, что в

них могут содержаться различные типы частиц, оказывающих значимое влияние на обозначенные выше механизмы. В частности, они могут приводить не только к повышению прочности, но и стабилизации структуры материала в процессе сверхпластического деформирования за счет торможения роста зерен – частицы «закрепляют» границы (пиннинг-эффект). Наличие частиц учтено в соотношениях, описывающих скорости изменения критических напряжений внутризеренных и зернограницных сдвигов, динамическую рекристаллизацию, ротации.

Расчетные модули для разработанной многоуровневой конститутивной модели встроены в пакет, реализующий комплекс созданных коллективом многоуровневых конститутивных моделей. Он интегрируется с решателями краевых задач МДТТ методом конечных элементов, что позволяет проводить углубленное моделирование технологических процессов формовки изделий. Было проведено моделирование сверхпластического деформирования современного российского промышленного сплава 1565ч при различных условиях; установлено, что модель позволяет описать наблюдаемые в экспериментах закономерности при различных сценариях деформирования.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 25-19-00747).

Литература

1. В.Е. Панин, В.Е. Егорушкин, П.В. Макаров и др. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов: В 2-х т., Т.1. Новосибирск: Наука. Сибирская издат. фирма РАН. 1995. 298 с.
2. В.Е. Панин, П.В. Макаров, С.Г. Псахье и др. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов: В 2-х т., Т.2. Новосибирск: Наука. Сибирская издат. фирма РАН. 1995. 320 с.
3. П.В. Трусов, А.И. Швейкин. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. Новосибирск: Изд-во СО РАН. 2019. 605 с.
4. П.В. Трусов, А.И. Швейкин, Н.С. Кондратьев, А.Ю. Янц // Физическая мезомеханика. 2020. №6. С. 33-62.
5. И.Н. Фридляндер // Металловедение и термическая обработка металлов. 2002. №7. С. 24-29.
6. Р.Р. Мулюков, Р.М. Имаев, А.А. Назаров и др. Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: эксперимент, теория, технологии. М.: Наука. 2014. 284 с.
7. A.A. Mogucheva, R.O. Kaibyshev // Doklady Physics. 2008. №8. P. 431-433.
8. L. Bhatta, A. Pesin, A. Zhilyaev, P. Tandon, C. Kong, H. Yu // Metals. 2020. №1. 26 p.
9. П.В. Трусов, Э.Р. Шарифуллина, А.И. Швейкин // Физическая мезомеханика. 2019. №2. С. 5-23.
10. A.I. Shveykin, P.V. Trusov, E.R. Sharifullina // Crystals. 2020. №9. 18 p.
11. А.И. Швейкин, А.А. Вшивкова, П.В. Трусов // Физическая мезомеханика. 2024. №2. С. 50-68.
12. Э.Р. Шарифуллина, А.И. Швейкин, П.В. Трусов // Вестник ПНИПУ. Механика. 2023. №6. С. 135-157.

МОРФОЛОГИЯ КОМПОЗИТА $MgAl_2O_4-ZrO_2$, СИНТЕЗИРУЕМОГО В СРЕДЕ ДУГОВОЙ ПЛАЗМЫ

В.В. Шеховцов, А.Б. Улмасов, Р.Ю. Бакшанский

*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск
Shehovcov2010@yandex.ru*

Создание композитных материалов с заданными физико-химическими свойствами является актуальной задачей современной науки и техники. Композит $MAS:ZrO_2$ представляет собой многокомпонентный материал, состоящий из матрицы магнезиальной шпинели ($MgAl_2O_4$) с введенными частицами диоксида циркония (ZrO_2). Матрица магнезиальной шпинели известна своей уникальной комбинацией физико-химических свойств, таких как высокая твердость, прочность термо- и химическая устойчивость [1-4]. Тем не менее, добавление частиц ZrO_2 действует как армирующий агент, усиливая связь между зернами и препятствуя развитию дефектов. За счёт мелкокристаллической структуры, возникающей при введении ZrO_2 , композит приобретает способность выдерживать сильные удары и вибрации без разрушения. Стоит отметить, что присутствие ZrO_2 стабилизирует кристаллическую структуру шпинельной матрицы, предотвращая деградацию материала при длительном воздействии высоких температур. Одним из перспективных методов синтеза таких композитов является использование среды дуговой плазмы, позволяющей получать материалы с уникальными морфологическими характеристиками. Изучение структуры и свойств полученных таким образом композитов представляет значительный интерес для дальнейшего развития технологий производства функциональных керамических покрытий и изделий специального назначения.

Цель данной работы является исследование особенностей морфологии композита $MgAl_2O_4-ZrO_2$, полученного методом синтеза в среде дуговой плазмы, и выявление закономерностей формирования микроструктуры материала.

Синтез композитов $MAS:ZrO_2$ проводился на электроплазменном стенде, конструкция и принцип работы которого описаны в [5, 6]. В качестве исходных компонентов использовали химически чистые реактивы класса ОСЧ. Компонентный состав использованных смесей представлен в таблице 1. Синтез продуктов осуществлялся при мощности дугового разряда 12 кВт в течение 60 с.

Таблица 1. Компонентный состав

Условное обозначение / оксиды	$MAS:5\%ZrO_2$	$MAS:10\%ZrO_2$	$MAS:15\%ZrO_2$	$MAS:20\%ZrO_2$
MgO , мас.%	28.33	28.33	28.33	28.33
Al_2O_3 , мас.%	71.67	71.67	71.67	71.67
ZrO_2 , мас.%	5	10	15	20

Морфология синтезированных образцов исследована на установке с электронным и сфокусированным ионным пучком («Quanta 200 3D», компания FEI, США) на предварительно подготовленных аншлифах. Подготовку аншлифов проводили с использованием шлифовально-полировального станка «ПОЛИЛАБ П12Лк» с автоматическим держателем образцов «ПГ-02». Последовательность этапов обработки включала предварительное шлифование зернами размером 180, 320, 600, 800 и 1200 мкм, а финишную полировку выполняли алмазной суспензией с размерами частиц 9, 6, 5, 3 и 1 мкм «ПОЛИЛАБ-ПРО».

На рис. 1 показаны электронные микрофотографии аншлифа продукта плавления композита $MAS:10\%ZrO_2$. Внутренняя структура композита отличается чёткой ориентацией ячеистого строения. Такой паттерн свидетельствует о характерных процессах кристаллизации

и распределении компонентов в расплавленном состоянии. При большем увеличении заметно разделение структуры на зоны с разной морфологией.

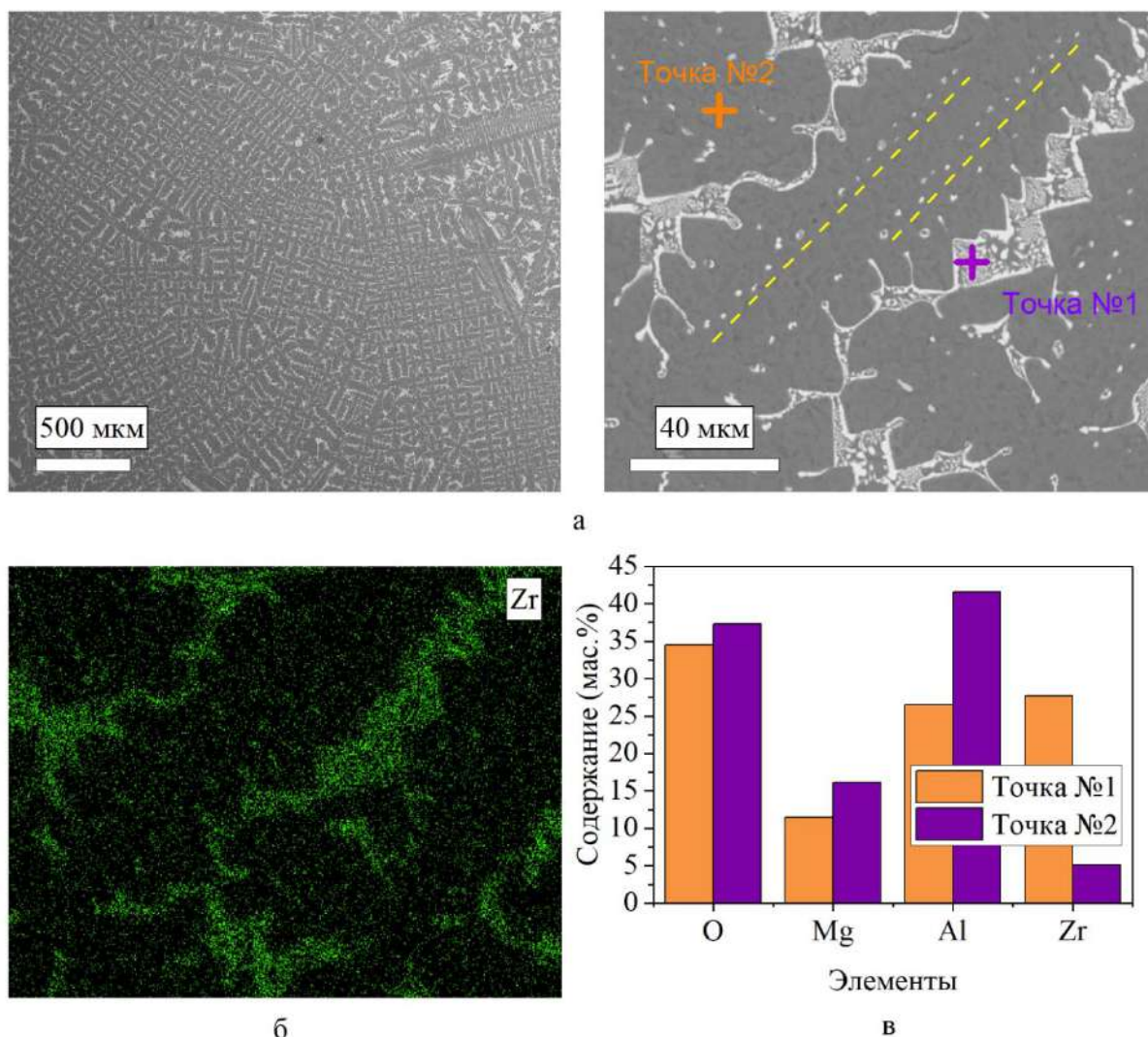


Рис. 1. Электронные снимки поверхности аншлифа продукта MAS:10%ZrO₂ (а), карта распределения Zr (б) и точечный элементный анализ по результатам EDX (в)

Карта распределения Zr демонстрирует, что цирконий формирует разветвлённую структуру с неровными границами. Эти разветвления образуют сетчатую структуру, что свидетельствует о специфическом характере кристаллизации материала. Следует отметить, что средний размер включений Zr варьируется от нескольких микрометров до крупных линейных зон длиной свыше 40 мкм, расположенных в дисперсной фазе MAS.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003)

Литература

1. Ganesh, J.M.F. Ferreira // *Ceramics International*. 2009. 35(1). P. 259-264.
2. F. Marais, I. Sigalas, D. Whitefield // *Ceramics International*. 2022. 48(1). P. 563-568
3. M. Yan, Y. Li, G. Yin, S. Tong, J. Chen // *Ceramics International*. 2017. 43(8). P. 5914-5919.
4. R. Johnson, G.V.N. Rao, Y.R. Mahajan // *British Ceramic Transactions*. 2003. 102(3). P. 119-128.
5. В.В. Шеховцов, Н.К. Скрипникова, А.Б. Улмасов // *Вестник Томского государственного архитектурно-строительного университета*. 2022. Т. 24. № 3. С. 138-146.
6. В.В. Шеховцов, О.Г. Волокитин, В.А. Ушков, Д.А. Зорин // *Письма в Журнал технической физики*. 2022. Т. 48. № 24. С. 15-18.

МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ СЛОЕВ В СПЛАВЕ Al-20%Si ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ ЛЕГИРОВАНИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

Ю.А. Шлярова, В.В. Шляров, Д.В. Загуляев

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

rubannikova96@mail.ru

Современное материаловедение придает большое значение разработке методов модификации поверхности алюминиевых сплавов с высоким содержанием кремния. Одной из эффективных стратегий повышения эксплуатационных свойств является применение электровзрывного легирования с последующей обработкой импульсным электронным пучком. Такой подход позволяет управлять морфологией и фазовым составом поверхностных слоёв, что способствует существенному изменению свойств материала. Настоящее исследование посвящено изучению морфологических и фазовых изменений, возникающих в поверхностных слоях сплава Al-20%Si после двухэтапной модификации.

Используя методы оптической микроскопии, было замечено, что структурные характеристики Al-20%Si сплава в литом виде в основном определяются присутствием первичных кремниевых включений, которые имеют преимущественно пластинчатую морфологию и размеры которых могут достигать 120 мкм. В сочетании с этими кремниевыми пластинами также было обнаружено присутствие эвтектических образований. Однако необходимо отметить, что одним из существенных недостатков литого заэвтектического сплава Al-20%Si является неизбежное появление пор микронного и субмикронного размера.

В результате электровзрывного легирования оксидом иттрия на поверхности сплава Al-20%Si формируется слой с выраженной гетерогенностью и значительной пористостью (толщина слоя 30–200 мкм). Локально сохраняются остатки неиспарившегося легирующего покрытия. Последующее облучение импульсным электронным пучком приводит к формированию многослойной структуры: поверхностного наноструктурного слоя (I) и промежуточного слоя (II), обладающего ячеистой морфологией.

Поверхностный слой (I) состоит из сферических наночастиц размером 10–20 нм, имеет толщину порядка 1 мкм. Проведённый фазовый анализ указывает на наличие фаз YAl_3 , $Y_2Si_2O_7$. Вероятно, этот слой образуется за счет взаимодействия вводимого оксида иттрия (Y_2O_3) с компонентами расплавленного сплава в процессе обработки.

Промежуточный слой (II) формируется из ячеек высокоскоростной кристаллизации. Внутри слоя зафиксированы глобулярные агломераты частиц, предположительно оксида иттрия. Ячейки состоят из твёрдого раствора алюминия и разделены прослойками кремниевых наночастиц (10–20 нм).

Темнопольная микроскопия и индексация микроэлектроннограмм позволили чётко идентифицировать наноструктурность поверхностного слоя, а также подтвердить присутствие алюминия, кремния и продуктов взаимодействия с оксидом иттрия. В промежуточном слое прослойки кремния располагаются вдоль и в стыках границ ячеек, сохраняя нанокристаллическую структуру.

Выполненное исследование показало, что комплексная двухэтапная модификация поверхности сплава Al-20%Si позволяет формировать развитую многослойную наноструктуру с заданными фазовыми включениями. Полученные результаты открывают возможность целенаправленного управления микроструктурой и свойствами алюминиевых сплавов за счет прецизионного подбора режимов электровзрывного легирования и параметров электронного облучения. Использование современных методов электронной микроскопии и дифракционного анализа позволяет детально изучать сложные процессы структурообразования в модифицированных слоях.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00665, <https://rscf.ru/project/24-29-00665/>.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОТВЁРДОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ TiC С ДОБАВКАМИ MoO₃ И hBN

А.В. Шуберт, С. Гудала, С.В. Коновалов, А.А. Семилетова, И.А. Панченко

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
shubert-anna@mail.ru

В настоящее время титан продолжает играть ключевую роль как стратегически важный материал в таких отраслях, как аэрокосмическая, медицинская и энергетическая [1]. Благодаря уникальному сочетанию легкости, прочности и коррозионной стойкости титановые сплавы широко используются в высокотехнологичных сферах, особенно в авиакосмической промышленности. Динамика роста потребления титана в данной отрасли подтверждает его значимость: доля применения титана в авиакосмической сфере увеличилась с 40% в 2007 году [2] до 56% в 2020 году [3]. Это связано с усложнением конструкций летательных аппаратов, повышенными требованиями к их весовым и прочностным характеристикам, а также с активным развитием космических программ. В связи с этим актуальным становится повышение эксплуатационных характеристик титановых компонентов, в частности, таких как микротвёрдость, что и определяет актуальность нашего исследования.

Керамические композиционные покрытия, наносимые методом плазменного напыления, были получены с использованием плазменной установки Metco SG 100 (80 кВт), оснащенной соплом G-Pin. Схематическое изображение плазменной установки представлено на рис. 1. Покрытия наносились на подложки из технически чистого титанового сплава размером 100 × 100 × 40 мм.

Были подготовлены 16 различных составов исходных порошков, каждый из которых состоял из 90 мас.% основной керамической фазы — карбида титана (TiC), нитрида титана (TiN), карбида вольфрама (WC) или нитрида кремния (Si₃N₄), а также 5 мас.% металлической добавки (серебро или медь) и 5 мас.% твердой смазочной добавки (триоксид молибдена, MoO₃, или гексагональный нитрид бора, hBN). В частности, были изучены составы 90TiC/5Ag/5MoO₃ и 90TiC/5Ag/5hBN.

