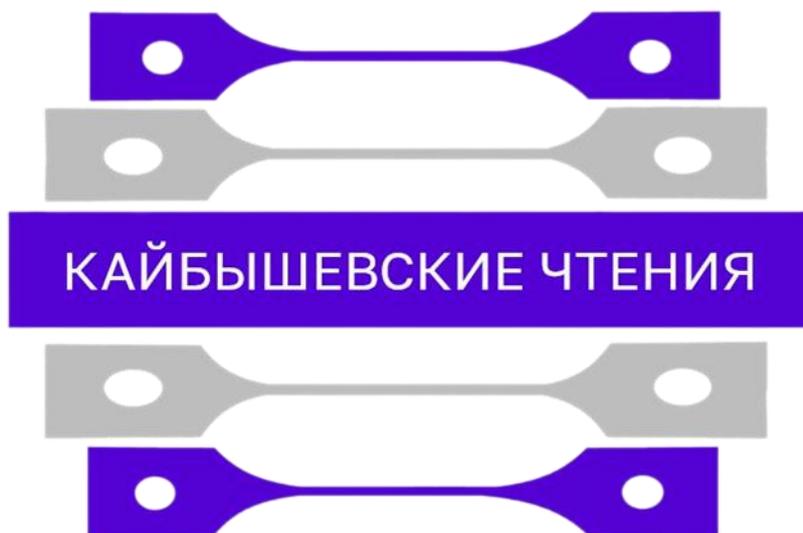


Третья Международная школа-конференция молодых ученых

КАЙБЫШЕВСКИЕ ЧТЕНИЯ

Уфа, 16-20 октября 2023 года

СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ



Уфа 2023

**МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РФ
УФИМСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ НАУКИ И ТЕХНОЛОГИЙ**

КАЙБЫШЕВСКИЕ ЧТЕНИЯ

**Сборник материалов
Третьей Международной школы-конференции
молодых ученых
(г. Уфа, 16-20 октября 2023 г.)**

**Уфа
РИЦ УУНиТ
2023**

УДК 620.1/.2
ББК 30.3
К15

*Печатается по решению кафедры
материаловедения и физики металлов УУНиТ.
Протокол № 3 от 26.09.2023 г.*

Редакционная коллегия:

д-р техн. наук, профессор **Е.В. Парфенов** (*отв. редактор*);
д-р физ.-мат. наук, профессор **Е.А. Корзникова**;
канд. физ.-мат. наук, доцент **М.М. Абрамова**;
канд. техн. наук, доцент **Э.И. Фахретдинова**;
канд. техн. наук, доцент **Э.Д. Хафизова**

Кайбышевские чтения: сборник материалов Третьей Международной
К15 школы-конференции молодых ученых (г. Уфа, 16-20 октября 2023 г.) /
отв. ред. Е.В. Парфенов. – Уфа: РИЦ УУНиТ, 2023. – 170 с.
ISBN 978-5-7477-5786-8

В сборнике опубликованы материалы, посвященные широкому кругу проблем современного материаловедения: современные методы обработки материалов, сверхпластичность металлов и сплавов, наноматериалы: получение, структура, свойства и модификация поверхности физико-химическими методами.

Сборник предназначен для интересующихся проблемами современного материаловедения.

Материалы публикуются в авторской редакции.

УДК 620.1/.2
ББК 30.3

ISBN 978-5-7477-5786-8

© УУНиТ, 2023

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ Mg НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИНКОВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Zn-Fe-Mg

Абдрахманова Э.Д., Хафизова Э.Д., Поленок М.В.

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

Цинковые сплавы обладают большим потенциалом для применения в медицине. Такие сплавы могут быть использованы в качестве биodeградируемого материала для имплантатов, способного растворяться в организме человека с течением времени. Цинк обладает хорошей биосовместимостью, а также обладает подходящей для костных имплантатов и сосудистых стентов скоростью коррозии, по сравнению с другими металлами, которые были исследованы учёными ранее [1]. Сочетание различных легирующих элементов и режимов обработки позволяют изменять механические и коррозионные свойства в зависимости от области применения имплантата.

В данной работе представлены результаты влияния содержания Mg на микроструктуру и механические свойства цинковых сплавов системы Zn-Fe-Mg. Были исследованы исходные и деформированные состояния сплавов со следующим процентным содержанием металлов: Zn-1%Fe-1%Mg и Zn-1%Fe-5%Mg.

Образцы также были подвергнуты интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК). Деформация проводилась на установке СКРУДЖ-200 при комнатной температуре, с давлением 6ГПа, скоростью 1 об/мин и с числом оборотов от 1 до 10.

Химический состав полученного материала определяли на рентгеновском флуоресцентном спектрометре Thermo Scientific ARL Optim'X. Изучение микротвердости проводили на твердомере EMCO-Test DuraJet 10 по методу Виккерса согласно ГОСТ 9450–76 при нагрузке 0,1 кг. Микроструктурные исследования проводились на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6490LV.

Изменение содержания магния с 1 до 5 вес. % приводит к значительному повышению микротвердости исходных образцов в 1,8 раз. Деформация кручением измельчает зеренную структуру и равномерно распределяет по всему объёму частицы второй фазы ZnFeMg.

Благодарности

Исследования выполнены за счет средств гранта в области науки из бюджета Республики Башкортостан для государственной поддержки молодых ученых (НОЦ-ГМУ-2022, Соглашение № 1 от 13.12.2022). Исследовательская часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО УУНиТ.

Список литературы

1. Mostaed E, Sikora-Jasinska M, Drelich JW, Vedani M. Zinc-based alloys for degradable vascular stent applications. Acta Biomater. 2018 Apr 15; 71:1-23. doi: 10.1016/j.actbio.2018.03.005.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВОЙ МАТРИЦЫ АРМИРОВАННЫЙ СТАЛЬЮ ИЛИ БАЗАЛЬТОМ

Абрамов К.А.¹, Шолом В.Ю.², Поляков А.Б.²

¹*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

²*Технопарк «ХТЦ УАИ-РОСОЙЛ», Уфа, Россия*

k-abramov@rosoil.ru

Сегодня композиционные материалы (КМ) играют большую роль в промышленности. Применение композиционных материалов позволяет снизить вес, повысить ресурс, выдерживаемые нагрузки и другие характеристики конструкций и изделий. Применение новых способов изготовления позволяет снизить стоимость композиционных материалов, тем самым повысить целесообразность их использования [1]. Следовательно разработка новых КМ и технологий изготовления является актуальной задачей [2, 3].

Целью работы является разработка методики получения композиционных материалов на основе алюминиевой матрицы, армированных сталью или базальтом, исследование их трибологических свойств в сравнении с материалом без армирования.

Сегодня наиболее интересными и перспективными являются композиционные материалы на основе алюминиевой матрицы. Одним из вариантов таких КМ могут являться материалы с хорошими трибологическими свойствами: малая сила трения, высокая износостойкость [4]. С помощью таких материалов КМ возможно повысить ресурс и надежность пар трения [5].

В качестве армирующих компонентов использовали каркасы, состоящие из разнонаправленных волокон: базальтовая вата (плотностью 175-200 кг/м³) и стальная вата (класса “4#”). Процентное содержание армирующих компонентов по массе составляет 4-5%. В качестве матрицы использовали деформируемый алюминиевый сплав АВ, который отличается среди сплавов системы Al-Mg-Si повышенным уровнем пределов прочности и текучести [6].

Исследуемые композиционные материалы получали жидкофазным методом – литье по выплавляемым моделям.

Процесс изготовления отливок заключался в укладывании базальта и стали в формы из оргстекла, для отливок без армирования форма была пустой, заливке расплавленного воска и его застывании. После этого получают восковки, формой будущей отливки. В армированных восковках внутри равномерно распределены композиционные элементы из стали и базальта. Далее восковки помещаются в стальную опоку, где заливаются формовочной смесью. После этого опока с застывшей смесью помещается в печь для прокалки формы и выплавки воска. После этого получают формы из гипсовой смеси с армирующими элементами и без. Формы помещают в литьевую машину, где находится расплавленный алюминий, создают вакуум и производят заливку металла в формы. Температура опок составляет 600 С°, температура расплава 750 С°, при литье для очистки расплава использовали флюс 67% NaF и 33% NaCl. Тигель с металлом находился над формой, заливка металла происходила благодаря поднятию штока тигля, который запирает отверстие на дне. [7,8].

Испытание триботехнических свойств производились на машине трения в среде моторного масла «Лукойл стандарт 10W40 SF/CC». Испытания проводились в течении 1

часа, для определения противоизносных свойств. Для определения противозадирных свойств и нагрузки заклинивания, проводились испытания с постоянным увеличением нагрузки. Образцы были изготовлены размерами ~ 7x7x20 мм. (Ширина x Высота x Длина). Поверхности образцов были отшлифованы наждачной бумагой зернистостью Р600. Обойма машины трения изготовлена из стали ШХ-15, для имитации пары трения алюминий - сталь.

Оценку противозадирных свойств оценивали путем равномерного увеличения нагрузки на рычаг с помощью электродвигателя, нагружение образцов происходило одинаково при всех испытаниях. В момент заклинивания (остановки вращения обоймы) фиксировали показания датчиков, показывающих нагрузку при заклинивании и силы при заклинивании

Результаты испытаний показали, наименьшими пятнами износа и наибольшей нагрузкой заклинивания обладает материал армированный базальтовой ватой.

Таким образом, базальтовые и стальные армирующие компоненты в алюминиевой матрице позволяют получить материалы триботехнического назначения, без значительного увеличения сложности способа получения материала, при сохранении механических и физических характеристик. **Заключение**

Разработана методика получения композиционного материала на основе алюминиевой матрицы, армированных сталью или базальтом методом литья по выплавляемым моделям.

Исследования по оценке триботехнических свойств образцов из алюминиевого сплава АВ армированных базальтом и сталью показали значительное улучшение противоизносных и противозадирных свойств по отношению к образцам из сплава АВ без армирования.

Список литературы

- 1 Любин, Дж. Справочник по композиционным материалам/ Дж. Любин, кн.1, – М.: Машиностроение, 1988. – 446 с.
2. Effects of Si on the aging behaviour and formability of aluminium alloys based on AA6016 / S. M. Hirth [and etc.] // Materials Science and Engineering. – 2001. – V. 319-321. P. 452-456.
3. Yılmaz O. Abrasive wear of Al₂O₃-reinforced aluminium-based MMCs / O. Yılmaz, S. Buytoz // Composites Science and Technology. – 2001. – 61. – P. 2381-2392.
4. Курганова Ю.А. Конструкционные металломатричные композиционные материалы: учебное пособие / Ю.А.Курганова, А.Г.Колмаков. – Москва: Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2015. – 141, [3] с., ил.
5. Абрамов К.А., Шолом В.Ю. Композиционный материал на основе алюминиевой матрицы / Новые материалы и перспективные технологии – 2021 – С. 37-45.
6. Andrade-Gonzalez N.R. Effect of heat treatment conditions on the aging process in 319 type aluminium casting alloys/ N.R. Andrade-Gonzalez, J.E. Gruzleski, F.H. Samuel // 2nd symposium on heat treatment of metals and alloys, EHTS-TMS-Cairo. – 2004. – P. 199-207.
7. Зборщик А.М. Специальные методы литья: конспект лекций / Зборщик А.М. – Донецк: ГВУЗ «ДонНТУ», 2007. – 158 с.
8. Effects of Si on the aging behaviour and formability of aluminium alloys based on AA6016 / S. M. Hirth [and etc.] // Materials Science and Engineering. – 2001. – V. 319-321. P. 452-456.