Измерения микротвёрдости проводились по поперечному сечению покрытий с использованием метода вдавливания по Виккерсу. Вдавливания выполнялись при нагрузке 300 г и времени выдержки 10 секунд. Отпечатки наносились последовательно по толщине покрытия для оценки изменений твёрдости в микроструктуре.

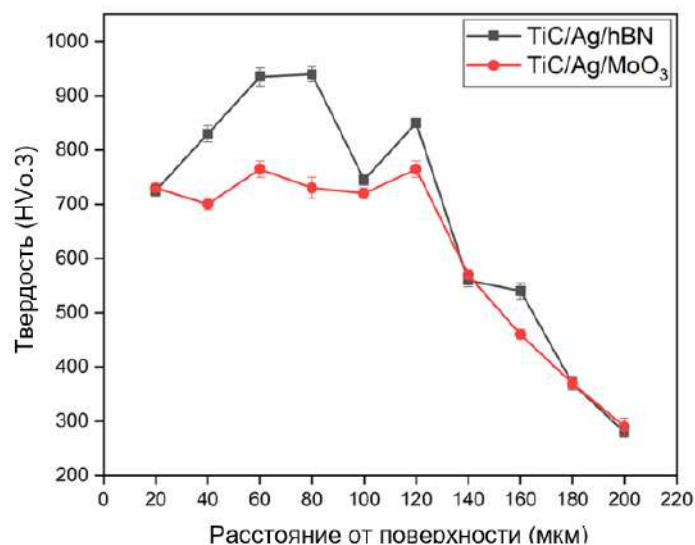


Рис. 1. Распределение микротвердости покрытий TiC/Ag/hBN и TiC/Ag/MoO₃ по глубине

На основании представленного графика изменения микротвёрдости ($HV_{0.3}$) по толщине покрытий для составов TiC/Ag/hBN и TiC/Ag/MoO₃ можно сделать следующие выводы:

Покрытие, содержащее гексагональный нитрид бора (hBN), демонстрирует более высокие значения твёрдости по сравнению с покрытием, содержащим триоксид молибдена (MoO₃), на большей части толщины покрытия. Наибольшее различие наблюдается в области от 60 до 120 мкм от поверхности, где твёрдость состава TiC/Ag/hBN достигает максимального значения около 950 $HV_{0.3}$, в то время как твёрдость состава TiC/Ag/MoO₃ в этой области не превышает около 780 $HV_{0.3}$.

Оба типа покрытий демонстрируют снижение твёрдости по направлению к подложке, начиная с глубины около 120–140 мкм. Это указывает на постепенное уменьшение плотности и/или изменение микроструктуры покрытия ближе к границе с подложкой.

Таким образом, можно заключить, что добавка hBN способствует формированию покрытия с более высокой и стабильной твёрдостью по сравнению с добавкой MoO₃, что, вероятно, связано с различиями в их взаимодействии с матрицей TiC и особенностями структуры, формируемой в процессе плазменного напыления. Состав 90TiC/5Ag/5hBN может рассматриваться как предпочтительный с точки зрения повышения износостойкости покрытия благодаря более высокой микротвёрдости.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-79-10178, <https://rscf.ru/project/24-79-10178/>

Литература

1. Ежов Аркадий Олегович Периодизация становления и развития титановой промышленности России: историография проблемы // Вестник ТГУ. 2015. №11 (151). URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/periodizatsiya-stanovleniya-i-razvitiya-titanovoy-promyshlennosti-rossii-istoriografiya-problemy>
2. Архипова, Ю. А. Современное состояние рынка титаносодержащего сырья в мире и России / Ю. А. Архипова // Горный информационно-аналитический бюллетень. – 2007. – № S16. – С. 66-74. – EDN MUOGVV.
3. Петрова Лариса Георгиевна, Лысак Виктория Валерьевна, Малькова Елена Владимировна ОЦЕНКА СОСТОЯНИЯ ТИТАНОВОГО РЫНКА В УСЛОВИЯХ СОВРЕМЕННОЙ ГЕОПОЛИТИЧЕСКОЙ ОБСТАНОВКИ // Проблемы экспертизы в автомобильно-дорожной отрасли. 2022. №4 (5).

ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ НИКЕЛИДОВ АЛЮМИНИЯ ФОСФОРНОЙ КИСЛОТОЙ НА ИХ ТЕРМООКИСЛИТЕЛЬНУЮ УСТОЙЧИВОСТЬ

А. М. Шүльпеков, Р. М. Габбасов

Томский научный центр СО РАН, Томск

shulp@yandex.ru

Материалы, на основе алюминидов никеля используются в качестве жаростойких материалов и покрытий в авиационной технике. Перспективными высокотемпературными материалами являются алюминиды никеля Ni_3Al и NiAl . Алюминиды никеля имеют высокое сопротивление к окислению, обладают хорошими технологическими свойствами при синтезе и плавлении в вакууме, имеют широкую область гомогенности [1]. Главным недостатком алюминидов никеля является их повышенная хрупкость при комнатной температуре, особенно NiAl . Интерметаллид Ni_3Al более пластичен, но его окислительная стойкость ниже.

Основным методом повышения окислительной стойкости интерметаллидов является их легирование такими элементами как Cr, Ti, Co, W, Mo и др. Эти сплавы обладают хорошими механическими характеристиками и окислительной устойчивостью при температурах до 1300 °С. Однако они содержат большое количество дорогих легирующих добавок.

Другим методом повышения окислительной стойкости металлических сплавов является нанесение на поверхность изделия керамических оксидных покрытий. В этом случае используются методы плазменного напыления, электрохимического или электроискрового оксидирования и др. [2]. Такие покрытия помимо увеличения окислительной стойкости, повышают износостойкость и твердость изделий. Однако такие покрытия, как правило, имеют ненулевую пористость, что снижает защитные свойства. Кроме того, коэффициент термического расширения покрытия и основы часто отличаются друг от друга. Это приводит к растрескиванию и отслаиванию покрытия от основы.

Для защиты от электрохимической коррозии изделий из многих металлов и сплавов давно используют так называемый метод «фосфатирования». Для этого на изделие наносят «фосфатирующий» раствор, содержащий фосфорную кислоту, фосфаты металлов и другие добавки. При обработке этой смесью с поверхности удаляется оксидный слой и образуется слой фосфата металла. Слой получается беспористый и нерастворимый в воде, солевых растворах. Это препятствует проникновению воды к поверхности изделия [3].

Учитывая, что фосфаты многих металлов обладают высокой температурой плавления и термостойкостью, не реагируют с кислородом воздуха, подобный метод применен в данной работе для повышения термоокислительной устойчивости интерметаллидов NiAl и Ni_3Al . При нагревании этих соединений на воздухе кислород воздуха диффундирует сквозь поверхностный слой Al_2O_3 и под этим слоем образуется оксид никеля. Учитывая, что молярный объем никеля и его оксида значительно отличаются, это приводит к растрескиванию слоя оксида алюминия.

Суть предлагаемого метода заключается в обработке интерметаллидов NiAl Ni_3Al раствором фосфорной кислоты. Это позволит удалить примеси металлического никеля из поверхности материала и создать на поверхности покрытие из фосфата алюминия, препятствующее диффузии кислорода.

Исходные интерметаллиды NiAl и Ni_3Al получали методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Для этого смесь порошков никеля (ПНК-Л15) и алюминия (АСД4) (31 мас. % Al + 69 мас. % Ni) для NiAl и (13 мас. % Al + 87 мас. % Ni) для Ni_3Al прессовали в виде цилиндров диаметром 20 мм и высотой 40 – 50 мм. В верхний торец запрессовывали таблетку смеси Ti + 2В), к которой подвели электрическую спираль. Инициирование процесса проводили подачей напряжения на спираль. Синтез проводили на воздухе при температуре 25 °С. Продукт синтеза измельчали в фарфоровой ступке до дисперсности < 40 мкм. Удельная поверхность порошков по БЭТ измеренная на приборе Sorbi-

М ($0.1 - 2000 \text{ м}^2/\text{г.}$) составила $0,2 \text{ м}^2/\text{г.}$ Температуру волны горения измеряли с помощью спектральной пирометрии с использованием ПЗС-спектрометра (HR 4000, Ocean Optics) ($0,2 \div 1,1 \times 10^{-6} \text{ м}$, частота 220 Гц, длительность накопления сигнала в одном спектре - $4,5 \cdot 10^{-3} \text{ с}$). Для состава NiAl максимальная температура фронта составляет $1635 \text{ }^\circ\text{C}$, процесс при этом протекает в стационарном послойном режиме. Для состава Ni_3Al температура фронта ниже ($1395 \text{ }^\circ\text{C}$) и процесс протекает в спиновом режиме. Образец имеет характерную слоистую, чешуйчатую структуру.

Рентгенофазовый анализ порошков проведенном на портативном дифрактометре RIKOR, предоставленном Томским центром коллективного пользования СО РАН показал, что в образце состава Ni + Al присутствует единственная фаза NiAl. В образце состава $3 \text{ Ni} + \text{Al}$ обнаружены фазы Ni_3Al , NiAl, Ni. Фосфатирование порошка проводили в водном растворе фосфорной кислоты (50 мас. %) в течение суток. Затем раствор кислоты удаляли от осадка декантированием, количественно переносили осадок на фильтр и промывали его на фильтре дистиллированной водой до $\text{pH} = 7$ промывной воды. Осадок сушили на фильтре при комнатной температуре. Для изучения термоокислительной устойчивости навеску порошка около 0,5 г. помещали в тигель, который устанавливали в муфельную печь. Обжиг проводили на воздухе при $800 \text{ }^\circ\text{C}$. Взвешивание тиглей, охлажденных до комнатной температуры, проводили на весах с погрешностью 0,001 г.

Установлено, что процедура фосфатирования не изменяет фазовый состав порошков. Следовательно, можно считать, что реакция протекает только на поверхности порошка.

Кинетические кривые окисления порошка Ni_3Al показывает, что процесс подчиняется параболическому закону, для NiAl наблюдается линейная зависимость (рис. 1а).

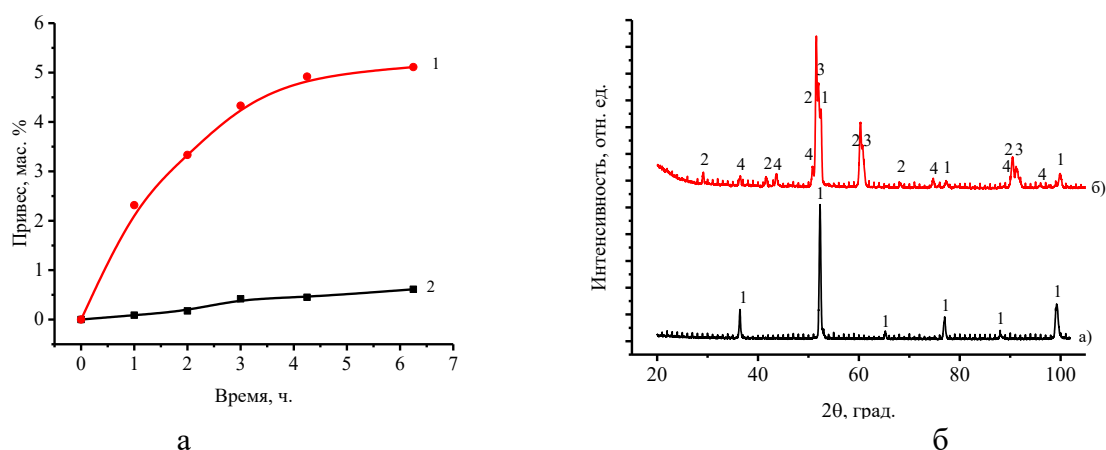


Рис. 1. Кинетические кривые окисления порошков Ni_3Al (1) и NiAl (2) на воздухе без обработки фосфорной кислотой (а) и термограммы этих же порошков после обжига при $800 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 7 ч. Кривая а) порошок NiAl, б) Ni_3Al . Фазы: 1 – NiAl, 2 – Ni_3Al , 3 – Ni, 4 – NiO

Видно, что привес для порошка Ni_3Al значительно выше, чем для NiAl. При обжиге порошка Ni_3Al образуется дополнительно фаза NiO, Вероятно за счет окисления металлического никеля, присутствующего в порошке. В то время, как фазовый состав порошка NiAl не изменяется.

На рис. 2 приведены кинетические кривые для исходных порошков NiAl (а), и Ni_3Al (б), (кривые 1) и обработанных фосфорной кислотой (кривые 2) соответственно. Видно, что для порошка NiAl в течение первого часа нагрева привес не только не уменьшается, но и снижается. Объяснить этот эффект можно тем, что во время обработки фосфорной кислотой на поверхности NiAl образуются гидрофосфаты алюминия, которые при высокой температуре разлагаются с выделением воды и образованием основного фосфата AlPO_4 [4].

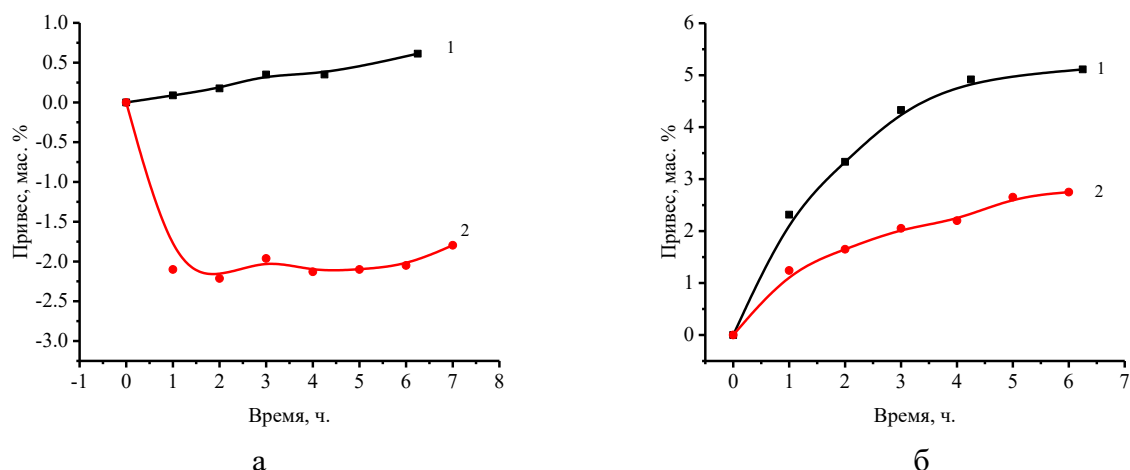


Рис. 2. Кинетические кривые окисления порошка NiAl (а) и Ni₃Al (б). Цифрами 1 обозначены исходные порошки, цифрой 2 – порошки, обработанные фосфорной кислотой.

В дальнейшем рост массы фосфатированного порошка происходит примерно с такой же скоростью, что и не фосфатированного. Следовательно, в данном случае влияние фосфатирования на окислительную устойчивость материала минимально. Для порошка состава Ni₃Al это влияние заметно. Скорость окисления снижается заметно.

Таким образом, в работе изучено влияние обработки никелидов алюминия фосфорной кислотой на их фазовый состав и термоокислительную устойчивость. Показано, что фосфатирование способствует уменьшению скорости окисления Ni₃Al и не влияет на скорость окисления NiAl при обжиге.

Список литературы

1. С.Г. Жилин, В.В. Предеин, О.Н. Комаров// *Металлург.* 2022. № 9. С. 78-90. DOI 10.52351/00260827_2022_09_78
2. J. Karczewski, K. Dunst, P. Jasinski | S. Molin // *International Journal of Applied Ceramic Technology.* 2017. V. 15 N. 2 P. 361-369. DOI: 10.1111/ijac.12840
3. В. Бурокас, А. Мартушене, А. Ручинскене, А. Судавичюс, Г. Бикульчюс// *Защита металлов.* 2006. Т. 42. № 4. С. 373-378.
4. Е.В. Клейн, П.Б. Разговоров, С.В. Ситанов, В.К. Горшков, С.С. Симунова // *Известия высших учебных заведений. Серия химия и химическая технология.* 2006. Т. 49. № 7. С. 45-48.

ПОЛУЧЕНИЕ ЗАЩИТНЫХ РАНЕВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ РАСТВОРОВ НЕКОТОРЫХ ПОЛИСАХАРИДОВ

А. С. Шуршина, Е.И. Кулиш

Уфимский университет науки и технологий, Уфа
onlyalena@mail.ru

Современная фармацевтическая промышленность и медицина активно развивают направление защитных материалов в виде мягких лекарственных форм, обладающих высокой биосовместимостью, адгезивностью и способностью к контролируемому высвобождению активных веществ. Особую значимость такие материалы приобретают в области раневых покрытий, где ключевыми требованиями являются обеспечение оптимальной влажной среды, защита от инфекций и стимуляция регенерации тканей. В связи с этим особый интерес представляют полимерные системы на основе концентрированных растворов природных и искусственных полисахаридов, таких как альгинаты, пектины, хитозан, гиалуроновая кислота и т.д., которые обладают уникальными физико-химическими и биологическими свойствами. Полисахариды являются перспективной основой для таких материалов благодаря их нетоксичности, способности к гелеобразованию и высокой сорбционной емкости. Кроме того, они могут быть модифицированы биологически активными веществами, что расширяет возможности их применения в качестве носителей для антисептиков, антибиотиков и факторов роста.

Таким образом, разработка защитных раневых материалов на основе высококонцентрированных растворов (гелей) полисахаридов представляет собой важную научно-практическую задачу, решение которой может способствовать созданию инновационных средств для эффективного лечения ран различной этиологии.

В первую очередь следует иметь в виду, что при получении на основе полимеров материалов биомедицинского назначения, используемых в качестве мягких лекарственных форм, необходимо обеспечить проявление растворами полимеров с реологической точки зрения определенных свойств. Например, очевидно, что если мягкая лекарственная форма представляет собой гель, то для легкости его нанесения на раневую поверхность и равномерного распределения, он должен обладать свойствами псевдопластичной жидкости, т.е. уменьшать свою вязкость при увеличении скорости сдвига. Если мягкая лекарственная форма представляет собой защитное раневое покрытие, то можно предположить, что при формировании защитных пленочных покрытий используемый раствор полимера, напротив, должен обладать минимумом упругих свойств для обеспечения равномерного растекания и формирования гладкого качественного пленочного материала.

В связи с этим, конкретной целью данной работы стал тщательный анализ растворов полимеров с целью оптимизации концентрации полимера, обеспечивающего получение защитных раневых материалов с необходимыми характеристиками. В качестве основы для создания материалов в данной работе были использованы полисахариды пектин, хитозан, натриевая соль сукцинила хитозана и натриевая соль карбоксиметилцеллюлозы.

Реологические измерения водных растворов проводили на модульном динамическом реометре Haake Mars III при температуре $25 \pm 1^\circ\text{C}$ в режиме осцилляции (в области линейной вязкоупругости) в диапазоне частот осцилляции f от 0.01 до 10 Герц с определением значения концентрации начала формирования сетки зацеплений C_e и концентрации начала формирования геля $C_{гел}$.

В ходе изучения реологических свойств растворов изучаемых полисахаридов были установлены концентрационные границы: концентрация C_e , начиная с которой растворы полимеров характеризуются псевдопластичными свойствами, но еще не проявляют упругих свойств, а также концентрацию $C_{гел}$, выше которой растворы, при сохранении псевдопластичного характера течения начинают превращаются в упругие гели. При

использовании растворов полимеров в области концентраций C между C_e и $C_{гел}$, указанные полимеры могут стать основой создания в виде защитных пленочных покрытий для ран. При использовании растворов полимеров с концентрацией выше $C_{ге}$, изучаемые полисахариды могут использоваться в виде гелей для защиты ран различной этиологии.

ЗАВИСИМОСТЬ СКОРОСТИ ЗВУКА В МЕТАЛЛЕ ОТ СТРУКТУРЫ

О.Р.Валиахметов,¹ Ю.М. Юмагузин^{1,2}

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

²Уфимский университет науки и технологий, Уфа
yum-yulaj@yandex.ru

Исследование распространения звуковых волн в твердых телах дает информацию о скорости распространения и затухании. По данным измерений скорости и плотности могут быть определены упругие параметры твердого тела, которые в свою очередь определяются силой взаимодействия между соседними атомами в кристаллической решетке [1].. К настоящему времени хорошо изучены и широко применяются методы исследования напряженно деформированного состояния поликристаллов, основанные на явлении внутреннего трения, проявляющегося в зависимости от затухания и скорости распространения акустических волн. Измерение скорости распространения ультразвуковых волн в чистых металлах исследовано достаточно полно. Сложнее дело обстоит со сплавами, поскольку здесь на дислокационные эффекты накладываются другие структурные факторы [2].

Несмотря на то, что экспериментальная установка для реализации метода резонансной акустической спектроскопии (РАС) проста и не требует дорогостоящего оборудования, метод обеспечивает высокую точность измерений. Схема измерительной установки приведена на рис.1. Образец с приложенными пьезоэлектрическими элементами (п/э), один из которых является излучателем, второй приемником, помещен в специальную экранированную измерительную ячейку.

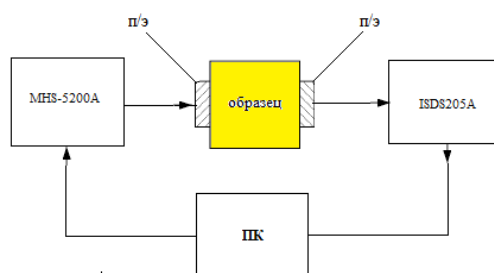
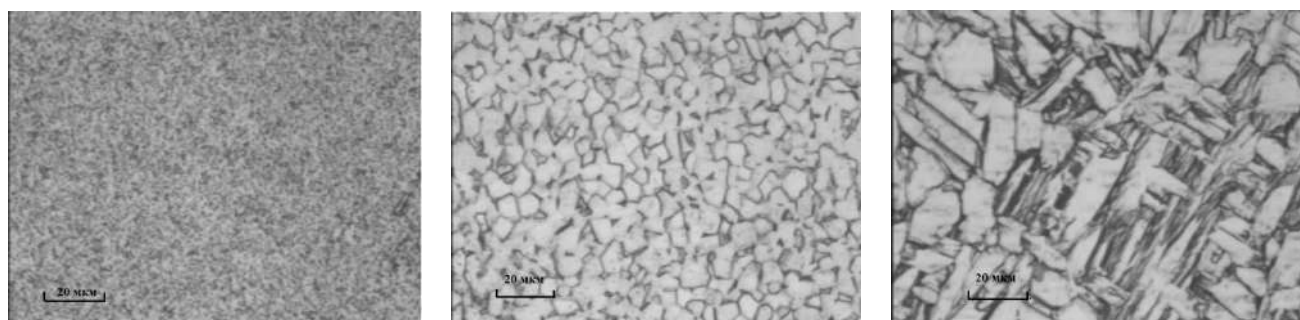


Рис. 1. Блок-схема измерительной установки

В качестве задающего генератора использовался многофункциональный генератор MHS-5200A, управляемый ПК. Сигнал регистрировался анализатором спектра ISDS205A. Устройства, генератор и анализатор соединены к ПК через USB порты.

Для исследования зависимости скорости от структуры был взят сплав ВТ6 (двухфазный ($\alpha+\beta$) титановый сплав) в трех различных структурных состояниях (рис.2):



а)

б)

в)

Рис.2

а) было получено по схеме всестороннейковки с поэтапным понижением температуры деформации - 700°C, 650°C и 600°C. В результате развития динамической рекристаллизации

в сплаве формируется равноосная микроструктура с размером зерен α и β фаз примерно 0,5 мкм;

б) получено отжигом состояния а) при температуре 950°C, ниже температуры полиморфного превращения $T_{\text{пп}}$. При этом при прохождении собирательной рекристаллизации, произошло укрупнение глобулярных α и β фаз примерно до 10-15 мкм. В двухфазных титановых сплавах такая структура называется глобулярной мелкозернистой;

в) получено отжигом состояния а) при температуре 1050°C, выше $T_{\text{пп}}$. При этой температуре сплав состоит только из β -фазы, причем ее размер достигает 1000 мкм. При охлаждении, по границам β -зерен выделяется оторочка из зерен α -фазы, а в теле β -зерен выделяются пластины α -фазы. Такая структура называется крупнозернистой пластинчатой.

Результаты экспериментальных измерений скорости звука в образцах, расчетные значения по ним модуля упругости, а также коэффициента затухания и измеренные значения микротвердости H_v приведены в таблице 1.

Таблица 1. Результаты исследований.

обр-ц	t, °C	fрез, Гц	Δf , Гц	C, м/с	α , 1/с	E, Па	H_v , МПа
а	20	98010	400	6409,854	1256,637	$1,83 \cdot 10^{11}$	201,2
б	20	97430	590	6664,212	1853,54	$1,98 \cdot 10^{11}$	281,9
в	20	98200	630	6677,6	1979,203	$1,98 \cdot 10^{11}$	302,5

В работе также проводилось исследование влияния температуры на скорость распространения во всех трех образцах.

Литература.

1. Труэлл Р., Эльбаум Ч., Чик Б. Ультразвуковые методы в физике твердого тела. М.: Мир, 1972.
2. В.В. Муравьев, Л.Б. Зуев, К.Л. Комаров. Скорость звука и структура сталей и сплавов. Новосибирск. Наука, 1996.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АРМАТУРЫ И РЕЛЬСОВ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ УПРОЧНЕНИИ И ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

А.Б. Юрьев, А.А. Юрьев, В.В. Громов, С.В. Коновалов, В.В. Шляров

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк
yuriev_ab@sibsiu.ru

Повышение эффективности производства требует одновременного улучшения качества продукции и снижения её себестоимости. Рост выпуска проката возможен за счёт интенсификации процессов, оптимизации технологий и внедрения новых методов повышения эксплуатационных характеристик изделий при удешевлении производства. Решение этой комплексной задачи должно опираться на научные знания о механизмах формирования и эволюции структурно-фазовых состояний в сталях. В современных сортопрокатных линиях всё шире применяются термомеханические методы упрочнения раскатов, однако их разработка нередко сводится к эмпирическому «пробам и ошибкам».

Остановимся более подробно на основных направлениях исследования структуры и свойств стального проката и рельсов за последние четверть века.

Технология упрочнения включает чередование циклов "охлаждение-отогрев" арматуры и регулируется количеством и порядком включения и давлением воды в охлаждающих камерах. При этом в сечении стержней формируется градиентная структура, выявляющаяся в виде колец различной травимости. Для всех профилей формируется ярко выраженный поверхностный и несколько переходных слоев и осевая зона. Структура поверхностного слоя формируется в результате сдвигового $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и состоит из пакетного мартенсита и единичных кристаллов пластинчатого мартенсита. Мартенситная структура находится в состоянии отпуска, на что указывают: высокая плотность карбидной фазы, пониженная плотность дислокаций и изгибных экстинкционных контуров, формирование центров рекристаллизации по механизму парной коалесценции кристаллов мартенсита. Резкое снижение твердости на границе "поверхностный-переходный слой" обусловлено разрушением, под действием внутреннего тепла стержня, кристаллов мартенсита путем рассыпания разделяющих из малоугловых границ и появлением структур смешанного (диффузионный+сдвиговой) и диффузионного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения: бейнита, феррито-карбидной смеси и зерен псевдоперлита. По мере удаления от поверхности переходный слой содержит кристаллы бейнита верхнего и нижнего, зерна феррита и псевдоперлита. Осевая зона сформирована: зернами структурно свободного феррита, феррита с частицами карбидной фазы различной морфологии и размеров, пластинами видманштеттова феррита и зернами псевдоперлита. По мере удаления от оси прутка (в пределах центральной зоны) объемная доля структурно свободного феррита и пластинчатого перлита снижается, а псевдоперлита увеличивается.

На основе результатов модельных представлений процессов теплоотвода и структурообразования разработаны и изготовлены установки термического упрочнения арматуры диаметром 32-40 мм. Они представляют собой, расположенные после 14-й клетки, последовательно по ходу прокатки, 3-и охлаждающие секции. Конструктивной особенностью установки является наличие в нагнетающих соплах регулируемых кольцевых зазоров, при помощи которых можно выбрать оптимальную толщину струи охладителя. Общая длина УТУ составила ~ 22 м.

При разработке технологии упрочнения арматуры №50 так же варьировали временем охлаждения и чередованием циклов "охлаждение-отогрев". Оптимальный режим предусматривает прокатку со скоростью 6 м/с, три цикла охлаждения длительностью 1,3→1,3→2,2 с и два промежуточных отогрева длительностью 0,6 и 0,7 с. В результате упрочнения в сечении стержня формируется градиентная структура в виде колец различной травимости, которая для арматуры №50.

Структурный композит состоит из поверхностного и переходного слоев и осевой зоны.

Для оценки вклада отдельных структурных слоев в общий уровень прочности стержни испытывались на растяжение после механического удаления: 1) ребер жесткости, 2) поверхностного слоя, 3) переходного слоя. Удаление ребер жесткости не влияет на временное сопротивление и предел текучести арматуры, снятие поверхностного слоя уменьшает предел текучести с 540 до 480 МПа, после удаления переходного уменьшаются прочностные и увеличиваются пластические свойства. В осевой зоне стержня $\sigma_a=544$ и $\sigma_{0,2}=430$ Н/мм².

Проведены исследования структурно-фазового состава отдельных слоев. В центре стержня преобладают зерна феррита и колонии пластинчатого перлита, встречается псевдоперлит. Перлит располагается в виде прослоек в стыках границ или вдоль границ крупных зерен феррита. В феррите наблюдается клубково-сетчатая субструктура с плотностью дислокаций $\sim 3 \cdot 10^{10}$ см⁻². Псевдоперлит представляет собой частицы цементита пластинчатой и глобулярной морфологии, хаотически расположенные в ферритной матрице. Если скалярная плотность дислокаций в ферритной составляющей перлита $\sim 10^9$ см⁻², то в псевдоперлите она достигает $\sim 3 \cdot 10^{10}$ см⁻². Далее от центра прослеживается эволюция перлитной составляющей, субструктуры и дальнедействующих полей напряжений: пластинчатый перлит замещается псевдоперлитом, увеличивается скалярная плотность дислокаций, возрастает амплитуда кривизны-кручения решетки феррита и псевдоперлита.

Поверхностный слой представлен продуктами отпуска мартенсита. Основным морфологическим типом является пакетный мартенсит, в меньших количествах присутствует пластинчатый мартенсит.

Самоотпуск структур закали привел к: 1) релаксации субструктуры (скалярная плотность дислокаций в кристаллах пакетного мартенита снижается с $\sim 10^{11}$ см⁻² до $\sim 0,7 \cdot 10^{11}$ см⁻²); 2) делению кристаллов мартенсита малоугловыми границами на фрагменты размером $0,19 \pm 0,03$ мкм; 3) протеканию процесса карбидообразования с выделением частиц по границам, субграницам и дислокациям; 4) формированию зародышей рекристаллизации. Можно сказать, что в поверхностном слое арматуры из стали 18Г2С формируется структура фрагментированного пакетного и пластинчатого мартенсита и расположенных по границам и субграницам частиц карбида железа.

Таким образом, формирование и эволюция градиентных структурно-фазовых состояний при охлаждении стержней методом прерванной закали связано с действием различных механизмов $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения:

- в осевой (центральной) зоне - диффузионный распад аустенита при одновременном выделении частиц цементита, что приводит к измельчению ферритного зерна и замещению пластинчатого перлита псевдоперлитом;

- в переходном слое - образование двухфазной смеси из аустенитной матрицы с расположенными внутри нее частицами глобулярного карбида железа на стадии охлаждения и диффузионное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение с дополнительным выделением частиц пластинчатого карбида железа на стадии самоотпуска;

- в поверхностном слое - образование мартенсита в результате бездиффузионного распада аустенита при охлаждении и фрагментация кристаллов мартенсита в результате релаксации дислокационной субструктуры, зарождение центров рекристаллизации и протекание процесса карбидообразования на стадии самоотпуска.

В последнее время наблюдается значительное увеличение интенсивности дорожного транспорта и его грузонагруженности, что требует высокой эксплуатационной стойкости рельсов. Для решения этих проблем используется технология дифференцированной закали 100-метровых рельсов, производство которых в России начато в 2013 г. на АО «Евраз-ЗСМК».

Методами современного физического материаловедения проведены исследования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и трибологических свойств, формирующихся на различных расстояниях по центральной оси и по выкружке в головке дифференцированно закаленных рельсов после пропущенного тоннажа 691,8, 1411 и 1770 млн. тонн брутто и выявлена физическая природа деформационного упрочнения [1, 2].

1. В исходном состоянии структура рельсовой стали представлена зернами перлита и пластинчатой морфологии, зернами структурно-свободного феррита и зернами феррито-карбидной смеси, относительное содержание, которых зависит от глубины залегания исследуемых слоев. Независимо от расстояния до поверхности катания по выкружке доля зерен пластинчатого перлита ниже, а зерен феррито-карбидной смеси выше, чем по центральной оси. Величина межпластинчатого расстояния снижается при удалении от поверхности головки рельсов.