ФОРМИРОВАНИЕ СЕГРЕГАЦИЙ ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ В НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ

Абрамова М.М., Еникеев Н.А.

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
abramovamm@yandex.ru*

Примесные и легирующие элементы играют важную роль в эволюции микроструктуры в процессе деформации. Даже небольшое количество атомов другого сорта, образующих твердый раствор, приводит к значительному упрочнению по сравнению с чистым металлом. Важную роль играют примеси и в процессах деформации: при повышении концентрации примесных атомов наблюдалось более интенсивное измельчение зёрен в результате усилившихся процессов генерирования дислокаций. В процессе интенсивной пластической деформации (ИПД) может происходить значительное перераспределение атомов, которое тоже может влиять на прочностные свойства УМЗ материалов. Растворение и перераспределение атомов зависит от комбинации примесных атомов, температуры деформации, и, варьируя эти параметры, можно управлять их конфигурацией в материале. Появление сегрегаций на границах зёрен также может привести к повышению термической стабильности материала. Сегрегации на границах зёрен или частицы могут препятствовать движению границ, тем самым замедляя рост зёрен при последующей за деформацией термической обработке.

На примере аустенитной нержавеющей стали и TWIP стали в работе показано, что в процессе ИПД при повышенных температурах происходит формирование сегрегаций примесных атомов, в частности, молибдена, хрома и кремния. При этом не только атомы примесных элементов могут мигрировать к границам зёрен, но и границы зёрен также собирают примесные атомы во время своего движения при деформации. К тому же, в результате пост деформационного отжига размер зёрен практически не меняется и для профилей сегрегаций примесных атомов, полученных в результате отжига при 550°C, не наблюдается асимметрии в профиле, что также подтверждает возможность «собирания» атомов во время движения границ зёрен при деформации. В работе были проанализированы процессы миграции атомов и образования сегрегаций примесных атомов. Были рассмотрены процессы миграции атомов за счет движения вакансий, дислокаций, а также собирание легирующих элементов за счет движения границ зерен. Было обнаружено, что наиболее значительный вклад в процессы образования сегрегаций вносит движение вакансий при деформации.

ОБЗОР ПЕРСПЕКТИВНЫХ СТРАТЕГИЙ ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ И КОМПОЗИТОВ С ПОВЫШЕННЫМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Александров И.В.

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Российская Федерация
alexandrov.iv@usatu.ru*

Современный научно-технический прогресс невозможен без создания новых металлических материалов. Среди основных требований, предъявляемых к широко применяемым в авиационной, космической, транспортной, энергетической, военной и других отраслях промышленности конструкционным металлическим материалам, важное место отводится требованиям проявления высоких прочности и пластичности. Анализ недавних выпусков высокорейтинговых научно-технических журналов (Nature Materials, Nature Communications, Materials Science & Engineering A, Materials Science & Engineering R, Materials Research Letters, Frontiers in Materials, Metals, Materials и др.) с тематикой статей, посвященной проблемам современного материаловедения, указывает на высокий интерес мировой научной общественности к решению указанной проблемы.

В настоящем обзорном докладе описаны и проанализированы достигнутые различными авторами результаты, касающиеся возможности получения металлических материалов с повышенными механическими свойствами. При этом, основное внимание обращено на результаты и выводы, приведенные ниже.

Научно-технический прогноз указывает на более, чем двукратный рост мирового рынка аддитивных технологий (АТ) в ближайшие годы, вплоть до 41,6 млрд. долларов США в 2027 году. Методом АТ [1, 2] могут быть получены объемные заготовки требуемой конфигурации из различных металлов и сплавов. Применение данного подхода позволило, например, сформировать сверхпрочные состояния в титановом сплаве Ti-3,63Al-8,03V-6,02Cr-4,03Mo-4,00Zr 9 вес. %) с пределом прочности 1,611 МПа и пластичностью 5,4% [3]. Такой уровень свойств соответствует характеристикам близкого по химическому составу титанового сплава, полученного с использованием традиционных подходов [4]. Высокая прочность титанового сплава, полученного методом АТ, обусловлена, в том числе, очень высокой плотностью нанодвойников.

Формирование нанокристаллических зерен со средним размером 28 ± 7 нм и чрезвычайно тонких нанодвойников толщиной $2,9 \pm 1,9$ нм в процессе электроосаждения чистого никеля приводит к достижению ультравысокой прочности, достигающей примерно 4 ГПа и превышающей прочность крупнозернистого аналога в 12 раз (при истинной деформации 2%) [5].

Фазовое превращение, вызванное сегрегацией атомов Ni на границах зерен (ОЦК-фаза \rightarrow ГЦК-фаза) при отжиге сплава Fe₈₄Ni₁₆ (ат. %), полученного компактированием частиц, сконденсированных в атмосфере инертного газа, приводит к истощению дислокаций при стабильном среднем размере зерна и повышению твердости [6].

Нанодиспергирование в нанозернах приводит к формированию ультрапрочных, пластичных и стабильных металлических нанокomпозитов Cu-C, за счет равномерного распределения наночастиц C в теле нанозерен Cu в процессе измельчения в шаровой мельнице [7].

Различные ультрамелкозернистые металлические материалы, полученные методами интенсивной пластической деформации, могут обладать как повышенной прочностью, так и достаточной пластичностью, за счет зернограничного дизайна. Последующая деформационно-термическая обработка позволяет достичь оптимального комплекса мультифункциональных свойств, в том числе обеспечить баланс высоких прочности и достаточной электропроводности в медных сплавах, прочности и коррозионной стойкости титановых сплавов и т.д. [8-10].

Синергетический эффект гетерогенной микроструктуры и высокой энтропии смешивания химических элементов обеспечивает повышение комплекса механических свойств и термостабильности металлических материалов [11, 12].

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-43-00041, <http://rscf.ru/project/23-43-00041/>»

Список литературы

1. Guo Liu, Xiajfeng Zhang, Xuliang Chen, Yunhu He, Lizi Cheng, Mengke Huo, Jiana Yin, Fengqian Hao, Siyao Chen, Peiyu Wang, Shenghui Yi, Lei Wan, Zhenqiyi Mao, Zhou Chen, Xu Wang, Zhaowenbo Cao, Jian Lu [Текст] / Additive manufacturing of structural materials, *Materials Science & Engineering R*, 145 (2021) 100596.
2. Jiming Lv, Igor V. Alexandrov, Kaiyu Luo, Haifei Lu, Jinzhong Lu [Текст] / Microstructural evolution and anisotropic regulation in tensile property of cold metal transfer additive manufactured Ti6Al4V alloys via ultrasonic impact treatment. *Materials Science & Engineering A*. A 859 (2022) 144177. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.144177>.
3. Yuman Zhu, Kun Zhang, Zhichao Meng, Kai Zhang, Peter Hodgson, Nick Birbilis, Matthew Weyland, Hamish L. Fraser, Samuel Chao Voon Lim, Huizhi Peng, Rui Yang, Hao Wang & Aijun Huang [Текст] / Ultrastrong nanotwinned titanium alloys through additive manufacturing, *Nature Materials* (2022).
4. А.А. Ширяев, В.Г. Анташев [Текст] / Особенности разработки высокопрочного самозакаливающегося высокотехнологичного псевдо- β -титанового сплава. *Авиационные материалы и технологии*. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-4-23-30.
5. Thamarasee Jeewandara [Текст] / Extremely strong nano-twinned pure nickel with extremely fine twin thickness. *Phys.org*. 1 September 2021.
6. Shangshu Wu, Zongde Kou, Qingquan Lai, Si Lan, Shyam Swaroop Katnagallu, Horst Hanh, Shabnam Taheriniya, Gerhard Wilde, Herbert Gleiter & Tao Feng [Текст] / Dislocation exhaustion and ultra-hardening of nanograined metals by phase transformation at grain boundaries. *Nature Communications*. <https://doi.org/10.1038/s41467-022-33257-1>.
7. Zan Li, Yin Zhang, Zhibo Zhang, Yi-Tao Cui, Qiang Guo, Pan Liu, Shenbao Jin, Gang Sha, Kunqing Ding, Zhiqiang Li, Tongxiang Fan, Herbert M. Urbassek, Qian Yu, Ting Zhu, Di Zhang & Y. Morris Wang [Текст] / A nano-dispersion-in-nanograin strategy for ultra-strong, ductile and stable metal composites. *Nature Communications*. 2022 <https://doi.org/10.1038/s41467-022-33261-5>.
8. Kaveh Edalati, Andrea Bachmaier, Victor A. Beloshenko, Yan Beygelzimer et al. [Текст] / Nanomaterials by severe plastic deformation: review of historical developments and recent advances. *Mater. Res. Lett.* 2022, Vol. 10, No. 4, 163-256. <https://doi.org/10.1080/21663831.2022.2029779>.
9. R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov [Текст] / Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation, *Progress in materials Science*, 45 (2000) 103-189.

10. R.Z. Valiev, I.V. Alexandrov, M. Kawasaki, T.G. Langdon [Текст] / Ultrafine-grained materials, Springer nature, 2023, to be published.
11. Robert O. Ritchie and Xiaoyu Rayne Zheng [Текст] / Growing designability in structural materials, Nature materials, vol. 21, September 2022 968-970. www.nature.com/materials.
12. Wei Jiang, Yuntian Zhu and Yonghao Zhao [Текст] / Mechanical properties and deformation mechanisms of heterostructured high-entropy and medium entropy alloys: a review. Frontiers in materials. Doi: 10.3389/fmats.2021.792359.

ИНТЕРЕСНЫЕ АСПЕКТЫ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Астанин В.В.

ФГБОУ ВО УУНИТ, Уфа, РФ

vvastanin@yandex.ru

Первое упоминание об аномально большой деформации до разрушения (2000%) на сплавах Pb-Sn и Bi-Sn при комнатной температуре, сделано в 1934 г. Пирсоном, где наряду с высокой пластичностью автор отметил другой феномен – после деформации зерна в структуре образца оставались равноосными. Несмотря на уникальность этого эффекта, на западе на него практически не обратили внимания. В 1945г. А.А. Бочвар и З.А. Свидерская опубликовали подобные эксперименты на сплаве Zn-22%Al, назвав это явление сверхпластичностью (СП). Эта публикация была на русском языке, она тоже не получила должного резонанса. После грандиозных успехов СССР в космосе в конце 50-х, начале 60-х годов на западе начали публиковать обзоры советских научных работ. Так попал в англоязычную литературу термин «superplasticity», звучащий абсурдно, по мнению натуральных носителей языка. Настоящий интерес это явление вызвало после демонстрации Бэкофеном в 1964 году получение полусферы выдувкой из листа сплава Zn-22%Al. Многие научные центры увлеклись изучением природы этого явления, включая уфимский под руководством О.А. Кайбышева.