2. Длительная эксплуатация рельсов сопровождается значительным преобразованием структурно-фазовых состояний рельсовой стали. Установлен градиентный характер изменения относительного содержания различных типов структуры (пластинчатый перлит: перлит разрушенный, вырожденный перлит (феррито-карбидная смесь); зерна перлита с пластинами феррита, содержащими наноразмерный цементит; зерна феррита с субмикроструктурной зеренно-субзеренной структурой) вдоль центральной оси симметрии и радиуса скругления выкружки головки рельса.

3. Выявлены количественные характеристики немоного изменения скалярной $\langle \rho \rangle$ и избыточной $\rho_{\pm}$ плотности дислокаций в зависимости от расстояния от поверхности катания по радиусу скругления выкружки и по центральной оси симметрии головки. Независимо от места анализа $\langle \rho \rangle$ ниже величины $\rho_{\pm}$, что указывает на упругий характер изгиба-кручения решетки. Величина $\rho_{\pm}$, измеренная в поверхностном слое вдоль центральной оси и вдоль радиуса скругления выкружки более, чем в 2 раза превышает эту характеристика дефектной субструктуры, выявленную в слое на глубине 10 мм. Дана физическая интерпретация изменения $\langle \rho \rangle$ и $\rho_{\pm}$ с увеличением пропущенного тоннажа.

4. Проведен сравнительный анализ количественной оценки механизмов упрочнения, обусловленного упрочнением частицами карбидной фазы, упрочнением за счет образования перлитной структуры и формирования дислокационной субструктуры, упрочнением дальнедействующими полями напряжений и твердорастворным упрочнением для исходного состояния и после различных объемов пропущенного тоннажа.

5. Установлено, что для рельсов после пропущенного тоннажа 691,8 млн тонн независимо от направления анализа и расстояния до рабочей поверхности основной вклад в упрочнение вносит дислокационная субструктура. После пропущенного тоннажа 1411 млн тонн основным механизмом упрочнения металла в поверхностном слое (слое, формирующем поверхность головки) является независимо от направления анализа субструктурный механизм, а после 1770 млн тонн – субструктурный для рабочей выкружки и механизм, обусловленный внутренними полями напряжений, для поверхности катания.

6. На основе многофакторного анализа упрочнения выполнены теоретические оценки аддитивного предела текучести по разным направлениям в головке рельсов после различного пропущенного тоннажа и дано физическое объяснение выявленного несоответствия изменения предела текучести с увеличением сроков эксплуатации.

Литература

1. В.Я. Чинокалов, А.Б. Юрьев, О.Ю. Ефимов // Сталь. 2003. № 1. С. 94-96.
2. А.Б. Юрьев, А.И. Погорелов, О.Ю. Ефимов // Сталь. 2003. №2. С. 63-64

DFT-МОДЕЛИРОВАНИЕ ЛОКАЛЬНОГО ОКРУЖЕНИЯ ЦЕОЛИТА ZSM-5

Б.Ю. Янжимаев

НИИЦ «Курчатовский институт», Москва
yanzhimaevborya@yandex.ru

Цеолиты представляют собой кристаллические алюмосиликаты, обладающие развитой системой пор и каналов, что обуславливает их уникальные сорбционные и каталитические свойства. Благодаря термической стабильности, кислотности и структурному разнообразию цеолиты находят широкое применение в процессах нефтепереработки и нефтехимии. Одним из наиболее известных и широко используемых цеолитов является ZSM-5 – представитель семейства MFI-структур с характерной системой пересекающихся каналов среднего размера. Важнейшим фактором, определяющим каталитическую активность таких материалов, является состояние активных центров катализатора [1].

Для надёжной интерпретации спектров рентгеновской спектроскопии поглощения, широко применяемых для исследования катализаторов, требуется информация о локальной геометрии вблизи атомов, участвующих в каталитических превращениях [2]. Одним из эффективных подходов к получению такой информации является моделирование с использованием методов первопринципных квантово-механических расчётов, в частности теории функционала электронной плотности (DFT). В настоящей работе выполнено DFT-моделирование локального окружения цеолита ZSM-5 с использованием программного комплекса Quantum ESPRESSO [3], реализующего расчёты в плосковолновом базисе с использованием псевдопотенциалов. В рамках моделирования были построены кластеры различного радиуса (3, 4, 5 и 6 Å), выделенные вокруг выбранного атома кристаллической решётки. Все кластеры были подвергнуты геометрической оптимизации с частичной фиксацией периферийных атомов. Особое внимание в работе уделено анализу устойчивости полученной локальной структуры по отношению к варьированию начальных условий. С этой целью были исследованы зависимости итоговой геометрии от двух факторов: величины случайных смещений атомов, искусственно вносимых в исходную структуру перед оптимизацией; размера моделируемого кластера, определяющего степень учёта окружения в пределах кристаллической матрицы.

Проведённое моделирование направлено на выявление чувствительности локальной структуры к варьируемым параметрам и на определение условий, при которых достигается наилучшая воспроизводимость и устойчивость атомных конфигураций. Эти результаты предполагается использовать при подготовке входных моделей для расчётов спектров XANES и EXAFS, регистрируемых на станции структурного материаловедения Курчатовского комплекса синхротронно-нейтронных исследований.

Литература

1. Corma A. State of the art and future challenges of zeolites as catalysts //Journal of Catalysis. – 2003. – Т. 216. – №. 1-2. – С. 298-312.
2. Bunker G. Introduction to XAFS: a practical guide to X-ray absorption fine structure spectroscopy. – Cambridge University Press, 2010.
3. Giannozzi P. et al. Quantum ESPRESSO toward the exascale //The Journal of chemical physics. – 2020. – Т. 152. – №. 15.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОДНООСНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛ-УГЛЕРОДНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ AL, AU, NI, TI И УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК

У.И. Янковская¹, П.В. Захаров¹, А.С. Нарсеев¹, М.Д. Старостенков²

¹ Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург

² Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Барнаул
zalaevau@gmail.com

Моделирование методом молекулярной динамики (МД) одноосной нагрузки композитов на основе металлической матрицы (Al, Au, Ni, Ti) с углеродными нанотрубками (УНТ) требует тщательного подхода к выбору потенциалов взаимодействия, параметров моделирования и анализа результатов. Это обусловлено необходимостью верификации полученных данных при их сравнении с известными экспериментальными результатами и обеспечения достоверности прогнозируемых свойств таких материалов.

В данном исследовании рассматривается как растягивающая, так и сжимающая нагрузки, которые применяются к металлическим монокристаллическим квадратным призмам в направлении [001] с внедренной УНТ. Исследуемые модели представляют собой элементарные ячейки монофазных металлических систем и композиты "металл-углеродная нанотрубка" в форме квадратных призм с размерами $12a \times 12a \times 12a$, где a - параметр кристаллической решетки: для Al – 4,05 Å, Au – 4,078 Å, Ni – 3,52 Å, Ti – 2,95 Å. При создании моделей в центральной части металлической матрицы выделялась цилиндрическая область с радиусом цилиндра 6,31 Å, выбранные атомы удалялись для формирования канала, в образованный канал помещалась зигзагообразная («zigzag») углеродная нанотрубка хиральностью (8,0) и радиусом 3,31 Å. Для оптимизации межфазного расстояния зазор между поверхностью УНТ и матрицей составлял 3,0 Å, что обеспечивает корректное межатомное взаимодействие на границе раздела фаз. Представленные параметры ячеек выбраны для минимизации размерных эффектов и обеспечения периодических граничных условий. Величина зазора 3 Å соответствует оптимальному взаимодействию металл-углерод.

Выбор потенциалов межчастичного взаимодействия. На обеспечение достоверности результатов влияет выбор потенциалов межатомного взаимодействия. Для моделирования взаимодействия углерод-углерод в УНТ был принят потенциал AIREBO (Adaptive Intermolecular Reactive Empirical Bond Order). Связи металл-металл моделировались с использованием потенциала EAM (Embedded Atom Model) для многих тел, который хорошо подходит для металлических систем. Потенциал EAM был параметризован для взаимодействия Al-Al Мишиным и др. [1], Ni-Ni Мишиным и др. [2], Au-Au Норманом и др. [3], Ti Чжоу и др. [4]. Что касается интерфейса УНТ-металл, это взаимодействие описывают только силы Ван-дер-Ваальса. Для моделирования межатомных сил между атомами углерода и металла был выбран потенциал Леннарда-Джонса (LJ) Au и Ti, и Морзе для Ni и Al.

Инструментами моделирования являлись ATOMSK [5] (создание моделей), LAMMPS [6], обеспечивающий реализацию непосредственное моделирование одноосной нагрузки, а также анализ результатов, для визуализации результатов моделирования – OVITO [7].

Для композита Al-УНТ отмечается хорошая смачиваемость углеродной нанотрубки алюминием, что важно для адгезии. Для Ni-УНТ характерно сильное взаимодействие Ni-углерод (ковалентный характер). Для композита Ti-CNT имеется активное химическое взаимодействие ($Ti + C \rightarrow TiC$).

В таблице 1 представлены результаты рассчитанных механических характеристик изучаемых металлматричных композитов. Основное внимание сделано на модуль Юнга и предел прочности при разных температурах. В виду того, что данные композиты могут иметь в основном конструкционное приложение, данные параметры являются наиболее важными как с практической, так и с фундаментальной точек зрения.

Таблица 1. Модуль упругости (Модуль Юнга) и предел прочности композитов «металл-УНТ» для растягивающей и сжимающей нагрузках при различных температурах.

Модель	T, K	Предел прочности, ГПа		Модуль Юнга, ГПа	
		растяжение	сжатие	растяжение	сжатие
Ni	300	19,81	4,21	179,45	200,11
	500	17,94	3,63	157,85	190,23
	700	15,99	3,00	151,68	175,02
	900	14,31	2,33	153,73	150,00
Ni-CNT	300	25,35	5,50	195,51	240,00
	500	22,43	5,00	183,15	230,45
	700	19,77	4,12	167,71	200,12
	900	17,59	3,25	153,46	180,25
Al	300	9,20	1,80	91,12	70,01
	500	7,62	1,50	78,08	65,10
	700	6,06	1,21	60,07	60,00
	900	9,20	0,92	91,12	50,12
Al-CNT	300	12,25	2,50	97,86	90,12
	500	11,15	2,00	92,25	87,25
	700	9,56	1,80	78,70	80,32
	900	7,94	1,22	68,05	78,56
Au	300	14,58	1,22	127,35	80,00
	500	14,83	0,91	118,55	75,21
	700	13,57	0,73	120,83	70,31
	900	11,17	0,50	111,95	60,12
Au-CNT	300	13,04	1,61	145,80	100,00
	500	12,33	1,53	130,51	95,25
	700	11,31	0,95	120,59	87,45
Ti	300	14,43	5,00	106,97	120,10
	500	12,27	4,21	108,10	110,00
	700	10,35	3,30	90,43	100,05
	900	8,54	2,50	85,64	85,21
Ti-CNT	300	12,07	6,50	123,53	150,12
	500	11,30	5,72	112,81	145,32
	700	10,35	4,65	105,58	139,12
	900	10,66	3,21	100,81	124,56

Получено, что независимо от направления нагрузки (сжатие или растяжение), влияние УНТ на механические характеристики металломатричных композитов существенно. Углеродные нанотрубки блокируют движение дислокаций, что повышает прочностные характеристики. Анализ дислокаций проводился с помощью алгоритма извлечения дислокаций (DXA) с использованием программного обеспечения OVITO. В случае модели кристалла Ni при растяжении ($\epsilon > 0$) состояние текучести ($\epsilon = 0,15$) характеризуется появлением частичных дислокаций Шокли, сосредоточенных в верхней части призмы. Однако небольшое увеличение деформации за пределами начала текучести ($\epsilon = +0,16$) приводит к распространению дислокаций Шокли на всю призму. При более высоких уровнях деформации растяжения ($\epsilon = +0,19$) частичные дислокации Шокли уменьшаются. При сжатии ($\epsilon < 0$) состояние текучести начинается с появления частичных дислокаций Шокли, сосредоточенных в центре призмы. Затем, увеличение предельной деформации за пределами начала текучести приводит к появлению стержневых дислокаций в центре призмы. Наблюдается, что в случае

композитов «металл-УНТ» дислокации возникают вблизи углеродной нанотрубки (на границе раздела фаз).

Литература

1. R.R. Zope, Y. Mishin // *Physical Review B*. 2003. № 68(2). P. 024102. DOI: 10.1103/physrevb.68.024102.
2. Y. Mishin, D. Farkas, M.J. Mehl, D.A. Papaconstantopoulos // *Physical Review B*. 1999. № 59(5). P. 3393-3407. DOI: 10.1103/physrevb.59.3393.
3. G.E. Norman, S.V. Starikov, V.V. Stegailov // *Journal of Experimental and Theoretical Physics*. 2012. № 114(5). P. 792-800. DOI: 10.1134/s1063776112040115.
4. X.W. Zhou, R.A. Johnson, H.N.G. Wadley // *Physical Review B*. 2004. № 69(14). P. 144113. DOI: 10.1103/physrevb.69.144113.
5. P. Hirel // *Computer Physics Communications*. 2015. V. 197. P. 212–219.
6. S.J. Plimpton // *MRS Bulletin*. 2012. V. 37. № 5. P. 513–521.
7. A. Stukowski // *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*. 2012. V. 20. P. 085007.

ИЗУЧЕНИЕ И ПОДБОР СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ДЛЯ ЧУВСТВИТЕЛЬНОГО ЭЛЕМЕНТА ДАТЧИКОВ ВИБРАЦИИ

Меркушев А.С., Бикмухаметова М.А., Габбасов Д.Ф.

ФГБОУ ВПО «Уфимский государственный нефтяной технический университет», г. Уфа
maribik@mail.ru

В рамках прикладных исследований для разработки инновационной системы стационарного вибромониторинга на кафедре «Технология металлов в нефтегазовом машиностроении» УГНТУ проводятся исследования различных металлов и сплавов. Целью проводимых исследований является подбор металла или создание сплава с определенными заданными характеристиками. Физико-механические свойства искомого материала подбираются такими, чтобы его форма сохранялась на протяжении длительного периода воздействия гармонических колебаний, передающихся от различных узлов и деталей работающего динамического оборудования (насосы, компрессоры, вентиляторы). Вторым обязательным условием является то, что у материала должен быть такой модуль упругости, чтобы замыкание чувствительного элемента датчика вибрации происходило при определенном заранее заданном уровне вибрации наблюдаемого оборудования.

Основными видами наиболее подходящих материалов для этих целей являются пружинные стали марок: Сталь 50ХСА, Сталь 55С2, Сталь 50ХГФА, Сталь 70С2ХА, Сталь 50ХФА, Сталь 50ХГ, Сталь 60С2ХФА, Сталь 65Г, Сталь 55ХГР, Сталь 80. Основными легирующими элементами в этих сталях являются: марганец – улучшает закаляемость и прочность, кремний – повышает прочность и улучшает упругие свойства, хром – повышает коррозионную стойкость и общую долговечность. Так же проведены исследования других металлов и сплавов.

Исследования включают полный базовый цикл: от пробоподготовки материала, включая термо- и деформационную обработку образцов металлов, оценку механических характеристик, тверδοметрию и микроструктурный анализ.

В рамках исследований проводится анализ химического состава и испытания образцов на усталостную устойчивость, сжатие, растяжение, ударную вязкость и глубокую вытяжку.

Полученные результаты позволили создать массив данных для моделирования эволюции микроструктуры стальных, никелевых, титановых, алюминиевых и других сплавов в программном комплексе «QForm». Модуль подходит для расчёта динамической, статической и метадинамической рекристаллизации.

Литература

1. Адаскин А. М. Материаловедение и технология материалов: учебное пособие / А. М. Адаскин, В. М. Зуев. — М.: ФОРУМ: ИНФРА-М, 2017.
2. Арзамасов В. Б. Материаловедение: учебник / В. Б. Арзамасов, А. А. Черепяхин. — Москва: Изд-во «Экзамен», 2009.
3. Богодухов С. И. Курс материаловедения в вопросах и ответах: учебное пособие / С. И. Богодухов, А. В. Синюхин, Е. С. Козик. — 3-е изд., перераб. и доп. — Москва: Машиностроение, 2010.
4. Латхин Ю. М., Леонтьева В. П. Материаловедение: Учебник для высших технических учебных заведений. — 3-е издание переработанное и дополненное — М.: Машиностроение, 1990.
5. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. — М.: Металлургия, 1984.
6. Фетисов Г. П. Материаловедение и технология металлов: учебное пособие для студентов машиностроительных специальностей вузов / Г. П. Фетисов, М. Г. Карпман, В. М. Матюнин и др.; под ред. Г. П. Фетисова — 3-е изд. — М.: Высш. шк., 2006.

СКИРМИОННЫЕ ФАЗЫ В ОСНОВНОМ СОСТОЯНИИ ДЛЯ МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКОГО БИСЛОЯ С ДЕФЕКТОМ СТРУКТУРЫ

И.Ф. Шарафуллин, Д.И. Абдрахманов

Уфимский университет науки и технологий, Уфа
sharafullinif@yandex.ru

Исследования последних лет в области топологически защищенных наноструктур (магнитные вихри, скирмионы) в конденсированных средах показывают, что скирмионы можно эффективно создавать, стабилизировать и управлять ими в магнитных и магнитоэлектрических наноплёнках с помощью электрических полей, магнитных градиентов, механических деформаций. Особое внимание уделяется подавлению нежелательного эффекта Холла для скирмионов и интеграции их в энергоэффективные спинтронные устройства [1-4]. Разработка контролируемого метода зарождения топологически защищенных спиновых вихрей или фазы скирмиона является актуальной задачей, поскольку для реализации устройств на основе скирмионных структур необходима разработка контролируемого метода зарождения топологически защищенных магнитных неоднородностей. Скирмионы и даже фаза решетки скирмиона могут зарождаться при наличии естественных дефектов материала, а дефекты также могут служить центром закрепления или пиннинга скирмионов [5, 6, 7].

В данной работе предложен способ локализации скирмионов с помощью структурного дефекта в моделях ферромагнитного и магнитоэлектрического бислоя (геометрия модели показана на рисунке 1). К стабилизации магнитных скирмионов приводит конкуренция обменного взаимодействия, взаимодействия Дзялошинского-Мория (ДМ), магнитоэлектрического взаимодействия и внешнего магнитного поля, приложенного перпендикулярно плоскости бислойной пленки.

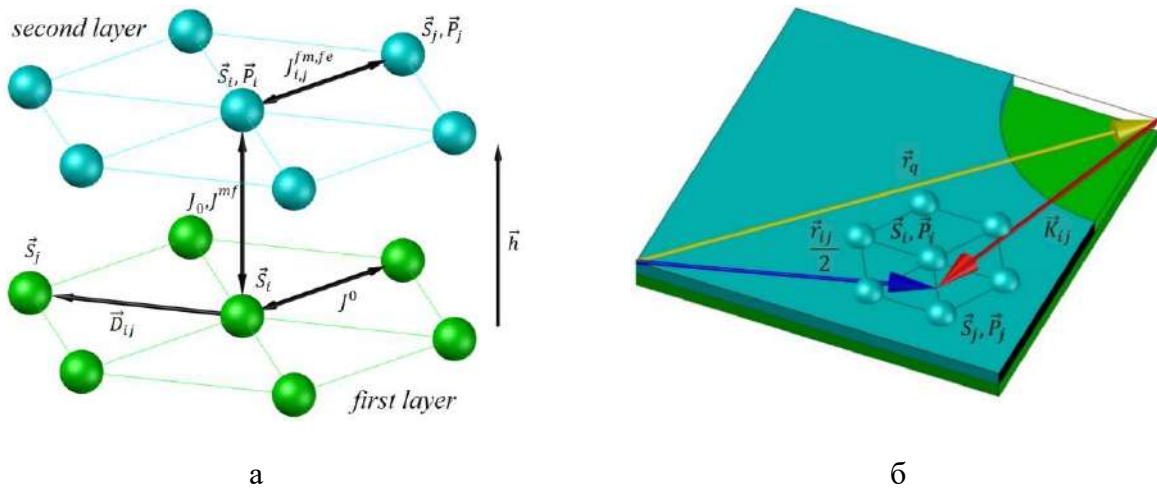


Рис. 1. (а) Схематичное изображение модели. Первый слой характеризуется ферромагнитными гейзенберговскими спинами с взаимодействием ДМ, второй - сегнетоэлектрический слой с магнитоэлектрической связью между подсистемами. (б) Схема расчета модуля вектора $\vec{K}_{ij}$. Вектор $\vec{r}_{ij} = \vec{r}_i + \vec{r}_j$.

Формирование нетривиальных топологических структур возникает в первой ферромагнитной подсистеме (рис. 1а, зеленые сферы). Гамильтониан подсистемы задается в виде:

$$H_1 = - \sum_{i,j} J_{i,j}^{fm} \vec{S}_i \cdot \vec{S}_j - \sum_{i,j} \vec{D}_{i,j} \cdot [\vec{S}_i \times \vec{S}_j] - \vec{h} \sum_i \vec{S}_i.$$

Для второй подсистемы (рис. 1а, голубые сферы) гамильтониан, в зависимости от рассматриваемой модели, задается выражением:

$$H_2 = - \sum_{i,j} J_{i,j}^{fe} \vec{P}_i \cdot \vec{P}_j - J^{mf} \sum_{i,j} \vec{P}_i (S_i^x \cdot S_j^y - S_i^y \cdot S_j^x),$$

где H_2 — гамильтониан верхнего сегнетоэлектрического слоя с неоднородной магнитоэлектрической связью.

Структурный дефект вводится в добавочный слой через модификацию обменного взаимодействия между магнитными спинами или векторами поляризации:

$$J_{i,j}^{fe} = \frac{J_0}{2} \left(1 + \tanh \left(\frac{2|\vec{K}_{ij}| - d}{2\vartheta} \right) \right),$$

$$\vec{K}_{ij} = \frac{\vec{r}_i + \vec{r}_j}{2} - \vec{r}_q.$$

Результаты моделирования основного состояния указывают на то, что образование скирмионной фазы в первом слое является следствием конкуренции обменного взаимодействия, взаимодействия ДМ и внешнего магнитного поля как в ферромагнитном, так и в магнитоэлектрическом бислое.

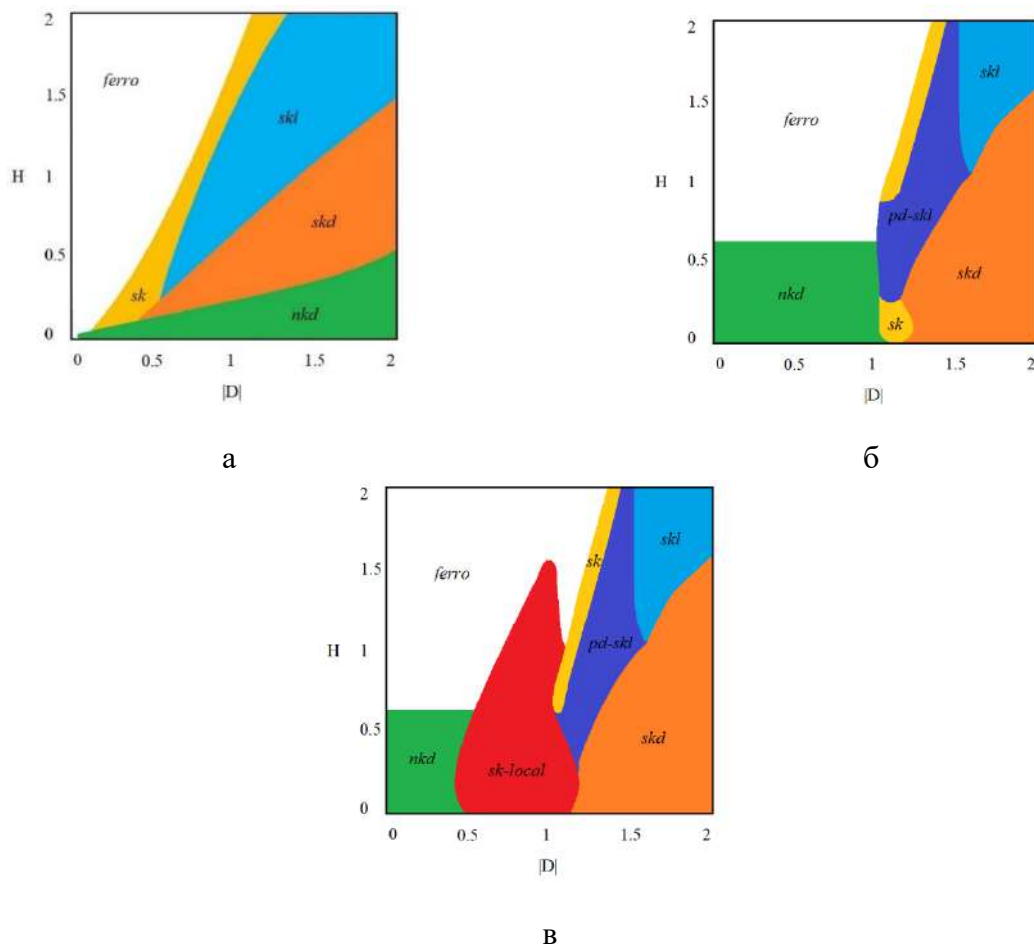


Рис. 2. Фазовая диаграмма основного состояния ферромагнитной подсистемы при $|D| \in (0.0, 2.0)$ и $H \in (0.0, 2.0)$. (а) в отсутствии магнитоэлектрического взаимодействия и дефекта. (б) с магнитоэлектрическим взаимодействием $J^{mf} = 0.5$ в отсутствии дефекта. (в) с магнитоэлектрическим взаимодействием $J^{mf} = 0.5$ и дефектом $d_{def} = 10$ узлов решетки.

Исследуемый нами диапазон конкурирующих взаимодействий соответствует значениям константы Дзялошинского-Мория и внешнего магнитного поля, которые можно реализовать во многих гетероструктурных пленках.

Параметр магнитоэлектрического взаимодействия был подобран таким образом, чтобы фазы, присутствующие на чистом ферромагнитном слое (рис. 2а), сохранялись и при включенном магнитоэлектрическом взаимодействии (рис. 2б) при тех же конкурирующих параметрах в ферромагнитной подсистеме. На фазовых диаграммах приняты следующие обозначения: ферромагнитная фаза (ferro), неколлинеарная доменная структура (nkd), фаза скирмионов (sk), фаза решетки скирмионов (skl), фаза частично разупорядоченной решетки скирмионов (pd-skl), фаза неколлинеарных доменов и скирмионов (skd).

Рассмотрено влияние добавочного сегнетоэлектрического монослоя на фазовую диаграмму основного состояния ферромагнитной подсистемы. При наличии магнитоэлектрического взаимодействия $J^{mf} = 0.5$ происходит смещение фаз, содержащих скирмионы (skd, skl, sk), в область больших значений параметра $|D| \in (0.0, 2.0)$ (рис. 2а), в сторону $|D| \in (1.0, 2.0)$ (рис. 2б). При этом возникает новая фаза pd-skl, в которой существуют отдельные области с упорядочением скирмионов как в фазе решетки скирмионов. В данном случае магнитоэлектрическое взаимодействие подавляет фазу skl в области $|D| \in (0.5, 1.5)$, а также это происходит и для смежных фаз (skd/sk).

Наличие дефекта в сегнетоэлектрической пленке (рис. 2в) приводит к интересному результату. Дефект не оказывает значительного влияния на фазовый портрет в области параметров $|D| \in (1.2, 2.0)$ и $H \in (0.0, 2.0)$.

Однако в диапазоне $|D| \in (0.4, 1.2)$ возникает область локализации скирмионной фазы (sk-local). Это связано с тем, что магнитоэлектрическое взаимодействие является доминирующим и подавляет образование скирмионных фаз, но в области под дефектом магнитоэлектрическое взаимодействие отсутствует. Как видно из рисунка 3(в), в красной области возможно существование локальной скирмионной фазы при нулевом внешнем магнитном поле.

Методом наискорейшего спуска показано, что в области малых значений параметра взаимодействия Дзялошинского-Мория $|D| \in (0.0, 1.0)$ магнитоэлектрическое взаимодействие играет ключевую роль в подавлении скирмионных фаз. Но наличие дефекта в сегнетоэлектрическом слое способствует формированию неколлинеарных структур в области под дефектом, в этой области решающую роль в формировании скирмионной фазы играет взаимодействие Дзялошинского-Мория и внешнее магнитное поле. При включении магнитоэлектрического взаимодействия происходит смещение фаз, в которых наблюдаются скирмионы в основном состоянии, в область больших значений константы взаимодействия Дзялошинского-Мория.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 24-29-00702)

Литература

1. Д.И. Хомский // ЖЭТФ. 2021. Т. 159. №4. С. 581-593.
2. А.А. Гаврилюк, А.В. Семиров, В.В. Марченков // Физика металлов и металловедение. 2024. Т. 125. №4. С. 377-382.
3. А.П. Пятаков, А.К. Звездин // УФН. 2012. Т. 182. №. 6. С. 593–620.
4. А.С. Самардак, А.Г. Колесников, А.В. Давыденко, М.Е. Стеблій, А.В. Огнев // Физика металлов и металловедение. 2022. Т. 123. №. 3. С. 260-283.
5. Р.М. Вахитов, А.А. Ахметова, М.А. Филиппов, Р.В. Солонецкий // Физика металлов и металловедение. 2024. Т. 125. №5. С. 513-520.
6. Fallon, K., Hughes, S., Zeissler, K., Legrand, W., Ajejas, F., Maccariello, D., ...& McVitie, S. // Small. 2020. Vol. 16. No. 13. P. 1907450.
7. Gong X. et al. // Physical Review B. 2022. Vol. 105. No. 9. P. 094437.

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
Абдрахманова Э.Д., Хафизова Э.Д., Аксенов Д.А., Асфандияров Р.Н., Поленок М.В. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЧИСТОГО ЦИНКА ПОСЛЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ РКУП ОБРАБОТКИ.....	3
А.У. Абдуллин МАГНИТОСЕГНЕТОУПРУГИЕ ВОЛНЫ В СЕГНЕТОАНТИФЕРРОМАГНЕТИКАХ С ОРТОРОМБИЧЕСКОЙ СИММЕТРИЕЙ.....	4
Д.Н. Абдуллина, И.В. Хомская, С.В. Разоренов, Е.В. Шорохов, А.С. Савиных, Г.В. Гаркушин ДИНАМИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ СПЛАВОВ И КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ.....	7
Н. А. Авдеев, А. Д. Кононенко РАСЧЕТ ЭНЕРГИИ СВЯЗИ МОЛЕКУЛЫ ВОДЫ, АДсорбированной на ПОВЕРХНОСТИ ОКСИДА ЦИНКА.....	8
Е.В. Автократова, О.Ш. Ситдилов, Р.Р. Загитов, О.Э. Латыпова, И.Ш. Валеев, А.Х. Валеева, М.В. Маркушев ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ НАГАРТОВАННОГО КРУПНО- И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С.....	10
Айдаралиев Ж.К., Бекболот кызы Б., Рашид кызы Б., Жолдошова Ч.К. ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ФИБРОБЕТОНА С ПРИМЕНЕНИЕМ МИКРОКРЕМНЕЗЕМА И БАЗАЛЬТОВОГО ВОЛОКНА.....	11
С.М. Айзикович, И.А. Панфилов, П.А. Лапина УЧЕТ ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОСНОВАНИЯ В СЛУЧАЕ КОНТАКТНОЙ ЗАДАЧИ О КРУЧЕНИИ ПОЛУПРОСТРАНСТВА КРУГЛЫМ ШТАМПОМ.....	14
С.А. Аккузин, Н.А. Полехина, А.В. Ким, И.Ю. Литовченко, В.М. Чернов ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ КРИОГЕННОЙ И ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ДЛИТЕЛЬНОГО СТАРЕНИЯ ПРИ 700 °С.....	15
Акманова Г.Р., Биккулова Н.Н., Ермилов Н.В., Сафаргалиев Д.И. ИЗУЧЕНИЕ ЗОННОЙ СТРУКТУРЫ КВАНТОВЫХ ТОЧЕК РbS С ЛИГАНДАМИ Cl И FА.....	18
Аксенов Д.А., Асфандияров Р.Н., Шишкунова М.А., Рааб А.Г., Сементеева Ю.Р., Фаррахов Р.Г., Аубакирова В.Р. ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКА ПРИ РКУП НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СПЛАВА Mg-1,2Zn-0,6Zr.....	21