Механическую устойчивость деформации в шейке образца объяснили высокой чувствительностью напряжений течения к скорости деформации (показатель m). Подобным феноменом обладает диффузионная ползучесть, но отсутствие вытянутости зерен после СП деформации и немонотонная зависимость пластичности в узком интервале скоростей опровергли эту популярную версию в пользу механизма зернограничного проскальзывания (ЗГП) – термина из науки о ползучести. Напомним, что в условиях ползучести никогда не наблюдаются больших удлинений образцов.

Наше понимание больших деформаций в целом и СП, в частности заключается в следующем:

- 1) пластическая деформация осуществляется сдвигом;
- 2) для осуществления больших деформаций сдвиг должен пересекать весь объем тела, т.е. быть завешенным – в местах непреодолимых препятствий возникают концентрации напряжений, приводящие к разрушению;
- 3) в монокристаллах с ГП решеткой и крупнозернистых поликристаллах макроскопический сдвиг осуществляется путем объединения близких по геометрии сдвигов в соседних зернах (субзернах) в полосы Людерса-Чернова, формирование которых описывается условием Петча-Холла;
- 4) в условиях СП заверченный сдвиг осуществляется слиянием локальных сдвигов по границам смежных зерен в магистральную полосу – это явление мы назвали кооперированным зернограничным проскальзыванием (КЗГП).

Существование КЗГП было показано экспериментально многими авторами, а теоретические условия их формирования разработаны А.И. Пшеничнюком [1]. В основу теории положено наблюдение о том, что скорость СП деформации определяется скоростью сдвига по каждой полосе и числом активных полос в рабочей части образца. В случае мелких зерен и оптимальных значений температуры и скорости деформации далеко не все границы зерен объединяются в полосы даже при благоприятном геометрическом факторе Шмида. Расстояние между активными полосами может составлять несколько размеров зерен. Активными, становятся полосы, для

формирования которых приложенные напряжения оказываются достаточными. Это условие аккомодации сдвига в тройных стыках, приближающей ориентацию активных границ зерен к плоскости сдвига. В модели диффузионной аккомодации Raj G. и Ashby M.F. (1971) показали, что скорость проскальзывания ξ сильно зависит от высоты h угла в тройном стыке: $\xi \sim \tau/h^2$ (рис.1a). Учитывая дисперсию величины двугранных углов в реальных кристаллах, всегда найдется место наиболее легкого зарождения полосы КЗГП с высотой рельефа h_1 (рис.1b). После прохождения этого стыка, уже повышенные сдвиговые напряжения (τ_c) концентрируются на более трудном стыке с h_2 , обеспечивая процесс аккомодации здесь (рис.1c). До стыка с h_3 и далее, полоса КЗГП развивается последовательно. Кроме диффузионной аккомодации в эту схему вписываются и другие виды, например модель скопления зернограницных дислокаций, мощность которых возрастает по мере перехода от легких стыков к более трудным (рис.1c).

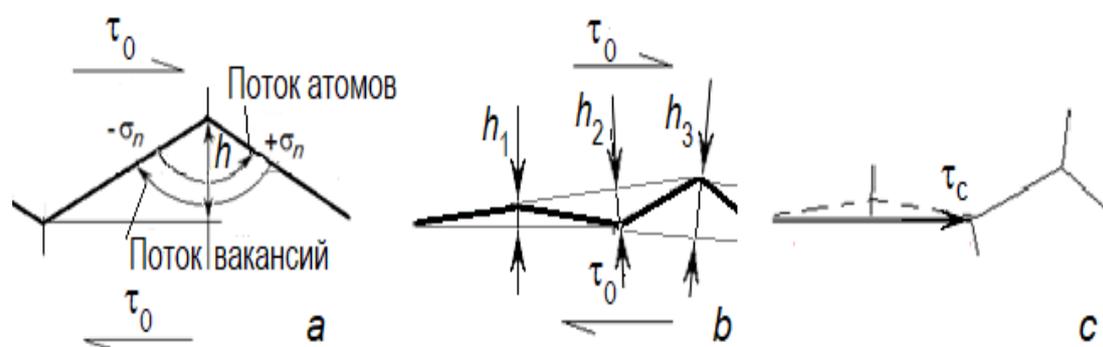


Рис. 1. Схемы аккомодации ЗГП в тройных стыках

Модель сверхпластической деформации (СПД), основанная на КЗГП, объясняет практически все особенности поведения СП материалов.

Масштабный фактор: СП исчезает, если в сечении образца оказывается менее десяти зерен. Казалось бы, в тонких образцах со структурой близкой к «бамбуковой» ЗГП должно протекать легче, но нет – напряжения течения увеличиваются, а пластичность и показатель m снижаются. Объясняется это снижением вероятности появления конфигурации, как на рис.1b. Аналогичное действие оказывает кавитация – поры разрывают полосы КЗГП. Это наглядно можно наблюдать по снижению показателя m на стадии начала кавитации при СПД алюминиевых сплавов.

Долгая (до 150% деформации) стадия установления стационарного СП течения алюминиевых сплавов. Структура этих сплавов обычно бимодальная, кроме мелких зерен с высокоугловыми границами имеются более крупные, содержащие субструктуру. Формирование полос КЗГП здесь связано с коррекцией структуры путем динамической рекристаллизации на повышенных скоростях деформирования.

Низкотемпературная и высокоскоростная СП ультрамелкозернистых сплавов. Из-за необходимости в диффузионной аккомодации снижение температуры деформации снижает скорость сдвига в каждой полосе, но уменьшение зерна позволяет увеличить число активных полос.

Высокоскоростная СП дисперсно-упрочненных сплавов и композитов: дисперсные частицы в теле зерен блокируют образование магистральных полос сдвига по механизму внутриверного скольжения при высоких скоростях (напряжениях) деформации, – КЗГП становится приоритетным. Аналогично объясняется СП интерметаллидов и керамик.

Принципиальное отличие ползучести от СП и обычной горячей деформации. В режиме ползучести действуют те же деформационные механизмы: внутризеренное скольжение, ЗГП и диффузионный массоперенос, но индивидуально, в масштабе отдельных зерен, что не обеспечивает высокой пластичности. СП и обычная горячая деформация – кооперированные процессы.

Список литературы

1. Жилиев А.П., Пшеничнюк А.И. Сверхпластичность и границы зерен в ультрамелкозернистых материалах. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2008, 320 с.

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ CoCrFeMnNi(N) И CoCrFeMnNi(N+C)

Астафурова Е.Г.¹, Реунова К.А.¹, Астапов Д.О.^{1,2},
Астафуров С.В.¹, Мельников Е.В.¹

¹ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения
Российской академии наук, Томск, Россия

²НИ Томский государственный университет, Томск, Россия
elena.g.astafurova@ispms.ru

В настоящей работе с использованием методов электронной микроскопии, одноосного растяжения исследовали влияние легирования атомами внедрения, азотом и углеродом, на температурную зависимость микроструктуры, механических свойств, микромеханизмов пластической деформации и разрушения сплава FeMnCrNiCo. Для исследования были выбраны многокомпонентные сплавы FeMnCrNiCo (сплав Кантора), (FeMnCrNiCo)_{99,2}N_{0,8} (N-МС) и (FeMnCrNiCo)₉₉C_{0,5}N_{0,4} (N+C-МС). После гомогенизации (холодная прокатка и отжиг при T=1473 К) все исследуемые сплавы обладали однофазной аустенитной структурой. Средний размер аустенитного зерна слабо зависел от состава сплава и составлял ≈200 мкм.

Экспериментально показано, что легирование азотом и углеродом приводит к увеличению параметра кристаллической решетки сплава Кантора от 3,598Å до 3,604Å в сплаве N-МС и до 3,613 Å в сплаве (N+C)-МС. То есть при близкой общей атомной концентрации элементов внедрения в сплавах N-МС и (N+C)-МС, сплав, в котором часть атомов азота была замещена углеродом, испытывает большее концентрационное расширение кристаллической решетки. Несмотря на это, величины условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ для сплавов N-МС и (N+C)-МС близки в интервале температур от 200 до 673К ($\sigma_{0,2} \approx 350$ МПа при T=200К и $\sigma_{0,2} \approx 150$ МПа при T=673К). Но при температуре испытания T=77К твердорастворное упрочнение сплава (N+C)-МС сильнее: $\sigma_{0,2} \approx 530$ МПа для N-МС и $\sigma_{0,2} \approx 600$ МПа для (N+C)-МС. Азотсодержащий сплав N-МС и сплав (N+C)-МС с комплексным (азот+углерод) упрочнением обладают более сильной температурной зависимостью предела текучести по сравнению со сплавом Кантора, и легирование атомами внедрения способствует увеличению как атермической, так и термически-активируемой компонент напряжения.

Во всем диапазоне температур деформации основным механизмом деформации сплавов N-МС и (N+C)-МС является дислокационное скольжение. Снижение температуры испытаний и легирование элементами внедрения усиливают склонность сплава Кантора к планарному скольжению и способствуют деформационному упрочнению. Деформационные кривые для сплавов N-МС и (N+C)-МС близки в исследуемом интервале температур, но при температурах испытания 573 и 673 К на диаграммах растяжения сплава (N+C)-МС появляются динамические эффекты, характерные для развития динамического деформационного старения (зубчатые диаграммы). Обнаружено противоположное влияние легирования атомами внедрения на удлинение сплава Кантора при разных режимах деформации: при T > 250 К наблюдается увеличение пластичности сплавов N-МС и (N+C)-МС относительно сплава Кантора, а при T < 250 К сплавы внедрения, напротив, обладают меньшими значениями удлинения (при T=77К $\delta=100\%$ в сплаве Кантора и 60% в сплавах N-МС и (N+C)-МС). Несмотря на это все сплавы разрушаются транскристаллитно вязко во всем исследуемом интервале температур испытания. В работе обсуждается влияние типа развивающейся

дислокационной структуры на деформационное упрочнение и разрушение сплавов.

Благодарности

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-19-00261).
Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» (ИФПМ СО РАН, Томск).

СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg-Zn-Zr, ПОДВЕРГНУТОГО РКУП-К

**Асфандияров Р.Н.^{1,2}, Аксенов Д.А.^{1,2}, Фахретдинова Э.И.^{1,2},
Шишкунова М.А.¹, Сементеева Ю.Р.¹**

¹*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

²*Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа, Россия
a.r.n@list.ru*

В настоящее время повышенное внимание уделяется разработкам в области методик остеосинтеза. В данном направлении особенно актуальным становится использование биорезорбируемых металлических материалов, например, магниевых сплавов [1–3].