Н.С. Александрова ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СПЛАВОВ Ti(Fe1-XAlX) ₃ , ПОЛУЧЕННЫХ ДУГОВЫМ ПЕРЕПЛАВОМ И ПРЯМОЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ.....	22
Д.В. Алябьев, И.Д. Ядгаров ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ТЕМПЕРАТУРНОЙ МИГРАЦИИ ЭКЗОАТОМА ЖЕЛЕЗА НА ПОВЕРХНОСТИ ФУЛЛЕРЕНА C ₆₀ МЕТОДАМИ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ.....	25
А.В. Мясоедов, Т.С. Аргунова, М.Ю. Гуткин, Д.А. Петров ОСОБЕННОСТИ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ AlN ПО ДАНЫМ ПРОСВЕЧИВАЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ.....	27
С.В. Астафуров, Л.В. Данилова, А.В. Лучин, Е.А. Загибалова, Г.Г. Майер, М.А. Лысунец, Е.В. Мельников, Е.Г. Астафурова ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ АЗОТИРОВАННЫХ СЛОЕВ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОМ СПЛАВЕ Co ₂₀ Cr ₂₀ Fe ₂₀ Mn ₂₀ Ni ₂₀	29
Е.Г. Астафурова, Д. Астапов, С.В. Астафуров, Е.В. Мельников ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ БОРОМ И КРЕМНИЕМ НА РАЗВИТИЕ ТЕРМОУПРУГОГО ГЦК-ГПУ-ГЦК МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ Co ₃₅ Ni ₅ Cr ₂₀ Fe ₂₀ Mn ₂₀	30
Б.И. Атанов ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ СВОЙСТВА УГЛЕАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА.....	31
Ахунова А.Х., Баимова Ю.А. ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ГРАФИНОВ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ..	32
Базлов А.И., Убийвовк Е.В., Занаева Э.Н., Пархоменко М.С. ВЛИЯНИЕ ЗАМЕНЫ МОЛИБДЕНА НА ВАНАДИЙ НА ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Co-Ni-Cr-(Mo,V)-В.....	35
Е.С. Белослудцева ИССЛЕДОВАНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВА Ni ₅₀ Mn ₅₀ ПОСЛЕ ЕСТЕСТВЕННОГО СТАРЕНИЯ	36
С.Я. Бецофен, А.А. Ашмарин, Д.А. Прокопенко, Е.И. Максименко ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОСЛОЙНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ ТЕКСТУРЫ НА АНИЗОТРОПИЮ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Cu-Li.....	37
Биккулова Н.Н., Ермилов Н.В., Акманова Г.Р., Курбангулов А.Р. КВАНТОВЫЕ ТОЧКИ PVS С ЛИГАНДАМИ Cl И FA.....	40

	Стр.
И.Ю. Богуш, Плуготаренко Н.К., Моисеева Т.А., Мясоедова Т.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОДОВ НА ОСНОВЕ СУЛЬФИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ МЕТОДОМ МОТТА-ШОТТКИ.....	43
Е.Д. Боргардт, А.О. Полунина, А.В. Полунин, М.М. Криштал ЭФФЕКТ ДОБАВОК СМЕСЕЙ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКОВ SiO ₂ И WC В ЭЛЕКТРОЛИТ ПРИ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОМ ОКСИДИРОВАНИИ АЛЮМИНИЕВОГО И МАГНИЕВОГО ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ.....	45
О.Д. Боярченко, А.Ю. Малахов, Н.Н. Ниёзбеков, И.В. Денисов, Г.Р. Сайкова ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ УДАРНО-СЖАТОГО ГАЗА В СВАРОЧНОМ ЗАЗОРЕ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ 12X18H10T-AMr6.....	48
П.А. Лазарев, А.С. Разносчиков, М.Л. Бусурина, О.Д. Боярченко, И.Д. Ковалев, А.Е. Сычев ПРИМЕНЕНИЕ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ ДЛЯ КОНСОЛИДАЦИИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА Ti ₂₀ Al ₃ Si ₉ , ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СВС.....	51
П.О. Буковский, О.О. Щербакова, Т.И. Муравьева ВЛИЯНИЕ ПЛОТНОСТИ ГРАФИТОВЫХ ФОЛЬГ НА ИХ МОРФОЛОГИЮ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ.....	53
Э.И. Бурибаев, Ю.В. Замаева, А.В. Разинкин, Ю.Н. Логинов СТАБИЛИЗАЦИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРИ ПРЕССОВАНИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА.....	56
З.Е. Вакулов, Р.В. Томинов, В.А. Смирнов СИНАПТИЧЕСКАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ ТОНКИХ ПЛЕНОК ZnO:In.....	59
И. Ш. Валеев, А.Х. Валеева, М.В. Маркушев, Г.Р. Халикова СТРУКТУРА ЛИСТОВ ИЗ ХОЛОДНОКАТАНОГО НИКЕЛЯ ПОСЛЕ МНОГОКРАТНОЙ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ.....	61
А.Х. Валеева, И.Ш. Валеев, С.В. Крымский, Е.В. Автокротова, О.Ш. Ситдилов, М.В. Маркушев ОБ ЭФФЕКТЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ КОРРОЗИИ КРИОКАТАНОГО НИКЕЛЯ	62
Валитов В.А., Ганеев А.А., Галиева Э.В. РАЗРАБОТКА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ПОЛУЧЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ ТИПА ДИСК ГТД ИЗ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С РЕГЛАМЕНТИРОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ.....	64
В.И. Варганов, Р.В. Томинов, В.А. Смирнов СОЗДАНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ МЕМРИСТОРНЫХ СТРУКТУР ДЛЯ НЕЙРОМОРФНОЙ ЭЛЕКТРОНИКИ СИСТЕМ ИСКУССТВЕННОГО ИНТЕЛЛЕКТА.....	67

В.Н. Варюхин, С.В. Васильев, Е.А. Свиридова, В.И. Ткач ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ЗАКАЛКОЙ ИЗ РАСПЛАВА.....	69
В.Н. Варюхин, В.В. Малашенко СПЕЦИФИКА НЕУПРУГИХ ПРОЦЕССОВ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНЫХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ	71
А.М. Власова МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ И ЗАКОН ОРОВАНА-ТЕЙЛОРА ДЛЯ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАГНИЯ.....	74
Е.В. Воробьёв, А.А. Чуракова ЗАВИСИМОСТЬ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВА TiNi ОТ РЕЖИМА ТЕРМООБРАБОТКИ.....	76
А.А. Вшивкова, К.А. Романов, А.И. Швейкин МНОГОУРОВНЕВОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ И ТРАНСФОРМАЦИИ СТРУКТУРЫ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ ПРИ СОВМЕСТНОМ ИЗМЕНЕНИИ ТРАЕКТОРИИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ УСЛОВИЙ.....	79
Р.Р. Габбасов, Э.В. Галиева, В.А. Валитов ВЛИЯНИЕ СХЕМЫ СВАРКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ ТВЕРДОФАЗНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЭК79//ЭП975	81
Р. Ю. Гайфуллин, М. И. Нагимов, А. М.Алиев, А. А. Мухучев, А. Т. Кадырбардиев, И. И. Мусабиров ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА МАГНИТНЫЕ И МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА $Ni_{50}Mn_{18.5}Ga_{25}Cu_{6.5}$	84
Э.В. Галиева, В.А. Валитов, Р.Р. Габбасов, А.А. Тагирова, Е.М. Степухов ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТВЕРДОФАЗНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ni И Ni_3Al	85
А.К. Галимов, Р.Я. Лутфуллин, А.А. Саркеева МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СЛОИСТЫХ ПЛАСТИН ПРИ СОСРЕДОТОЧЕННЫХ НАГРУЗКАХ.....	86
С.Н. Галышев ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА.....	89
А.А. Ганеев, В.М. Имаев, Н.Ф. Хайретдинов, Р.М. Имаев РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ НОВЫХ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В ЯДЕРНОЙ ЭНЕРГЕТИКЕ.....	90

Д.В. Гареев, Е.И. Пряхин ФОРМИРОВАНИЕ ЗАЩИТНЫХ ДИФФУЗИОННЫХ НИКЕЛЬСОДЕРЖАЩИХ ПОКРЫТИЙ НА ВНУТРЕННИХ ПОВЕРХНОСТЯХ ТРУБНЫХ ИЗДЕЛИЙ.....	92
Г.В. Гаркушин, С.В. Савиных, И.А. Черепанов, В.Е. Брейкина, С.В. Разоренов ИЗМЕНЕНИЕ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИХ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ПРИ УДАРНОМ СЖАТИИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ22 В РЕЗУЛЬТАТЕ ТЕРМООБРАБОТКИ.....	94
А.И. Гомзин, В.В. Астанин, Е.В. Бобрук СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЕ ФОРМОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ Mg-V С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ.....	97
А.В. Гордиенко, Т.А. Белякова МОДЕЛИРОВАНИЕ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ЛИСТОВЫХ ЗАГОТОВОК В ПРОТЯЖЕННУЮ МАТРИЦУ, ПРЕДСТАВЛЯЮЩУЮ В ПЛАНЕ ТРАПЕЦИЮ.....	99
А.В. Гречишников, А.Д. Паньков, М.Ю. Шевляков, В.А. Мамонтов, А.В. Кочура ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОСТРУКТУР ПЕНТАОКСИДА ДИВАНАДИЯ (V ₂ O ₅).....	101
В.А. Грешняков ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИЗУЧЕНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ АЛМАЗОПОДОБНЫХ ФАЗ.....	102
Грешняков В.А., Кулакова Е.А. ПЕРВОПРИНЦИПНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ УГЛЕРОДНЫХ ФАЗ И СЛОЕВЫХ НАНОСТРУКТУР С КЛАТРАТОПОДОБНЫМ СТРОЕНИЕМ.....	104
Н.Н. Грызунова ВЛИЯНИЕ ГАБИТУСА КРИСТАЛЛОВ В ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИХ НИКЕЛЕВЫХ ПОКРЫТИЯХ НА ИХ РЕАКЦИОННУЮ СПОСОБНОСТЬ В ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЯХ.....	106
Гулин И.А., Мыльников В.В. МЕТОДИКА ОЦЕНКИ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ	109
Гундеров Д.В., Шарафутдинов А.В., Гундерова С.Д., Пукин К.В., Асфандияров Р.Н НОВЫЕ ДАННЫЕ О ПРОСКАЛЬЗЫВАНИИ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ.....	110
Гундерова С.Д., Деркач М.А., Шереметьев В.А., Пукин К.В., Якупова Э.Ф., Гундеров Д.В. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ТВЕРДОСТЬ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ti-Zr-Nb-Sn, ПОДВЕРГНУТЫХ ИПДК.....	112

	Стр.
А.Л. Колесникова, Nguyen Van Tuyen, М.Ю. Гуткин, А.Е. Романов НАПРЯЖЕНИЯ НЕСООТВЕТСТВИЯ В НЕОДНОРОДНЫХ НАНОПРОВОЛОКАХ С КВАНТОВЫМИ ДИСКАМИ И КВАНТОВЫМИ ТОЧКАМИ.....	114
В.Н. Даниленко, Л.У. Киеккужина МИКРОТВЕРДОСТЬ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ ПЛАСТИН МЕДИ И АЛЮМИНИЯ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	115
О.В. Старцев, Е.В. Двирная, Г.В. Корниенко, М.Г. Петров ИЗУЧЕНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК И ДОЛГОВЕЧНОСТИ УГЛЕПЛАСТИКА В ПРОЦЕССЕ ВЛАГОНАСЫЩЕНИЯ.....	116
С. П. Дегтярева ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА В ПРОЦЕССЕ РАЗВИТИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ УСТАЛОСТИ.....	119
П.В. Джемела, В.Е. Громов, М.А. Порфирьев, Ю.А. Шлярова, Н.А. Попова, Е.В. Полевой, Р.Н. Молоканов СРАВНЕНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ МОРФОЛОГИЧЕСКИХ СОСТАВЛЯЮЩИХ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ РАЗНЫХ УСЛОВИЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ.....	122
В.В. Димчева, С.Г. Меньшикова О ВЛИЯНИИ ТЕРМОБАРИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРУ ВЭС ALNiCOFeCrCu ЭКВИАТОМНОГО СОСТАВА	125
Дихтяр Ю.Ю., Статник Е.С., Садыкова Ю.А., Корсунский А.М., Абакумов А.М. СОХРАНЕНИЕ ГРАДИЕНТНОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ В ВЫСОКОНИКЕЛЕВЫХ СЛОИСТЫХ ОКСИДАХ ДЛЯ Li-ИОННЫХ АККУМУЛЯТОРОВ: ДИФфуЗИОННЫЙ АСПЕКТ.....	126
С.В. Дмитриев, И.С. Сугоняко, А.Ю. Моркина, Е.А. Корзникова МИРОВЫЕ ТЕНДЕНЦИИ В ИЗУЧЕНИИ И ПРИМЕНЕНИИ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ.....	129
Е.А. Лукьянова, Т.В. Добаткина, И.Е. Тарытина, О.В. Рыбальченко, Н.С. Мартыненко, П.Б. Страумал, В.А. Андреев, С.В. Добаткин ВЛИЯНИЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ M-Y-Gd-Sm-Zr-X (X-Zn, Sc, Zn+Sc).....	130
В.К. Дробышев, И.А. Панченко, С.В. Коновалов, Е.М. Запольская ИССЛЕДОВАНИЕ ДЮРОМЕТРИЧЕСКИХ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ CoCrFeMnNi.....	131
Еленская Н.В., Затонская В.М., Кононов Е.А., Ташкинов М.А. ВАРИАЦИЯ ВНУТРЕННЕЙ АРХИТЕКТУРЫ КОСТНЫХ СКАФФОЛДОВ ДЛЯ ОПТИМИЗАЦИИ ИХ МЕХАНИЧЕСКОГО ОТКЛИКА.....	133

	Стр.
А.А. Елисеев, А.В. Филиппов ОСОБЕННОСТИ ИЗНОСА НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЖС6У И ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ1-0 ПРИ ТРЕНИИ ПО СХЕМЕ ПАЛЕЦ-ДИСК.....	134
В.Е. Живулин, Н.А. Живулина, С.А. Созыкин, Д.Е. Живулин, А.В. Верховых, Д.А. Винник РАЗРАБОТКА КАТОДНОГО МАТЕРИАЛА ДЛЯ РАБОТЫ Zn –ИОННОГО АККУМУЛЯТОРА НА ОСНОВЕ ФЕРРИТОВ СО СТРУКТУРОЙ МАГНЕТОПЛЮМБИТА.....	136
Д.Е. Живулин, С.А. Созыкин, А.В. Верховых, Н.О. Черкасова, В.Е. Живулин СИНТЕЗ И ХАРКТЕРИЗАЦИЯ КАТОДНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ОКСИДА МАРГАНЦА IV ДЛЯ ВОДНОГО ЦИНК ИОННОГО АККУМУЛЯТОРА.....	138
И.Л. Житяев, М.С. Картель, Ю.Ю. Житяева, В.А. Смирнов РЕЗИСТИВНОЕ ПЕРЕКЛЮЧЕНИЕ МЕМРИСТИВНЫХ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПЛЕНОК ОКСИДА ТИТАНА НА ГРАФЕНЕ	139
Н.А. Жук, Н.А. Секушин, М.Г. Кржижановская, К.А. Баданина СИНТЕЗ И СВОЙСТВА НИКЕЛЬСОДЕРЖАЩИХ ПИРОХЛОРОВ НА ОСНОВЕ НИОБАТА/ТАНТАЛАТА ВИСМУТА.....	140
Р.И. Зайнуллин, Ш.Х. Мухтаров, Р.В. Шахов, А.А. Ганеев, В.М. Имаев ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО ГРАНУЛИРУЕМОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ВВ751П.....	141
Э.Н. Занаева, А.И. Базлов СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Co-Cr-B-Si ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ.....	142
П.В. Захаров, И.С. Луценко, М.Д. Старостенков ВОЛНЫ НЕЛИНЕЙНОЙ СУПРАТРАНСМИССИИ В КРИСТАЛЛАХ С ДЕФЕКТАМИ.....	143
В.А. Левин, К.М. Зингерман, Д.Р. Бирюков АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В ДВУХСЛОЙНОМ ЦИЛИНДРЕ ИЗ ВЯЗКОУПРУГОГО МАТЕРИАЛА ПРИ МНОГОЭТАПНОЙ КОНЕЧНОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЯ И РАСТЯЖЕНИЯ-СЖАТИЯ.....	145
М.А. Идрисова, Р.Т. Мурзаев ЗЕРНОГРАНИЧНОЕ ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЕ В ГРАНИЦАХ НАКЛОНА $[112]$ В Cu И Al..	148
Р.А. Рзаев, Н.Ф. Хайретдинов, Д.Б. Кабирова, Р.Ф. Фазлыяхметов, М.Ф. Имаев, Л.М. Гуревич ВЫБОР ГЛУБИНЫ СПИРАЛЬНЫХ ЖЕЛОБКОВ ЗАПЛЕЧИКА И СВАРОЧНОГО ДАВЛЕНИЯ ДЛЯ БЕСПИНОВОЙ СТП ЛИСТОВ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА.....	149