По совокупности свойств к перспективным магниевым сплавам для изготовления имплантатов можно отнести сплав MA14 системы Mg-Zn-Zr. Известно, что метод равноканального углового прессования длинномерных заготовок по схеме Конформ (РКУП-К) позволяет существенно повысить прочностные характеристики обработанных заготовок. В случае магниевых сплавов при подобной обработке для достижения прочности выше 300 МПа проводится от 2 до 4 циклов деформирования [4–6]. Стоит отметить, что при этом возможен эффект проскальзывания по основной базисной плоскости, что может негативно отражаться на эффективности такой обработки, а в ряде случаев происходило разупрочнение материала при увеличении количества циклов обработки [6,7]. Однако термомеханическая обработка, включающая РКУП-К, проведенная по специальным режимам, может позволить достичь необходимого комплекса свойств, что и было предметом данного исследования.

Исходя из литературных данных [8,9] в качестве исходного принято состояние, полученное при длительном отжиге в течение 24 ч при температуре 400 ± 10 °С. В результате термообработки получено крупнозернистое состояние с бимодальным распределением по размеру зерна: наблюдаются крупные зерна со средним поперечным размером 30 ± 10 мкм и рекристаллизованные зерна со средним поперечным размером 4 ± 2 мкм.

Далее была проведена деформационная обработка методом РКУП-К двух видов - с использованием объемной заготовки и заготовки в оболочке по схемам:

1. 1 цикл с углом пересечения каналов 120° , при начальной температуре заготовок 200 ± 10 °С и температуре оснастки 150 ± 10 °С;
2. 1 цикл с углом пересечения каналов 120° , при начальной температуре заготовок 250 ± 10 °С и температуре оснастки 200 ± 10 °С.

В результате проведенной деформационной обработки по обоим предложенным технологическим режимам происходит измельчение зеренной структуры с сохранением бимодального вида структуры. Наблюдаются мелкие зерна со средним размером $3,2 \pm 2,5$ мкм и $4,7 \pm 2,3$ мкм для 1 и 2 режима соответственно, а также наблюдались крупные зерна. И в первом и во втором случае температура деформации превышала температуру рекристаллизации магния, а также стоит отметить, что форма зерен и опыт других исследователей с данным материалом [10,11] свидетельствует о прохождении динамической рекристаллизации.

Результаты проведенных механических испытаний на растяжение свидетельствуют о повышении прочностных характеристик обработанного материала, так в обоих случаях предел прочности увеличивается до значений 305 ± 5 и 300 ± 5 МПа, для 1 и 2 режима соответственно. Однако предел текучести для образца, обработанного по 1 режиму выше и составляет 220 ± 5 МПа, в то время как для образца, обработанного по 2 режиму РКУП-К предел текучести равен 185 ± 5 МПа. Вероятно, данная разница обусловлена более низкой температурой деформирования и наличием зерен полосового типа для первого режима.

Благодарности

Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Президента РФ № 075-15-2022-549.

Список литературы

1. N. Li, Y. Zheng // *Journal of Materials Science and Technology*. 2013. Vol. 29. P. 489–502. DOI: 10.1016/j.jmst.2013.02.005.
2. Y. Chen, Z. Xu, C. Smith, J. Sankar // *Acta Biomaterialia*. 2014. Vol. 10. P. 4561–4573. DOI: 10.1016/j.actbio.2014.07.005.
3. X.-N. Gu, Y.-F. Zheng // *Frontiers of Materials Science in China*. 2010. Vol. 4. P. 111–115. DOI: 10.1016/S0009-8981(99)00258-2.
4. D. Merson, A. Brilevsky, P. Myagkikh, A. Tarkova, A. Prokhorikhin, E. Kretov, T. Frolova, A. Vinogradov // *Materials*. 2020. Vol. 13. № 3. 544. DOI: 10.3390/ma13030544.
5. A. Vinogradov, E. Vasilev, V.I. Kopylov, M. Linderov, A. Brilevesky, D. Merson // *Metals*. 2019. Vol. 9. 186. DOI: 10.3390/met9020186.
6. B. Straumal, N. Martynenko, D. Temralieva, V. Serebryany, N. Tabachkova, I. Shchetinin, N. Anisimova, M. Kiselevskiy, A. Kolyanova, G. Raab, R. Willumeit-Römer, S. Dobatkin, Y. Estrin // *Crystals*. 2020. vol. 10. 918. DOI: 10.3390/cryst10100918.
7. R. Jahadi, M. Sedighi, H. Jahed // *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 593, pp. 178–184. DOI: 10.1016/j.msea.2013.11.042.
8. M. Chen, C. Ma, Q. Liu, M. Cheng, H. Wang, X. Hu // *Materials*, 2023, vol. 16, 1320. DOI: 10.3390/ma16031320.
9. M.O. Alawad, A.I. Alateyah, W.H. El-Garaihy, A. BaQais, S. Elkatatny, H. Kouta, M. Kamel, S. El-Sanabary // *Materials*, 2022, vol. 15, 7719. DOI: 10.3390/ma15217719.
10. D.L. Yin, H.L. Cui, J. Qiao, & J.F. Zhang // *Materials Research Innovations*, 2015, 19(sup9), S9–28–S9–31. doi:10.1179/1432891715z.0000000001912.
11. K.H. Jung, Y.B. Kim, G.A. Lee, S. Lee, E.Z. Kim & D.S. Choi // *Materials and Manufacturing Processes*, 2014, 29(2), 115–120. doi:10.1080/10426914.2013.811744.

ИЗУЧЕНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ОКСИДИРОВАНИЯ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Аубакирова В.Р.¹, Фаррахов Р.Г.¹, Хаматдинов Р.З.¹, Парфенов Е.В.¹

¹ ФГБОУ ВО Уфимский университет науки и технологий
veta_mr@mail.ru

Циркониевые сплавы применяются в различных отраслях промышленности, например, в ядерной энергетике, машиностроении и приборостроении. Также биосовместимые циркониевые сплавы вызывают интерес для изготовления медицинских имплантатов. Но для создания качественных имплантатов необходимо создать на поверхности циркониевых сплавов пористый биомиметический слой, улучшающий приживаемость имплантата и повышающей сопротивление коррозии. Данная задача может быть эффективно решена с помощью перспективного, и экологичного процесса плазменного электролитического оксидирования (ПЭО). Исследование посвящено изучению электрических характеристик ПЭО на разных этапах обработки для диагностики и прогнозирования свойств покрытия.

ПЭО образцов сплава Zr-1%Nb проводилось на автоматизированной технологической установке в водном растворе 15 г/л фосфата натрия, 25 г/л ацетата кальция, 1 г/л гидроксида натрия и 1 г/л борной кислоты в импульсном униполярном режиме. Частота импульсов составляла 400 Гц. Импульсы имели скважность 26%. Величина импульсного напряжения линейно увеличивалась в течение 180 с от 0 до 480В в течении 200 с, а затем стабилизировалась на этом заданном значении. После обработки измерялись толщина покрытия вихретоковым толщиномером Defelsko Positector 6000, шероховатость поверхности профилометром TR-220 и проводились коррозионные тесты в растворе Рингера на электрохимической станции Elins P-5X.

Для анализа электрического сигнала в ходе ПЭО в импульсном униполярном режиме была проведена поточная запись мгновенных значений тока и напряжений с частотой выборки 1МГц. Таким образом были зарегистрированы осциллограммы тока и напряжения. Осциллограммы напряжения характеризуются переходными процессами, возникающими из-за емкостных свойств покрытия. В среде Matlab каждые 20 с обработки кривые переходных процессов были аппроксимированы экспонентами первого порядка с высокой точностью аппроксимации ($R^2=0,99$). В ходе ПЭО изменялась величина постоянной времени переходных процессов τ , так изменялись электрические сопротивления и емкость покрытия. Совместно были проанализированы динамики τ и амплитудных значений импульсов тока и напряжения. Получено, что процесс ПЭО можно условно разделить на две стадии до и после загорания микроразрядов. На каждой стадии наблюдаются характерные участки увеличения параметра τ , соответствующие росту покрытия – анодного и сформированного по механизму ПЭО. Для второй стадии построена тарировочная прямая связывающая толщину покрытия h , мкм с постоянной времени τ , с по формуле:

$$h = 27,1\tau + 5,4.$$

Толщина покрытия изменялась от 5 до 15 мкм. Коэффициент R^2 модели составил 0,98.

Таким образом, получен способ диагностики толщины ПЭО-покрытия, который применим при достижении амплитуды импульсов напряжения выше 320-325 В,

соответствующей на вольтамперной характеристике напряжению пробоя и загорания микроразрядов. При меньшем напряжении, на стадии анодирования при напряжениях 200-220 В получено тонкое сплошное коррозионностойкое покрытие, служащее основой для формирования пористого слоя.

Благодарности

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда, проект № 20-79-10189, <https://www.rscf.ru/project/20-79-10189/>

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АСИММЕТРИИ ПРИ АККУМУЛИРУЮЩЕЙ ПРОКАТКЕ НА СВОЙСТВА ЛИСТОВЫХ СЛОИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ

**Бирюкова О.Д.¹, Кожемякина А.Е.¹, Носов Л.В.¹,
Барышникова А.М.¹, Локотунина Н.М.¹**

¹*Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,
Магнитогорск, Россия
fmapatisonchik@inbox.ru*

На сегодняшний день требования по снижению веса металлических конструкций при сохранении или увеличении уровня механических и эксплуатационных свойств весьма актуальны. В связи с этим также растет спрос на продукцию, выполненную из алюминиевых сплавов, т.к. данные сплавы являются несомненно ближайшей альтернативой более тяжелым материалам. Применение таких сплавов в автомобиле-, авиастроении, космической отрасли позволят не только улучшить экологическую обстановку за счет сокращения потребления топлива, но и даст возможность повысить безопасность эксплуатации продукции благодаря улучшенному комплексу свойств.

В работе рассматривался способ асимметричной аккумулялирующей прокатки, который является перспективным методом для обработки слоистых материалов. Благодаря ему возможно получать длинномерную металлопродукцию, а при нужном количестве циклов – аккумуляцию напряжений после каждого цикла обработки. Асимметрия же дает высокие деформации сдвига, необходимые для изменения формы металла и его структуры.

Для исследования влияния кинематической асимметрии на свойства металлопроката проводилось компьютерное моделирование в программных комплексах «Deform 2D» и «QForm» [1, 2]. Основные варьируемые параметры: вид алюминиевого сплава в композите (1070, 2024, 5083, 6061), толщины сплавов (от 2 до 4 мм на каждый слой), относительное обжатие (50 - 70 %), температура обработки материалов (20 °С, 250°С), отношение скоростей рабочих валков ($V_1/V_2 = 1 \dots 5$) и т.д.

Выявленные рациональные параметры при компьютерном моделировании были использованы в эксперименте на уникальной научной установке лабораторно-промышленном стане 400 асимметричной прокатки [3], расположенном в лаборатории Механики градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. Деформирование проводили в симметричном и асимметричном режимах. Прокатка осуществлялась холодная и теплая. Перед холодной прокаткой поверхность соединения алюминиевых сплавов обрабатывалась: производилась зачистка образцов для снятия оксидных пленок, а также обезжиривание для удаления загрязнений. Транспортировка материала до клетки осуществлялась после зачистки незамедлительно для уменьшения времени взаимодействия алюминиевых сплавов с кислородом воздуха и быстрого образования крупного слоя оксидной плёнки. Сварка слоёв осуществлялась во время деформирования. Для увеличения коэффициента трения перед экспериментальными исследованиями прокатывали не менее 5 алюминиевых листов.

При холодной симметричной аккумулялирующей прокатке образцы разрушаются уже при обжатии 42%, слои металлов не свариваются, образуются порывы посередине образцов. Холодная асимметричная прокатка характеризуется уменьшением

образования дефектов (все образцы показали хорошую свариваемость давлением). Технологическая пластичность значительно выросла – листовые слоистые алюминиевые композиты возможно прокатывать при обжатиях 75 и 95%. Тёплая асимметричная прокатка также характеризуется увеличением технологической пластичности – при увеличении отношения скоростей валков коэффициент вытяжки повышается в диапазоне от 10 до 20% в каждом проходе. Отношение скоростей валков $V_1/V_2 = 5$ характеризуется плавлением листового слоистого алюминиевого композита в очаге деформации для всех рассматриваемых вариантов комбинации сплавов.

Результаты механических испытаний представлены в таблице 1. В дальнейшем полученные характеристики сравнивались со свойствами используемых в настоящее время в автомобилестроении и космической отрасли материалов.

Таблица 1. Результаты механических испытаний листовых слоистых алюминиевых композитов 5083/1070, 6061/1070, 5083/2024, 6061/2024

Марка	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	НВ, ед
5083/1070	210	304	10	сторона 5083: 132
				сторона 1070: 65
5083/2024	215	333	12	сторона 5083: 130
				сторона 2024: 106
6061/1070	192	212	2	сторона 6061: 115
				сторона 1070: 47
6061/2024	184	240	2	сторона 6061: 113
				сторона 2024: 97

Предложены схемы процесса асимметричной аккумулярующей прокатки с возможностью поставки металлопродукции как в виде рулона, так и мерной длиной.

Благодарности

Исследования выполнены за счет гранта Российского научного фонда № 22-49-02041, <http://rscf.ru/project/22-49-02041/>

Список литературы

1. Pesin, A. Modeling and comparison of strain behavior during symmetric and asymmetric accumulative roll bonding of aluminum sheets / A. Pesin, D. Pustovoytov, O. Biryukova // Metal – 2018. – pp. 444 – 449.
2. Бирюкова, О.Д. Исследование метода аккумулярующей прокатки как способа обработки алюминиевых композитов 5083/2024 и 5083/1070 / О.Д. Бирюкова, Д.О. Пустовойтов, А.М. Песин // Журнал «Теория и технология металлургического производства» – 2019. – с. 37-42.
3. Песин, А.М. Возможности стана 400 асимметричной прокатки и роботизированного комплекса Кука 160 / А.М. Песин, Д.О. Пустовойтов, М.П. Барышников, О.Д. Бирюкова, А.Е. Кожемякина, Л.В. Носов, Д.В. Грачев // Механическое оборудование металлургических заводов, Магнитогорск. – 2021. – №1 (16). – с. 9-13.

ПРОЯВЛЕНИЕ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМ Al-Mg-Si и Al-Mg В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ И НАНОСТРУКТУРНОМ СОСТОЯНИЯХ

Бобрук Е.В., Астанин В.В., Рамазанов И.А., Мурашкин М.Ю., Еникеев Н.А.

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
e-bobruk@yandex.ru*

Традиционно, для улучшения технологической пластичности Al сплавов получение изделий осуществляют при повышенных температурах (выше 0.5Tпл). К наиболее распространенным из используемых в промышленных масштабах методам можно отнести горячую объемную и листовую штамповку, а также формовку в условиях сверхпластичности (СП). Горячая или изотермическая штамповка, а также СП формовка или штамповка при повышенных температурах обеспечивает высокую технологическую пластичность большинства промышленных Al сплавов таких систем легирования как Al-Cu-Zr, Al-Zn-Mg, Al-Cu-Mg и др. [1].

Известно, что СП ультрамелкозернистых (УМЗ) сплавов, в том числе и на основе Al, позволяет повысить комплекс механических характеристик за счет формирования более однородной микроструктуры и обеспечения равномерного распределения легирующих элементов. Недавно было показано, что измельчение размера зерна до наноразмерного состояния в ряде Al сплавов позволяет снизить температуру проявления СП до 0.47Tпл [2]. Проведение СП деформации при пониженной температуре позволяет сохранить снизить степень деградации микроструктуры и сохранить в высокопрочное состояние УМЗ и наноструктурных (НС) Al сплавов за счет создания особого состояния границ зерен (например, сегрегации) и реализации дислокационного и дисперсионного механизмов упрочнения. Обнаруженные особенности механического поведения Al сплавов в таких структурных состояниях открывают новые возможности для создания перспективных высокопрочных легких материалов конструкционного назначения.

Так в настоящей работе, на примере термически-упрочняемого алюминиевого сплава системы Al-Mg-Si в УМЗ состоянии показаны особенности низкотемпературной СП при температурах, а также о его постдеформационной микроструктуре и пределе прочности. Показано, что УМЗ структура сохраняется после СП деформации в интервале температур деформации 120–180°C и скоростей деформации $5 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ – 10^{-4} с^{-1} . При отсутствии заметного роста зерен УМЗ сплав сохраняет прочность до $380 \pm 3 \text{ МПа}$ после СП деформации, что значительно превышает значение (250 МПа) для сплава крупнозернистом состоянии после упрочняющей обработки (Т6). Это открытие открывает пути для формирования высокопрочных изделий из сплавов Al-Mg-Si после СП формования.

На примере другого термически-неупрочняемого сплава системы Al-Mg-Mn-Zn с однородной УМЗ и НС структурой показано, что он также проявляет признаки СП состояния при пониженных температурах 250-300°C в интервале скоростей $5 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ до $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, большие значения удлинения 170-560%, параметр скоростной чувствительности – 0,3-0,73 при низких напряжениях течения. Проанализирован деформационный рельеф, установлен температурный интервал термической и деформационно-термической стабильности до 300°C сплава в УМЗ состоянии.

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-00866, <https://rscf.ru/project/22-29-00866/>.

Список литературы

1. Starke, E. Application of modern aluminum alloys to aircraft. E. Starke, J. Staley. Progress in Aerospace Sciences. – 1996. –V. 32. – P. 131–172.
2. Bobruk, E.V. Superplastic behaviour at lower temperatures of high-strength ultrafine-grained Al alloy 7475. Bobruk E.V., Murashkin M.Yu., Kazykhanov V.U., Valiev R.Z. Advanced engineering materials. - 2019. - V.21 (1). - # 1800094.
3. Bobruk, E.V. The microstructure and strength of UFG 6060 alloy after superplastic deformation at a lower homologous temperature. E.V. Bobruk, P.D. Dolzhenko, M.Y. Murashkin, R.Z. Valiev, N.A. Enikeev. Materials. – 2022. – V. 1. # 6983. <https://doi.org/10.3390/ma15196983>

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОПЕРАЦИИ РЕДУЦИРОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БИМЕДИЦИНСКОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg-1%Zn-0,15%Ca

Волкова Е.П.¹, Боткин А.В.¹

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
Ervolkova@mail.ru

Магниево-цинковые сплавы системы Mg-Zn-Ca являются одними из самых популярных для медицинского применения благодаря содержанию в них Zn и Ca, которые обладают хорошей биосовместимостью.

Механизм измельчения зерен в магниевых сплавах при обработке ИПД отличается от механизма, наблюдаемого в других металлических материалах из-за гексагональной плотноупакованной структуры и протеканием динамической перекристаллизации при высоких температурах.

Было обнаружено, что предыдущий этап термомеханической обработки, такой как редуцирование, позволяет обрабатывать РКУП при более низких температурах и приводит к более мелким размерам зерен. Чем мельче исходные зерна, тем меньше проходов РКУП требуется для получения однородной и мелкозернистой структуры.

Цель работы – исследование влияния предварительной операции редуцирования на формирования равномерной структуры и механические свойства сплава Mg-1%Zn-0,15%Ca.

Методика проведения исследований

В ходе проведения данных исследований выполнен физический эксперимент и проведено конечно-элементное компьютерное моделирование.

Компьютерное моделирование проводилось с использованием программного продукта Deform-3D.

Условия и допущения, принятые при моделировании:

- материал – магниевый сплав Mg – 1%Zn – 0,15%Ca;
- размеры исходной заготовки d=30 мм, длина 100 мм;
- количество конечных элементов 60000-65000;
- включены условия компенсации объема модели заготовки;
- температура деформации 400°C;
- коэффициент трения принят $\mu = 0,3$;
- количество шагов моделирования – 100...350, с шагом – 0,02мм.
- скорость деформирования $v=10$ мм/с.

Для оценки влияния степени обжатия при редуцировании, было произведено два моделирования с d=30 мм до d=20 мм:

- 1) За одну операцию редуцирования (степень обжатия 32%);
- 2) За четыре операции редуцирования (степень обжатия 8%).

В качестве материала для анализа и исследования был выбран магниевый сплав Mg-1%Zn-0,15%Ca. Литые исходные образцы были подвергнуты гомогенизационному отжигу при температуре 450°C и времени выдержки 22 ч. Термическая обработка образцов проводилась в муфельной печи Nabertherm. Далее проводилось редуцирование с d=30 мм до d=20 мм при T=400°C.

Для измерения микротвердости (HV) был выбран метод Виккерса, измерение проводили по диаметру образца на микро-макротвердомере Emco-Test Durascan 50 с нагрузкой 0,1 Н и временем выдержки 10 с. Плоские образцы с размерами рабочей части

$4 \times 1 \times 0,5 \text{ мм}^3$ были испытаны на одноосное растяжение на испытательной машине Instron 5982 при комнатной температуре со скоростью нагружения 10^{-3} с^{-1} .

Результаты исследований

По результатам компьютерного моделирования можно сделать вывод, что большая степень деформации, а также более равномерная структура по сечению образца достигается при последовательном редуцировании со степенью обжатия 8% (рис.1).