В.М. Имаев, Д.М. Трофимов, Р.М. Имаев, Р.Р. Мулюков ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ПРИНЦИПЫ ЛЕГИРОВАНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ γ -TiAl ФАЗЫ И ИХ ПРАКТИЧЕСКАЯ РЕАЛИЗАЦИЯ.....	151
В.М. Имаев, М.Р. Шагиев, А.А. Ганеев, Д.М. Трофимов, Р.Р. Мулюков К ВОПРОСУ О КОМПЛЕКСНОМ ЛЕГИРОВАНИИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ОРТОРОМБИЧЕСКОГО Ti ₂ AlNb ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ ДО 700°C.....	153
Э.И. Исхакова, А.А. Чуракова АНАЛИЗ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ В БИОЛОГИЧЕСКИХ СРЕДАХ СПЛАВА TiNi С РАЗЛИЧНОЙ МИКРОСТРУКТУРОЙ.....	155
Д.Б. Кабирова, Н.Ф. Хайретдинов, А.Р. Исмаилов, М.Ф. Имаев МИКРОТВЕРДОСТЬ И МИКРОДЕФОРМАЦИИ РЕШЕТКИ В СПЛАВЕ AA6063 И КОМПОЗИТЕ AA6063/TiO ₂ ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ И ТЕМРООБРАБОТКИ T6.....	157
А.П. Каманцев, В.С. Калашников, А.В. Несолёнов, О.Е. Ковалёв, Н.Ю. Нырков, Р.А. Сафонов, И.Ф. Грибанов, А.В. Головчан, И.И. Мусабилов ТЕРМОМАГНИТНЫЕ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА ИЗ ПЕРЕХОДНЫХ 3D-МЕТАЛЛОВ СЕМЕЙСТВА Ni-Co-Mn-Ti.....	160
В.С. Канакин, В.П. Швейкин, А.С. Смирнов ВЛИЯНИЕ ЧАСТИЦ КАРБИДА ТИТАНА НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФИЗИКО- МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ B95-TiC.....	162
В.С. Канакин, Е.О. Смирнова, А.С. Смирнов ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ ПОЛИМЕРИЗАЦИИ НА МЕЖФАЗНУЮ ЗОНУ В СТЕКЛОПЛАСТИКОВЫХ КОМПОЗИТАХ.....	164
Н.К. Касамамытов ВЫСОКОВОЛЬТНАЯ КЕРАМИКА НА ОСНОВЕ МЕСТНОГО СЫРЬЯ МЕСТОРОЖДЕНИЙ КЫРГЫЗСКОЙ РЕСПУБЛИКИ.....	165
И.Э. Келлер, Н.К. Салихова, Д.С. Дудин, Г.Л. Пермяков, Д.Н. Трушников МЕТОДИКА РАСЧЕТА ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ИСКАЖЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ КОНСТРУКЦИИ ПРИ ПРОВОЛОЧНО-ДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ И ЕГО ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ ВЕРИФИКАЦИИ.....	166
Ким А.В., Полехина Н.А., Аккузин С.А., Литовченко И.Ю. ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ ПРИ 700 °С НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ВНС-53-Ш-М.....	168
К.К. Кирилук, И.И. Мусабилов ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА ТЕПЛОВОЕ РАСШИРЕНИЕ СПЛАВА ГЕЙСЛЕРА СИСТЕМЫ Ni-Mn-Ga-Si.....	169

Клевцов Г.В., Линдеров М.Л., Клевцова Н.А., Фесенюк М.В., Тюрков М.Н., Пигалева И.Н. ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ СЕРОГО ЧУГУНА ПРИ СТАТИЧЕСКИХ И ЦИКЛИЧЕСКОМ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ.....	172
Е.В. Арышенский, Я.А. Ерисов, Д.Н. Клепов, С.О. Ким, С.В. Коновалов МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ТЕКСТУРЫ В ПРОЦЕССЕ ГИБКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ.....	173
Е.С. Климашина, А.К. Пупанова, В.А. Егорова, А.М. Мурашко, Я.Ю. Филиппов, П.В. Евдокимов, В.И. Путляев МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ФОСФАТОВ МАГНИЯ С УЛУЧШЕННЫМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ ДЛЯ ЗАМЕНЫ КОСТНОЙ ТКАНИ	176
Н.В. Леонтьев, Д.Д. Погольская, Е.С. Климашина, П.В. Евдокимов, В.И. Путляев ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ ФОСФАТЫ КАЛЬЦИЯ: РЕЗОРБИРУЕМАЯ ОСТЕОИНДУКТИВНАЯ КЕРАМИКА ДЛЯ КОСТНОЙ ИНЖЕНЕРИИ.....	179
Н.С. Кондратьев, К.А. Романов, М.Н. Балдин, Э.Р. Шарифуллина, К.В. Остапович, А.И. Швейкин МНОГОУРОВНЕВОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ РАЦИОНАЛЬНОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ РАЗМЕРА ЗЕРНА ПО ДИСКУ ГАЗОТУРБИННОГО ДВИГАТЕЛЯ...	181
В.К. Дробышев, С.В. Коновалов, И.А. Панченко, С.В. Воробьев ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ДЮРОМЕТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ CoCrZrMnNi.....	184
Г.Ф. Корзникова СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В МАГНИТОТВЕРДОМ СПЛАВЕ СИСТЕМЫ Fe-Cr-Co, ПРИ ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКЕ.....	186
А.А. Круглов РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ТИТАНОВЫХ СОСУДОВ ДАВЛЕНИЯ В ИПСМ РАН.....	187
К.А. Крылова, Шавелкина М.Б., Ю.А. Баимова ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРНОГО ФАКТОРА НА СИНТЕЗ МЕДНО-ГРАФЕНОВЫХ ЧАСТИЦ В ПЛАЗМЕННОЙ СТРУЕ: МОЛЕКУЛЯРНАЯ ДИНАМИКА.....	188
С.В. Крымский, А.Х. Валеева, И.Ш. Валеев, А.А. Ахияров, Е.В. Автокротова, М.В. Маркушев, О.Ш. Ситдилов, В.В. Терешкин ОБ ЭФФЕКТЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕЖКРИСТАЛЛИТНУЮ КОРРОЗИЮ КРИОКАТАНОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА ...	190
С.В. Крымский, Т.А. Сивкова, А.О. Гусев ИССЛЕДОВАНИЕ И КОНТРОЛЬ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ С ПОМОЩЬЮ НЕЙРОСЕТЕВОГО АНАЛИЗА ИЗОБРАЖЕНИЙ.....	191

А.Е. Резванова, Б.С. Кудряшов, В.Ю. Погудин МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ ПО ВИККЕРСУ КОМПОЗИТА ГИДРОКСИАПАТИТ-МНОГОСТЕННЫЕ УГЛЕРОДНЫЕ НАНОТРУБКИ.....	192
Кунлань Мэн, Юечэн Дун, И.В. Александров ВЛИЯНИЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ НА ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ В СПЛАВЕ Ti-2Fe-0.1В, ПОДВЕРГНУТОМ КРУЧЕНИЮ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ.....	195
А.В. Шишулин, А.В. Шишулина, А.В. Купцов ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ РАВНОВЕСИЙ «ЖИДКОСТЬ ↔ ТВЕРДОЕ ТЕЛО» В НАНОЧАСТИЦАХ СИСТЕМЫ Six-Ge1-x ПРИ РАЗЛИЧНОМ ВЗАИМНОМ РАСПОЛОЖЕНИИ ФАЗ.....	196
А.О. Курышев, И.Г. Бродова, И.Г. Ширинкина, В.В. Астафьев, А.А. Маркин, М.А. Шолохов, Ю.С. Коробов ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ПОСЛОЙНОГО ДУГОВОГО ВЫРАЩИВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ДЕТАЛЕЙ ИЗ Al-Si СПЛАВА.....	199
Э.М. Кыдыралиев, Н.К. Касмамытов ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОГНЕУПОРНОГО МАТЕРИАЛА ИЗ ОРГАНИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ.....	201
О.Э. Латыпова, Е.В. Автократова, О.Ш. Ситдилов, М.В. Маркушев ВЛИЯНИЕ МНОГОСТУПЕНЧАТОЙ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С	202
А.А. Левагина, Е.В. Арышенский, С.В. Коновалов ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВОК Zr, Sc, Hf В СПЛАВАХ Al-Cu-Mn-Mg НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ ЛИТЬЕ.....	203
Линдеров М.Л., Данилов В.А., Данюк А.В., Мерсон Д.Л. ВЛИЯНИЕ СОСТАВА ФИЗИОЛОГИЧЕСКИХ РАСТВОРОВ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ МА14 И МА2-1.....	206
И.Ю. Литовченко, С.А. Аккузин, Н.А. Полехина, В.В. Осипова, А.В. Ким, К.В. Спиридонова, П. Пахолкина, И.С. Тимошов, В.М. Чернов ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК.....	208
И.Ю. Литовченко, А.В. Ким, Н.А. Полехина, С.А. Аккузин ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ ПРИ 700 °С НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	210

Р.Я. Лутфуллин СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ – НАУЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ ОСНОВА КАЧЕСТВЕННОЙ ТВЕРДОФАЗНОЙ СВАРКИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ...	211
И.Н. Макаров, А.А. Дроздов, С.В. Пожаров, А.Г. Лещенко СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЭКСТРУДИРОВАННЫХ ПРУТКОВ ИЗ ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ МАРКИ ПХ25Ю6, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ ПОРОШКОВ, ПОЛУЧЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ.....	213
Р.В. Сафиуллин, С.П. Малышева, А.Р. Сафиуллин, Р.Г. Хазгалиев, А.Ф. Алетдинов МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т, ПОЛУЧЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКОЙ	216
А. А. Маркин, А. Н. Петрова, Д. Ю. Распоиенко, С. А. Маслова, И. Г. Бродова, Т. В. Кузнецова, А. О. Курышев ВЛИЯНИЕ СДВИГА ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ И МИКРОДОБАВКИ ГРАФЕНА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Al-2,5Fe.....	219
М.В. Маркушев ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ И ПОВЕДЕНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ И ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ.....	222
А.Е. Медведев, А.Ф. Шайхулова, М.Ю. Мурашкин ВЛИЯНИЕ ПРОТЯЖЕННОСТИ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА НА ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ КОМПОЗИТНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ ПРОВОЛОК ТИПА «АЛЮМИНИЙ- АЛЮМИНИЙ».....	223
М.Ш. Мигранов, М.П. Козочкин, А.С. Гусев, Ю.О. Пристинский ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ КАТОДЫ – МИШЕНИ ДЛЯ ИННОВАЦИОННЫХ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА РЕЖУЩЕМ ИНСТРУМЕНТЕ.....	225
М.П. Козочкин, М.Ш. Мигранов, С.В. Федоров, А.С. Гусев, Е.А. Остриков ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ЛАЗЕРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА СВЕРХТВЕРДЫЕ МАТЕРИАЛЫ.....	228
А.В. Михайловская, А.Б. Мухамеджанова, Н.Ю. Табачкова, А.Г. Мочуговский ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ПАРАМЕТРЫ ДИСПЕРСОИДОВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al-Mn	231
А.Ю. Моркина, Д.В. Таров, С.В. Дмитриев ВЛИЯНИЕ ДЛИНЫ ИМПУЛЬСА ТОКА НА ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННУЮ ДЕФОРМАЦИЮ МЕДИ.....	232
Р.Т. Мурзаев ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТА СУПРАТРАНСМИССИИ В НИКЕЛЕ МЕТОДОМ КОМПЬЮТЕРНОГО ЭКСПЕРИМЕНТА.....	234

	Стр.
А.М. Мурзакаев РАЗМЕРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ФАЗОВОГО СОСТАВА НАНОЧАСТИЦ ОКСИДА ИТТРИЯ ДОПИРОВАННОГО ЕВРОПИЕМ.....	235
М.А. Мурзинова, Э.Р. Шаяхметова, А.А. Назаров ВЛИЯНИЕ ВЫСОТЫ ЗУБЦОВ ИНСТРУМЕНТА НА СТРУКТУРУ И ПРОЧНОСТЬ СОЕДИНЕНИЙ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКОЙ.....	236
Р.Я. Лутфуллин, М.Х. Мухаметрахимов, Е.Ю. Классман ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ УМЗ СТРУКТУРЫ ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКЕ ЛИСТОВ ИЗ ПСЕВДО- β ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ22 И ИХ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	237
Ш.Х. Мухтаров, Р.И. Зайнуллин, Р.В. Шахов, А.А. Ганеев, В.М. Имаев МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГРАНУЛИРУЕМЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ.....	240
В.В. Мыльников, Н.А. Рябов МИКРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ, СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТИ И ЧАСТОТНАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ.....	241
М.И. Нагимов, Р.М. Кашаев АНИЗОТРОПИЯ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V, ПОЛУЧЕННЫХ ЛИНЕЙНОЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ.....	244
Т.И. Назарова, К.С. Назаров, Р.Р. Мулюков НЕКОТОРЫЕ ФАКТОРЫ ВЫБОРА ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ РАЗРАБОТКЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ TiAl.....	247
О.Б. Наймарк, Ю.Н. Горностырев, В.Г. Пушин, А.Н. Балахнин, В.А. Оборин ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТАДИЙНОСТИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ НАГРУЖЕНИЯ «УСТАЛОСТЬ С ВЫДЕРЖКОЙ».....	250
М.В. Нарыкова, В.И. Бетехтин, Ю.Р. Колобов, А.Г. Кадомцев, С.С. Манохин, О.В. Амосова ОПТИМИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИХ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ.....	253
Нгуен Туан Лонг ШЕРОХОВАТОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА AlSi10Mg ПРИ СЕЛЕКТИВНОМ ЛАЗЕРНОМ ПЛАВЛЕНИИ	255
Снимщиков И.А., Сыдык уулу Нурбек, Джумабеков К. ЛАЗЕРНАЯ 3D-ГРАВИРОВКА МЕТАЛЛОВ.....	256
П.В. Писарев, Е.Г. Нуреева РАЗРАБОТКА АВИАЦИОННОЙ КОМПОЗИТНОЙ КОНСТРУКЦИИ С ИЗМЕНЯЕМОЙ ГЕОМЕТРИЕЙ.....	258

В.В. Осипова, Н.А. Полехина, И.Ю. Литовченко ВЛИЯНИЕ КОНТРОЛИРУЕМЫХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК И СТАРЕНИЯ ПРИ 700 °С НА ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТЬ 12 %-НОЙ ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ.	261
Д.А. Петров, С.А. Красницкий, М.Ю. Гуткин, А.Е. Романов, А.Л. Колесникова НАПРЯЖЕНИЯ КРАЕВОЙ ДИСЛОКАЦИИ В УПРУГОМ ШАРЕ.....	262
Поленок М.В., Хафизова Э.Д., Абдрахманова Э.Д., Исламгалиев Р.К. ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ МЕТОДАМИ РКUP И РКUP-КОНФОРМ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Zn-4Ag-1Cu.....	264
Н.А. Полехина, Осипова В.В., Аккузин С.А., Литовченко И.Ю. Спиридонова К.В., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ПРИ 580 °С	266
А.В. Полунин, А.О. Полупина, Е.Д. Боргардт, М.Р. Шафеев, А.В. Кацман, М.М. Криштал БИОРЕЗОРБИРУЕМЫЕ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИЕ СИСТЕМЫ НА ОСНОВЕ МАГНИЯ ДЛЯ ТРАВМАТОЛОГИИ И СТЕНТИРОВАНИЯ.....	267
Н.В. Полупанов, А.И. Попова, В.И. Авилов, Р.В. Томинов, З.Е. Вакулов, В.А. Смирнов ИССЛЕДОВАНИЕ МЕМРИСТОРНОГО ЭФФЕКТА ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИ АДСОРБИРОВАННЫХ ТОНКИХ ПЛЁНОК ОКСИДА ТИТАНА ДЛЯ РЕАЛИЗАЦИИ СИНАПТИЧЕСКИХ ФУНКЦИЙ.....	270
П.В. Полякова, Д.С. Лисовенко, Ю.А. Баимова КОНСТАНТЫ УПРУГОСТИ НОВЫХ ДВУМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ: МОЛЕКУЛЯРНАЯ ДИНАМИКА.....	272
А.Н. Пригородова, Н.С. Захаров, Г.Ю. Сименюк, И.Ю. Зыков, А.Н. Шмаков, В.М. Пугачев ИСПОЛЬЗОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ СИСТЕМЫ Fe-Pt /C В ЭЛЕКТРОКАТАЛИЗЕ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ВОДОРОДА.....	273
Д.В. Пырин, А.Ю. Жилияков, С.В. Беликов ТЕКСТУРА АДДИТИВНОЙ ЗАГОТОВКИ, ПРОИЗВЕДЕННОЙ МЕТОДОМ ЭЛАП.....	274
Г.И. Рааб, Л.В. Носов, Д.А. Аксенов, А.Г. Рааб, Nailiang Yu, М.С. Смаковский АСИММЕТРИЧНАЯ ПРОКАТКА КАК НОВЫЙ СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ ТЕХНОЛОГИЧНОСТИ ПРОКАТА.....	275
А.А. Рахмонов, В.А. Шустов, Д.И. Фазлижанова, Р.М. Еремина, Е.М. Мошкина ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ СВОЙСТВА МАРГАНЕЦ- КОБАЛЬТОВЫХ ЛЮДВИГИТОВ.....	276