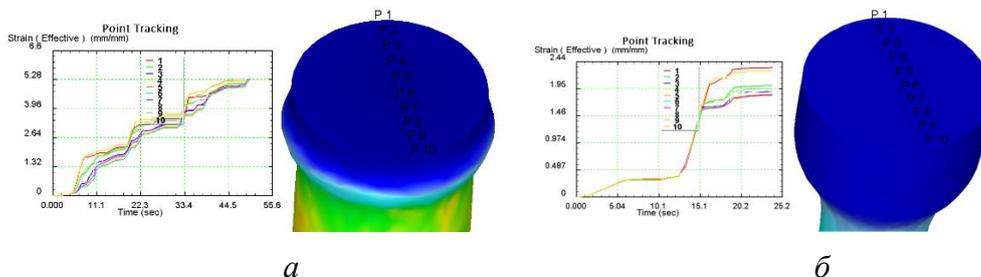


Рис. 1. Распределение степени деформации по поперечному сечению образца: а – степень обжатия – 8%, 4 прохода; б – степень обжатия – 32%, 1 проход

Это подтверждают и результаты физического эксперимента (таблица 1).

Таблица 1. Результаты испытаний на растяжение образцов и измерения микротвердости

Состояние	T, °C	HV	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Исходное состояние	20	50	141	42	16,75
После редуцирования	20	64,4±3	251,4±8	206,7±12	13±3

Основные результаты и выводы

По результатам компьютерного моделирования было установлено, что после четырех проходов операции редуцирования со степенью обжатия 8% деформация равномерно распределена по поперечному сечению заготовки, $\epsilon=5,192-5,3$ (после первого прохода $\epsilon=1,58-2,38$, после второго $\epsilon=3,12-3,7$, после третьего $\epsilon=4,62-5,0$, соответственно). После одного прохода операции редуцирования со степенью обжатия 32% деформация была распределена неравномерно по сечению заготовки, $\epsilon=1,76-2,34$. Поэтому для физического эксперимента была выбрана операция редуцирования за четыре прохода.

Измерение микротвердости по поперечному сечению заготовки после операции редуцирования за четыре прохода с $d=30 \text{ мм}$ до $d=20 \text{ мм}$ показало, что микротвердость равна $64,4 \pm 3$ и равномерно распределена по всему сечению заготовки.

Испытания на растяжения показали, что предел прочности по краям образца равен 260 МПа, а в центре образца составил 243,4 МПа. Пластичность составила 15,75% и 10%, соответственно.

Исследования показали, что после четырех проходов операции редуцирования прочность повысилась на 78%, при этом пластичность уменьшилась всего на 22,3%, а твердость увеличилась на 28,8%.

Следовательно, использование редуцирования в качестве предварительной операции механической обработки помогает добиться однородной структуры по всему сечению образца, а так же улучшает механические свойства материала, что в

дальнейшем позволит при РКУП получить более однородную и мелкозернистую структуру с необходимыми механическими и эксплуатационными свойствами.

Благодарности

Работа выполнена при поддержке РФФ № 20-63-47027. Экспериментальная часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО «УУНиТ».

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНО СФОРМИРОВАННОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА TiNi ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Воробьёв Е.В.², Чуракова А.А.^{1,2}

¹ИФМК УФИЦ РАН, Уфа, Россия

²УУНУТ, Уфа, Россия

z.vorobyov@mail.ru

Никелид титана относится к классу материалов с эффектом памяти формы. Особенностью данных сплавов является изменение фазового состава в условиях термического или силового воздействия. Эти изменения характеризуются прямыми и обратными мартенситными превращениями, в результате которых аустенитная фаза В2 переходит частично или полностью в новую мартенситную фазу В19', существенно отличающуюся по свойствам от исходной, тем самым происходит прямое мартенситное «В2-В19'» превращение. Свойства никелида титана существенно зависят от структуры, которая в свою очередь зависит от температурного режима отжига. Правильный выбор температуры отжига может улучшить механические и функциональные свойства материала. Данное исследование может быть полезно для различных отраслей промышленности, где требуются материалы с высокими механическими и термическими свойствами, таких как авиационная и космическая промышленность, энергетика и машиностроение.

В качестве образца исследования был выбран заникеленный сплав TiNi с содержанием Ni 51 ат.%. Исследования проводились в трёх состояниях: КЗ – сплав после закалки с 800°C в воду, УМЗ-1 – состояние после РКУП при 450°C и УМЗ-2 – состояние, предварительно состаренное при 450°C с последующим РКУП.

В работе выявлены зависимости влияния исходной структуры сплава Ti_{49,0}Ni_{51,0} и сформировавшейся после старения в широком диапазоне температур микроструктуры на функционально-механические характеристики.

С помощью оптической металлографии и ПЭМ был выявлен небольшой рост зёрен в КЗ состоянии и их стремительный рост в УМЗ состояниях при температуре отжига 550-600°C, также наблюдается рост нанодвойников мартенсита В19' в КЗ состоянии. УМЗ-2 по результатам исследований оказался более термически стабильным, вследствие меньшего увеличения размера зерна при увеличении температуры отжига.

По результатам испытаний образцов на микротвёрдость были получены следующие результаты: во всех состояниях наблюдается падение микротвёрдости после отжигов. Наибольшее падение наблюдается в диапазоне температуры отжига 550-600 °С. Это связано с тем, что в диапазоне от 550 °С до 600 °С размер зерен увеличивается вследствие рекристаллизации внутрикристаллических деформаций и диффузионных процессов, протекающих в сплаве.

Механические испытания показали, что для достижения максимального предела прочности для КЗ состояния Ti_{49,0}Ni_{51,0} не требуется проводить последующий отжиг. В случае УМЗ-1 состояния Ti_{49,0}Ni_{51,0} для достижения максимального предела прочности и фазовой текучести нужно проводить отжиг при 400°C. УМЗ-2 состояние имеет лучшие механические характеристики в исходном состоянии, без последующего отжига. Величина обратимой деформации растёт при увеличении температуры отжига до 500 °С. Пластичность сплава в УМЗ-1 и УМЗ-2 состояниях увеличивается при проведении отжига.

Фрактографический анализ изломов после механических испытаний показал, что исходные состояния для КЗ, УМЗ-1 и УМЗ-2 Ti_{49,0}Ni_{51,0} разрушаются хрупко, а при

повышении температуры отжига до 500 °С наблюдается явный переход к вязкому разрушению, это видно по волокнистой поверхности излома с глубокими ямками.

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта в области науки из бюджета Республики Башкортостан для государственной поддержки молодых ученых (НОЦ-ГМУ-2022, Соглашение №1 от 12.12.2022).

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНОГО В-ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-15Mo

Гайсина А.А., Гатина С.А., Полякова В.В.

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
azaliya021@mail.ru*

Сплав Ti-15Mo является типичным представителем β -титановых сплавов, который обладает высокой биосовместимостью, коррозионной стойкостью и в однофазном β -состоянии характеризуется низким модулем упругости (около 80 ГПа) близким к модулю упругости кости, что минимизирует резорбцию костных тканей при «stress-shielding» эффекте [1]. Однако при этом он характеризуется невысокими прочностными характеристиками и низким пределом усталости ($\sigma_b \leq 800$ МПа, $\sigma_{-1} \leq 400$ МПа) по сравнению со сталями и двухфазными титановыми сплавами медицинского назначения [2]. К традиционным методам повышения прочности псевдо- β -титановых сплавов относятся термические или термомеханические виды обработки, которые могут включать прокатку или волочение в сочетании со старением [3]. Данный подход приводит к снижению пластичности и неизбежному повышению модуля упругости за счет выделения ω и α фаз, а также к формированию острой текстуры и, как следствие, сильной анизотропии свойств [4]. Поэтому имплантаты из сплава Ti-15Mo применяются только для временной фиксации переломов, не требующих надежности и длительной долговечности медицинских изделий. Таким образом, повышение механических свойств псевдо- β сплава Ti-15Mo с сохранением низкого модуля упругости является актуальной проблемой в области создания биомедицинских материалов и искусственных суставов постоянного применения. Одним из актуальных подходов решения данной проблемы является применение метода интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением (ИПДК). С помощью ИПДК в материале за счет больших степеней накопленной деформации можно добиться формирования наноструктуры с размером зерен менее 100 нм, что в свою очередь, согласно закону Холла-Петча, должно привести к неординарному повышению механических свойств [6]. В данной работе изучено влияние наноструктурирования методом ИПДК на структуру и механические свойства сплава Ti-15Mo, находящегося в однофазном β -состоянии.

Однофазное β -состояние в прутках сплава Ti-15Mo было получено закалкой в воду с температуры 810 °С (время выдержки в печи составляло 20 мин). Наноструктурирование методом ИПДК проводили на наковальне Бриджмена при комнатной температуре с приложенным давлением 6 ГПа. Число оборотов составило 10, что эквивалентно истинной деформации $\epsilon \sim 6.40$. В результате были получены образцы толщиной 0,8 мм и диаметром 20 мм. Микроструктуру сплава изучали методом оптической металлографии и просвечивающей электронной микроскопии, по результатам которой проводили статистический анализ структурных элементов. Оценку механического поведения проводили с помощью кривых растяжения малых образцов с длиной базы 4 мм. Микротвердость определяли на приборе Buehler «Omnimet-5101» при нагрузке 100 г и длительностью выдержки 10 секунд.

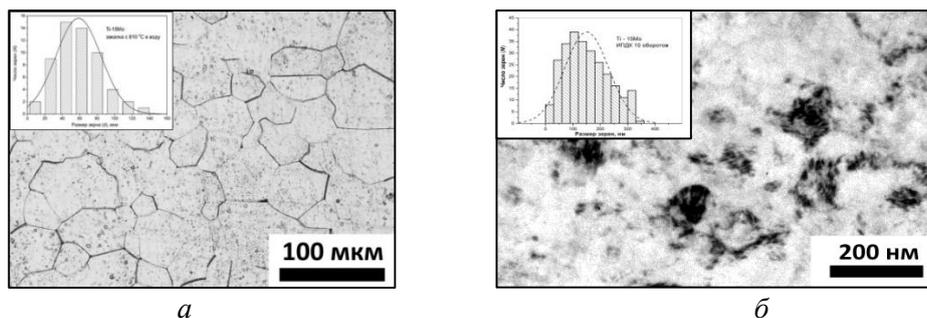
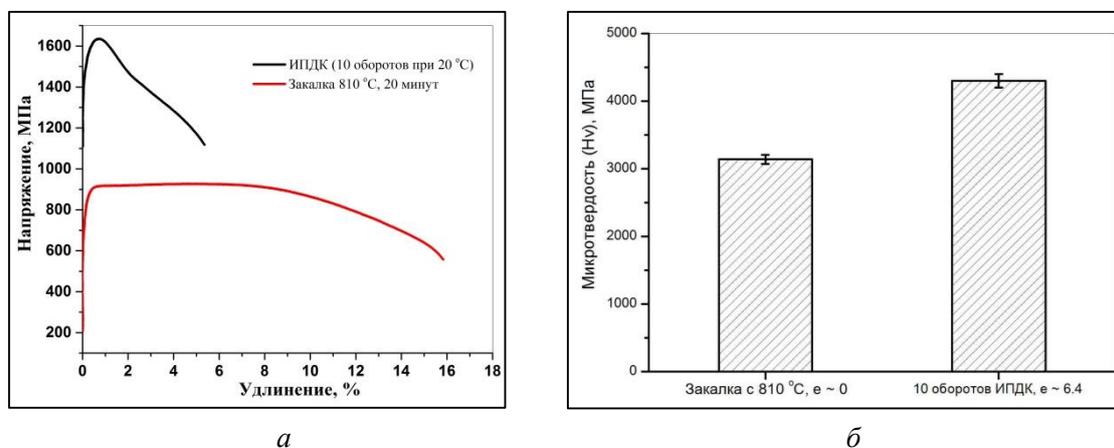