	Стр.
В.В. Родаев, В.М. Васюков, А.О. Жигачев, Н.М. Куркина, А.С. Васильева ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ЛЬДА ЗА СЧЕТ НАНОРАЗМЕРНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ...	278
Е.А. Рожнова, К.А. Крылова ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ Cu, ПОКРЫТОЙ КОМПОЗИТОМ ГРАФЕН/Cu ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ.....	280
К.В. Роман, П.В. Писарев МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ И МОДЕЛИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРОСТРАНСТВЕННО-АРМИРОВАННОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА.....	283
О.А. Руденко, М.Х. Мухаметрахимов, А.А. Саркеева ИЗГОТОВЛЕНИЕ ТРЕХСЛОЙНЫХ ГОФРИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ СПЛАВА ВТ14 БЕЗ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПРОТИВОСВАРОЧНОГО ПОКРЫТИЯ.....	286
О.А. Руденко, А.А. Круглов ВЛИЯНИЕ ВНЕШНЕЙ СРЕДЫ НА ФОРМУЕМОСТЬ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ.....	287
Н.И. Черкашина, А.Ю. Ручий, Ю.И. Литвинова, А.А. Кужелева СИНТЕЗ КАТАЛИЗАТОРА ДЛЯ САМОЗАЛЕЧИВАЮЩИХСЯ КАПСУЛ.....	288
Д. А. Рыжкова, А. А. Череповская МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТАБИЛЬНОСТИ СТРОЕНИЯ СЕРЕБРЯНЫХ НАНОЧАСТИЦ.....	291
Савенков Г.Г., Смаковский М.С., Столяров В.В. ДИНАМИЧЕСКОЕ НАГРУЖЕНИЕ АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ, ПОДВЕРГНУТОЙ СТРУКТУРНОМУ ИЗМЕЛЬЧЕНИЮ	294
Л.Р. Садыкова, Д.Г. Якубик, А.С. Ротанова ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ ТРАНСФОРМАЦИЙ В НАНОКЛАСТЕРАХ Fe-Pt КУБОКТАЭДРИЧЕСКОГО ГАБИТУСА МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ....	296
А.А. Саркеева ДИФФУЗИОННО-СВАРНЫЕ СЛОИСТЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ: МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА.....	298
Р.В. Сафиуллин, А.Р. Сафиуллин, С.П. Малышева СВАРОЧНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ АВИАКОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ.....	299
С.С. Симакова КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЕРЕМАГНИЧИВАНИЯ ТОНКИХ ФЕРРОМАГНИТНЫХ ПЛЕНОК С РЕШЕТКОЙ АНТИТОЧЕК.....	302

О.Ш. Ситдигов

РАЗВИТИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В МОДЕЛЬНОМ И ПРОМЫШЛЕННОМ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Cu В ПРОЦЕССЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ ПРИ ПОВЫШЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ..... 305

А.А. Склезнев

УСТОЙЧИВОСТЬ ПОЛИМЕРНОГО ЛЕЙНЕРА ПРИ ДЕЙСТВИИ ВНЕШНЕГО ДАВЛЕНИЯ И ОСЕВОЙ СЖИМАЮЩЕЙ СИЛЫ, ДЕЙСТВУЮЩИХ ПРИ НАМОТКЕ КОМПОЗИТНОГО БАЛЛОНА ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ..... 308

А.С. Смирнов, В.С. Канакин

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ НЕЙРОННОЙ СЕТЬЮ С УЧЕТОМ ИСТОРИИ НАГРУЖЕНИЯ..... 311

А.С. Смирнов, Е.О. Смирнова, В.С. Канакин

ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ ПОЛИМЕРИЗАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭПОКСИДНОГО СВЯЗУЮЩЕГО В КОМПОЗИТЕ, АРМИРОВАННОГО СТЕКЛОВОЛОКНОМ..... 313

С.В. Смирнов, М.В. Мясникова, Д.И. Вичужанин

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛОПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ..... 314

А.В. Смирнов, А.Ю. Малахов

ФАЗО- И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ПРИ ПЕРЕМЕШИВАНИИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА С NiAl В ПРОЦЕССЕ СВС-НАПЛАВКИ..... 316

Н.А. Сороколетова, Е.И. Серебров, С.Н. Беляев, Д.В. Белов

МАГНИТОРЕОЛОГИЧЕСКОЕ ПОЛИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ОПТИЧЕСКИХ МОНОКРИСТАЛЛОВ KDP С ПОМОЩЬЮ АБРАЗИВА НА ОСНОВЕ SiO₂ 319

Е.М. Степухов, Р.Р. Габбасов, А.А. Тагирова, Э.В. Галиева, В.А. Валитов

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЯ ЭК61//ЭП741НП, ПОЛУЧЕННОГО ТВЁРДОФАЗНОЙ СВАРКОЙ..... 322

В.В. Столяров

ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНАЯ ОБРАБОТКА И ТЕРМИЧЕСКИЙ ОТЖИГ В ИНТЕНСИВНО ДЕФОРМИРОВАННОМ СПЛАВЕ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ..... 325

Д.О. Стукалин, Юечэн Дун, И.В. Александров

ПОВЫШЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА TA15 ДЛЯ ASFD МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ..... 328

И.С. Сугоняко, А.Ю. Моркина, Д.В. Таров, Е.А. Корзникова, С.В. Дмитриев

УМЕНЬШЕНИЕ УГЛА ПРУЖИНЕНИЯ ПРИ ГИБКЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА BT6 ЗА СЧЕТ ВОЗДЕЙСТВИЯ ИМПУЛЬСОВ ТОКА..... 331

	Стр.
И.С. Сугоняко, А.Ю. Моркина, Д.В. Таров, Г.Р. Халикова, С.В. Дмитриев ЗАЛЕЧИВАНИЕ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В СТАЛИ 09Г2С С ПОМОЩЬЮ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ.....	334
А.Б. Сунаргулов, Э.Р. Бакирова, Е.И. Кулиш СОЗДАНИЕ И ИЗУЧЕНИЕ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИЙ НА ОСНОВЕ СМЕСЕЙ ПОЛИКАПРОЛАКТОНА И ПОЛИЛАКТИДА.....	336
Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Рогачев С.О., Ситников Н.Н. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПРИ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ.....	337
Тагирова А. А., Галиева Э.В., Валитов В.А. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ ЭК61 И ЭП741НП ПОСЛЕ ТВЕРДОФАЗНОЙ СВАРКИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	338
П. С. Татаринов, В. П. Татаринов, И. С. Сугоняко, А. Ю. Моркина, М. В. Хазимуллин, Д. В. Таров, Е. А. Корзникова, И. А. Якушев, С. В. Дмитриев АВТОМАТИЗАЦИЯ ЛАБОРАТОРНОЙ УСТАНОВКИ ДЛЯ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ИССЛЕДОВАНИЯ МЕТОДОВ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ.....	341
В.В. Ткаченко, А.Ю. Малахов ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ ТЕРМОБИМЕТАЛЛА ТБ 130/17	344
Т.В. Трегубова, О.В. Стогней, А.В. Ампилогов ВЛИЯНИЕ ЭЛЕМЕНТНОГО СОСТАВА МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ НА ЭЛЕКТРОПЕРЕНОС В НАНОКОМПОЗИТАХ $(\text{CoFeZr})_x(\text{MgF}_2)_{100-x}$ И $(\text{CoFeZr})_x(\text{MgF}_2)_{100-x}$.	347
В.Г. Трифонов ФОРМИРОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ В СТРУКТУРЕ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Si ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ.....	348
Д.М. Трофимов, В.М. Имаев, Р.М. Имаев ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ Ta НА МИКРОСТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТОЙКОСТЬ К ОКИСЛЕНИЮ НОВОГО β -ЗАТВЕРДЕВАЮЩЕГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ γ -TiAl	349
И.И. Тувалев, Р.Т. Мурзаев МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВОГО РАСШИРЕНИЯ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ НИКЕЛЬ-УГЛЕРОДНАЯ СОТОВАЯ СТРУКТУРА....	351
З.С. Тураева, О.А. Яковцева, А.В. Михайловская ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ Cu/Si НА СООТНОШЕНИЕ ВКЛАДОВ ДЕЙСТВУЮЩИХ МЕХАНИЗМОВ СВЕРХПЛАСТИЧЕКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА Al-Mg-Mn-Cr-Zr	353

	Стр.
Э.Р. Умеров, А.П. Амосов, Е.И. Латухин, А.Д. Качура, И.А. Растегаев, М.А. Афанасьев ПРИМЕНЕНИЕ СПЛАВОВ Al-5%Si И Al-5%Cu ПРИ ИНФИЛЬТРАЦИИ TiC-C КАРКАСОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СВС-СИНТЕЗОМ TiC-C-(Al-5%Si), TiC-C-(Al-5%Cu).....	355
А.А. Хади, О.О. Щербакова, Т.И. Муравьева, П.О. Буковский ТРЕНИЕ И ИЗНАШИВАНИЕ МОДИФИЦИРОВАННЫХ МДО-ПОКРЫТИЙ.....	357
Н.Ф. Хайретдинов, Д.Б. Кабирова, Р. Ф. Фазлыяхметов, М.Ф. Имаев СВАРКА ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ТОНКИХ ЛИСТОВ СПЛАВА AMg3.....	360
Г.Р. Халикова, В.Г. Трифонов СОВРЕМЕННЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ РАЗВИТИЯ ТЕХНОЛОГИЙ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПОРШНЕЙ ДВС. ТРЕНДЫ И ПЕРСПЕКТИВЫ РЕАЛИЗАЦИИ.....	361
Н.Н. Андрианова, А.М. Борисов, Р.Р. Мулюков, М.А. Овчинников, Р.Х. Хисамов ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА ЭРОЗИЮ ПОВЕРХНОСТИ ВОЛЬФРАМА И ЖЕЛЕЗА ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ИОНАМИ АРГОНА С ЭНЕРГИЕЙ 30 КЭВ.....	362
И.В. Хомская, В.И. Зельдович, Д.Н. Абдуллина, Н.Н. Реснина, Е.В. Шорохов ИССЛЕДОВАНИЕ СТАРЕНИЯ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В СПЛАВАХ Cu-Zr, Cu-Cr и Cu-Cr-Zr С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННОЙ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ.....	365
Н.В. Чиркунова, М.В. Дорогов ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ТЕРМООБРАБОТКИ НА ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКУЮ АКТИВНОСТЬ НАНОМАТЕРИАЛОВ TiO ₂ , ДОПИРОВАННЫХ Sn И S.....	366
Р.Ф. Сафаргалиев, Ю.В. Пахаруков, Ф.К. Шабиев, А. С. Чупров АМФИФИЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ЧАСТИЧНО ОКИСЛЕННОГО ГРАФЕНА В ТЕХНОЛОГИЯХ ПОВЫШЕНИЯ НЕФТЕОТДАЧИ.....	369
А.А. Чуракова, Э.И. Исхакова, Е.В. Воробьев АНАЛИЗ ТЕМПЕРАТУР, ЭНЕРГИЙ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ TiNi ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ.....	371
Ю.П. Скакунов, М.Б. Шавелкина, К.Д. Ефремов, М.А. Шавелкин, А. Ю. Скакунов БЕЗРЕАГЕНТНАЯ ОБРАБОТКА ВОДЫ В СИСТЕМАХ ВОДОСНАБЖЕНИЯ.....	374
М.Б. Шавелкина, И.В. Антонова, Ю.А. Баимова, А.И. Иванов, К. Крылова ПЛАЗМЕННАЯ ИНЖЕНЕРИЯ ГРАФЕНА.....	377
А.Ю. Ерошенко, Н.А. Лугинин, Е.В. Легостаева, И.А. Глухов, М.А. Химич, А.И. Толмачев, П.В. Уваркин, Ю.П. Шаркеев МИКРОСТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ПРИЛОЖЕНИЙ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.....	380

	Стр.
Р.В. Шахов, Р.И. Зайнуллин, А.А. Ганеев, Ш.Х. Мухтаров, В.М. Имаев ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРЕН НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО Re-СОДЕРЖАЩЕГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА.....	382
Э.Р. Шаяхметова, М.А. Мурзинова, А.А. Назаров СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СОЕДИНЕНИЙ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКОЙ.....	383
А.И. Швейкин, Э.Р. Шарифуллина, А.А. Вшивкова, П.В. Трусов МНОГОУРОВНЕВЫЕ КОНСТИТУТИВНЫЕ МОДЕЛИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ РАЗВИТИЯ ТЕХНОЛОГИЙ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ	385
В.В. Шеховцов, А.Б. Улмасов, Р.Ю. Бакшанский МОРФОЛОГИЯ КОМПОЗИТА $MgAl_2O_4-ZrO_2$, СИНТЕЗИРУЕМОГО В СРЕДЕ ДУГОВОЙ ПЛАЗМЫ.....	387
Ю.А. Шлярова, В.В. Шляров, Д.В. Загуляев МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ СЛОЕВ В СПЛАВЕ Al-20%Si ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ ЛЕГИРОВАНИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ.....	389
А.В. Шуберт, С. Гудала, С.В. Коновалов, А.А. Семилетова, И.А. Панченко ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОТВЁРДОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ TiC С ДОБАВКАМИ MoO_3 И HfN.....	390
А.М. Шульпеков, Р.М. Габбасов ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ НИКЕЛИДОВ АЛЮМИНИЯ ФОСФОРНОЙ КИСЛОТОЙ НА ИХ ТЕРМООКИСЛИТЕЛЬНУЮ УСТОЙЧИВОСТЬ.....	392
А. С. Шуршина, Е.И. Кулиш ПОЛУЧЕНИЕ ЗАЩИТНЫХ РАНЕВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ РАСТВОРОВ НЕКОТОРЫХ ПОЛИСАХАРИДОВ.....	395
О.Р. Валиахметов, Ю.М. Юмагузин ЗАВИСИМОСТЬ СКОРОСТИ ЗВУКА В МЕТАЛЛЕ ОТ СТРУКТУРЫ	397
А.Б. Юрьев, А.А. Юрьев, В.В. Громов, С.В. Коновалов, В.В. Шляров ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АРМАТУРЫ И РЕЛЬСОВ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ УПРОЧНЕНИИ И ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ.....	399
Б.Ю. Янжимаев DFT-МОДЕЛИРОВАНИЕ ЛОКАЛЬНОГО ОКРУЖЕНИЯ ЦЕОЛИТА ZSM-5.....	402
У.И. Янковская, П.В. Захаров, А.С. Нарсеев, М.Д. Старостенков МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОДНООСНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛ-УГЛЕРОДНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ Al, Au, Ni, Ti И УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК.....	403

Меркушев А.С., Бикмухаметова М.А., Габбасов Д.Ф. ИЗУЧЕНИЕ И ПОДБОР СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ДЛЯ ЧУВСТВИТЕЛЬНОГО ЭЛЕМЕНТА ДАТЧИКОВ ВИБРАЦИИ.....	406
И.Ф. Шарафуллин, Д.И. Абдрахманов СКИРМИОННЫЕ ФАЗЫ В ОСНОВНОМ СОСТОЯНИИ ДЛЯ МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКОГО БИСЛОЯ С ДЕФЕКТОМ СТРУКТУРЫ.....	407

Научное издание

**ФИЗИКА И ТЕХНОЛОГИЯ
ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ – 2025**

(PHYSICS AND TECHNOLOGY OF ADVANCED MATERIALS – 2025)

***Сборник трудов
Международной конференции
(г. Уфа, 6 – 10 октября 2025 г.)***

*За достоверность информации, изложенной в статьях,
ответственность несут авторы.
Статьи публикуются в авторской редакции*

Подписано в печать . Формат .
Усл. печ. л. . Уч.-изд. л.
Тираж . (1-й завод 25 экз.). Изд. № . Заказ .

*Редакционно-издательский центр
Уфимского университета науки и технологий
450008, Башкортостан, г. Уфа, ул. Карла Маркса, 12.*

*Отпечатано в отделе полиграфии
редакционно-издательского центра
Уфимского университета науки и технологий
450008, Башкортостан, г. Уфа, ул. Карла Маркса, 12.*