Рис. 1. Влияние ИПДК на микроструктуру сплава Ti-15Mo:

а) закалка с 810 °С, ОМ; б) после 10 оборотов, светлопольное изображение, ПЭМ

После закалки с температуры 810 °С структуру сплава Ti-15Mo можно описать как квазигомогенную, состоящую из рекристаллизованных β-зерен со средним размером $58 \pm 3,4$ мкм (рис. 1а). Применение 10 оборотов ИПДК при комнатной температуре привело к значительным структурным изменениям в сплаве. В поперечном сечении Ti-15Mo характеризуется равноосными зёрнами/субзёрнами, средний размер которых, замеренный по темнопольным изображениям (рис. 1б), составил 120 ± 20 нм. Сложный контраст внутри структурных элементов свидетельствует о высокой плотности дислокаций и внутренних напряжениях.

Анализ механического поведения сплава показал, что наноструктурирование способствует ранней локализации деформации, что сопровождается снижением пластичности материала (δ уменьшилось с $16,3 \pm 0,8$ % до $5,0 \pm 0,3$ %, δ_p – с $9,4 \pm 0,5$ до $1,2 \pm 0,2$ %) (рис. 2а). При этом уровень прочностных характеристик значительно увеличился (σ_b – с 920 до 1630 МПа, $\sigma_{0,2}$ – с 850 до 1580 МПа). Уровень микротвердости по Виккерсу повысился с 3000 МПа до 4500 МПа (рис. 2б).



а

б

Рис. 2. Механические свойства сплава Ti-15Mo:

а) кривые растяжения; б) микротвердость по Виккерсу

Результаты исследования влияния холодной интенсивной пластической деформации на структуру и свойства закаленного на β-фазу сплава Ti-15Mo продемонстрировали принципиальную возможность повышения его прочностных характеристик за счет дислокационных и зёрненных вкладов в упрочнение без выделения дисперсных частиц вторых фаз и применения термической обработки.

Благодарности

Работа была выполнена в рамках проекта РФФ № 23-69-10003 <https://rscf.ru/project/23-69-10003/>

Список литературы

1. Brunette, D.M. Titanium in Medicine / D.M. Brunette, P. Tengvall, M. Textor, P. Thomsen. – Berlin Heidelberg : Springer-Verlag, 2001. – 1019 p.
2. Teoh, S.H. Engineering Materials for Biomedical Applications, Biomaterials Engineering and Processing Series / ed. S. H. Teoh – World Scientific, 2004. – 352 p.
3. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. - М.: ВИЛС-МАТИ, 2009. - 520 стр.
4. S. Pilz, A. Hariharan, F. Günther, M. Zimmermann, A. Gebert, Journal of Alloys and Compounds, Volume 930, 2023, 167309.
5. R.Z. Valiev, Y. Estrin, Z. Horita, T.G. Langdon, M.J. Zehetbauer, Y.T. Zhu // JOM. – 2006. – 58. – No4. – 33 p.

О ВЛИЯНИИ ПРОЧНОСТИ ГРАНИЦЫ МЕЖДУ МАТРИЦЕЙ И ВОЛОКНОМ НА ПРОЧНОСТЬ УГЛЕАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА

Галышев С.Н.

*ИФТТ РАН, Черноголовка, Россия
galyshew@ya.ru*

Прочность волокнистых композитов во многом зависит от механических характеристик волокна и матрицы, однако не менее важным параметром является сдвиговая прочность границы между ними. Особое значение этот параметр имеет в композитах с металлической матрицей, что убедительно продемонстрировано в обзорах [1-3].

Так в обзоре [1] автор выводит уточненное правило смеси для расчёта прочности волокнистых композитов со «слабыми» границами в направлении армирования. В работе уточняется величина прочности волокна внутри композита в соответствии с предпосылкой о том, что в процессе разрушения происходит глобальное распределение нагрузки между всеми необорванными волокнами. На основании этого и экспериментальных данных о по меньшей мере восемнадцати различных композитах автор показывает, что с уменьшением сдвиговой прочности границы происходит уменьшение прочности композита. Это происходит по двум причинам, первая – уменьшение сдвиговой прочности границы увеличивает критическую длину волокна; вторая – в соответствии с распределением Вейбулла, с ростом длины волокна уменьшается его прочность.

В обзорах [2] на примере восьми типов композитов с металлической и керамической матрицами, а также в обзоре [3] на примере композита с алюминиевой матрицей, армированной оксидным волокном показано, что «слабая» граница между матрицей и волокном приводит к торможению распространения магистральной трещины в плоскости перпендикулярной армированию, в результате чего прочность композита оказывается существенно выше, чем при «сильной» границе.

Таким образом, с одной стороны, согласно [1], уменьшение сдвиговой сокращает прочность композита, а с другой, согласно [2, 3], наоборот. Качественная модель, которая учитывает оба эти фактора описана в работе [4]. Согласно этой модели, наибольшая прочность композита достигается при критической величине сдвиговой прочности между матрицей и волокном. При этом, в случае если сдвиговая прочность границы меньше критического значения, прочность композита определяется в соответствии с уточненным правилом смеси [1]. В противном случае прочность определяется критическим напряжением распространения трещины.

В докладе представлена оценка зависимости прочности композита от сдвиговой прочностью границы на основе экспериментальных данных, уточненного правила смеси, в соответствии с распределением Вейбулла, и оценки критического напряжения распространения трещины, в соответствии с концепцией Гриффитса-Орована-Ирвина.

Благодарности

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ №22-79-10064.

Список литературы

1. W.A. Curtin, Composites, 1993, 24(2), 98-102.
2. A.G. Evans, Materials Science and Engineering: A, 1991, 143(1-2), 63–76.
3. H.E. Deve, C. Mccullough, The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society, 1995, 47(7), 33–37.
4. S. Galyshev, V. Orlov, B. Atanov, E. Kolyvanov, O. Averichev, T. Akopdzhanyan, Metals, 2021, 11(12), 2057(1-11).

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ УМЗ СПЛАВА Ti-6Al-4V ПРИ 3D ПЕЧАТИ ПРОВОЛОКОЙ

Гареев А.И.¹, Поляков А.В.¹, Семенова И.П.¹

¹*УУНУТ, Уфа, Россия
alfizg66@gmail.com*

Аддитивные технологии широко применяются для создания и ремонта изделий металлической проволокой и порошками [1]. Порошковые способы позволяют создавать изделия с большей точностью, однако они уступают методам, использующим проволоку в производительности и эффективности. Использование же титановых сплавов в качестве материала обусловлено необходимостью производства легких и прочных конструкций. Прочностные свойства титановых сплавов зависят от морфологии α -фазы и размеров β -зерен, которые варьируются температурой и скоростью нагрева и охлаждения материала [2]. Очевидно, что чем ниже тепловложение при наплавке, выше скорость нагрева и охлаждения, тем меньше размер β -зерен, выше объемная доля α -фазы, тем выше твердость синтезированного сплава [3]. Как известно, методы интенсивной пластической деформации позволяют получать металлические материалы с повышенными прочностными свойствами, за счет увеличения протяженности межзеренных границ и повышения плотности дислокаций [4, 5]. В связи с этим предполагается, что использование наплавочной проволоки с УМЗ структурой позволит изменить механизм кристаллизации металла при наплавке, что приведет к существенному измельчению структуры выращенной заготовки и, как следствие, к повышению комплекса ее механических характеристик.

В качестве материала исследования был выбран титановый сплав Ti-6Al-4V. Исследования проводились на образцах, полученных методом послойной наплавки из обычной сварочной проволоки и проволоки с УМЗ структурой. Формирование УМЗ структуры в проволоке из сплава Ti-6Al-4V проводили с использованием метода РКУП-Конформ и последующим волочением [6]. Были проведены исследования макро- и микроструктуры наплавленного материала, а также измерение его микротвердости.

По результатам исследования установлено, что макроструктура после наплавки в обоих случаях состояла из столбчатых β -зерен толщиной 400 мкм за счет их эпитаксиального роста вдоль градиента теплового потока перпендикулярно границе раздела с подложкой. Сформированная микроструктура наплавленного материала, выращенного с использованием КЗ и УМЗ проволок, характеризовалась пластинчатой морфологией α -фазы в β -зернах в результате мартенситного превращения при охлаждении закристаллизованного металла.

В металле, полученном наплавкой КЗ проволоки, толщина пластин α -фазы была от 3 мкм и более, а в случае УМЗ проволоки – около 0,5 мкм. Более дисперсная микроструктура в наплавленном УМЗ проволокой металле обусловлено, вероятно, сохранением в расплаве неравновесных группировок атомов, наследующих черты строения фаз, которые служат центрами зарождения α -фазы при последующем охлаждении наплавленного слоя.

Выявлено, что значения микротвердости наплавленного металла с использованием проволоки с УМЗ структурой выше, чем микротвердость образца, выращенного с помощью обычной проволоки (390±15 НВ и 320±20 НВ соответственно). Полученный эффект повышенной микротвердости связан с более дисперсной морфологией пластин α -фазы и повышенной ее доли в структуре (85% в случае КЗ проволоки, и 92% – УМЗ проволоки).

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-00074, <https://rscf.ru/project/23-79-00074/>.

Список литературы

1. Donghong Ding & Zengxi Pan & Dominic Cuiuri & Huijun Li. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. *Int J Adv Manuf Technol.* (2015) on-line DOI 10.1007/s00170-015-7077-3.
2. Lütjering, G., Williams, J.C., 2007. *Titanium*, 2nd ed. Springer, Berlin.
3. Brandl E et al (2012) Morphology, microstructure, and hardness of titanium (Ti-6Al-4V) blocks deposited by wire-feed additive layer manufacturing (ALM). *Mater Sci Eng A* 532:295–307.
4. R.Z. Valiev, A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon, *Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications*, Wiley/TMS, Hoboken, NJ, USA 2014.
5. R.Z. Valiev, Y. Estrin, Z. Horita, T.G. Langdon, M.J. Zehetbauer, Y.T. Zhu, *JOM* 2016, 68, 1216.
6. J.M. Molina-Aldareguia, M.T. Perez-Prado, R.Z. Valiev, I.P. Semenova, I. Sabirov, High strength ultra-fine grained titanium produced via a novel SPD processing route, *Int J Mater Form*, Vol. 3 Suppl 1 (2010), P. 407-410 (doi: 10.1007/s12289-010-0793-1).

БИФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ОРГАНИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ ПЭО-МОДИФИЦИРОВАННЫХ ТИТАНОВЫХ ИМПЛАНТАНТОВ

Гильфанова Г.У.¹, Галимшина З.Р.¹, Алибаева Э.И.¹,
Парфенов Е.В.², Парфенова Л.В.¹

¹Институт нефтехимии и катализа УФИЦ Российской академии наук, Уфа, Россия

²Уфимский институт науки и технологий, Уфа, Россия

gilfanova.guzel@gmail.com

Титановые имплантаты широко применяются для восстановления функций костной ткани, однако их использование может сопровождаться рядом проблем, таких как возникновение воспалительной реакции, асептическая нестабильность и, в результате, отторжение организмом [1]. Одним из эффективных способов решения данных проблем является применение органических покрытий, что обеспечивает более надежную остеоинтеграцию имплантата благодаря активации регенеративных процессов в организме, в том числе стимуляции образования новых тканей и костей вокруг устройства. Такое взаимодействие с человеческим организмом позволяет ускорить процесс заживления и восстановления. Кроме того, возможность создания покрытий с антибактериальными свойствами позволяет улучшить их функциональные характеристики.

Нами разработан подход [2-6], заключающийся в сочетании неорганического пористого оксидного подслоя, полученного методом плазменно-электролитического оксидирования (ПЭО) поверхности металла, и биологически активных молекул с бисфосфонатными якорями, обеспечивающими надежную фиксацию органического слоя на поверхности (рис. 1). Метод ПЭО является расширением процесса анодирования в область высоких (до 600 В) напряжений, при которых микроразряды переплавляют поверхность и формируют пористый оксидный слой, содержащий фазы рутила и анатаза [6]. Морфология ПЭО-покрытия обеспечивает постепенное изменение модуля упругости от металлического имплантата к кости, что также повышает биомеханическую совместимость за счет формирования биомиметической (на физическом уровне) поверхности.

Высокая биосовместимость имплантатов может быть достигнута за счет использования органических материалов, которые обладают высоким сродством к металлическим поверхностям, нетоксичны, предотвращают неспецифическую адсорбцию белков, улучшают адгезию, рост и дифференциацию клеток, проявляют противовоспалительные и антибактериальные свойства. Для создания покрытий с такими свойствами нами синтезированы бисфосфонаты аминокислот, содержащие различные линкеры (BMPS, EMSC, SMCC), модифицированные линейными и циклическими интегрин-активными RGD-пептидами [2-4, 6]. Соединения вводили в ПЭО-покрытие на крупнозернистом и наноструктурированном титане методом физико-химической адсорбции из растворов. Присутствие органических молекул в покрытии было подтверждено с помощью рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС). Исследования *in vitro* на моделях фибробластов, мезенхимальных стволовых клеток и остеобластоподобных клеток MG-63 показали способность разработанных покрытий повышать пролиферацию и жизнеспособность клеток на поверхности металла.

В дальнейшем на основе биосовместимой полимерной матрицы гиалуроновой кислоты были синтезированы новые бисфосфонатные производные [5], обеспечивавших необрастающие свойства поверхности и снижавших адгезию бактериальных клеток (*P. aeruginosa*, *S. aureus*, *E. faecium*).

Введением в полимерную матрицу гиалуроновой кислоты антимикробного пептида (АМП) LL-37 планировалось достичь антимикробного эффекта как за счет барьерного действия полисахарида, так и антибактериальных свойств пептида. Для получения гибридной молекулы ГК-LL-37 был предварительно синтезирован малеимидсодержащий конъюгат реакцией LL-37 с N-ε-малеимидокапроил-оксисуксинимидным эфиром (EMCS), который затем связывали с SH-производным гиалуроновой кислоты. На основе исследования *in vitro* установлен антибактериальный эффект гибридной молекулы в составе неорганического ПЭО-покрытия в отношении *S. aureus*, *P. aeruginosa*, *E. faecium* и *E. coli*, являющихся возбудителями инфекционно-воспалительных заболеваний.

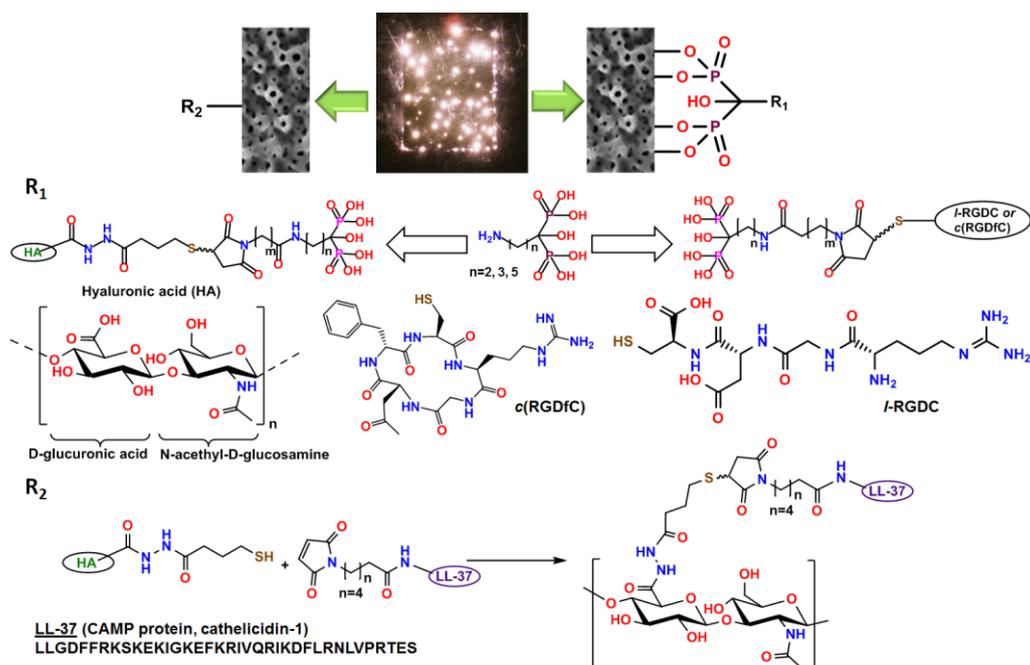


Рис. 1. Биосовместимые органические покрытия на основе олигопептидов и гиалуроновой кислоты для ПЭО-модифицированной поверхности титановых имплантатов

Благодарности

Работа выполнена в рамках государственного задания Института нефтехимии и катализа УФИЦ РАН № FMRS-2022-0081.

Список литературы

1. Silva R.C.S. Machado Titanium Dental Implants: An Overview of Applied Nanobiotechnology to Improve Biocompatibility and Prevent Infections / R.C.S. Silva, A. Agrelli, A.N. Andrade, C.L. Mendes-Marques, I.R.S. Arruda, L.R.L. Santos, N.F. Vasconcelos, G. // *Materials*. - 2022. - №15. - С. 3150.
2. Parfenov E.V. Surface functionalization via PEO coating and RGD peptide for nanostructured titanium implants and their *in vitro* assessment / E.V. Parfenov, L.V. Parfenova, G.S. Dyakonov, K.V. Danilko, V.R. Mukaeva, R.G. Farrakhov, E.S. Lukina, R.Z. Valiev // *Surface and Coatings Technology*. - 2019. - №357. - С. 669-683.
3. Parfenova L.V. Biocompatible Organic Coatings Based on Bisphosphonic Acid RGD-Derivatives for PEO-Modified Titanium Implants / L.V. Parfenova, E.S. Lukina, Z.R. Galimshina, G.U. Gil'fanova, V.R. Mukaeva, R.G. Farrakhov, K.V. Danilko, G.S. Dyakonov, E.V. Parfenov // *Molecules*. - 2020. - №25(1). - С. 229.

4. Parfenov E.V. Biofunctionalization of PEO coatings on titanium implants with inorganic and organic substances / E.V. Parfenov, L.V. Parfenova, V.R. Mukaeva, R.G. Farrakhov, A. Stotskiy, A. Raab, K.V. Danilko, R. Nagumothu, R.Z. Valiev // *Surface and Coatings Technology*. - 2020. - №404. - C. 126486.
5. Parfenova L.V. Hyaluronic acid bisphosphonates as antifouling antimicrobial coatings for PEO-modified titanium implants / L.V. Parfenova, Z.R. Galimshina, G.U. Gil'fanova, E.I. Alibaeva, K.V. Danilko, T.M. Pashkova, O.L. Kartashova, R.G. Farrakhov, V.R. Mukaeva, E.V. Parfenov, R. Nagumothu, R.Z. Valiev // *Surfaces and Interfaces*. - 2022. - №28. - C. 101678.
6. Parfenova L.V. Modeling of Biological Activity of PEO-Coated Titanium Implants with Conjugates of Cyclic RGD Peptide with Amino Acid Bisphosphonates / L.V. Parfenova, Z.R. Galimshina, G.U. Gil'fanova, E.I. Alibaeva, K.V. Danilko, V.R. Aubakirova, R.G. Farrakhov, E.V. Parfenov, R.Z. Valiev // *Materials*. - 2022. - №15. - C. 8120.

ПОВЫШЕНИЕ ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ ЛЕНТЫ ИЗ СТАЛИ МАРКИ Р6М5 С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АСИММЕТРИЧНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Грачев Д.В.¹, Песин А.М.¹, Рааб Г.И.¹, Пустовойтов Д.О.¹

*¹Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,
Магнитогорск, Россия
otr_d.grachev@mail.ru*

Наиболее универсальной и широко распространенной в мировой металлообработке быстрорежущей сталью принято считать сталь Р6М5 с содержанием 6% вольфрама и 5% молибдена. Сталь Р6М5 создана в конце 30-х годов прошлого века. Имеет повышенную склонность к обезуглероживанию, повышенную вязкость, хорошее сопротивление износу, хорошую шлифуемость. Благодаря своим свойствам сталь Р6М5 не потеряла актуальности до настоящего времени и широко применяется при изготовлении металлообрабатывающего инструмента.

Следует отметить, что из-за сложности процесса горячей прокатки ленты из стали Р6М5, применяются небольшие обжатия при высоких усилиях рабочих валков в узком диапазоне температур. Это снижает производительность процесса. Так же при процессе симметричной прокатки формируется строчечная вытянутая текстура и структура металла, что не позволяет в полной мере реализовать потенциал повышения износостойкости инструмента.

Одним из подходов является использование процесса асимметричного деформирования при прокатке [1]. Особенностью процесса асимметричной прокатки является возможность совмещения больших деформаций сжатия и сдвига, при не высоких усилиях. [2]

В работе выполнено исследование по использованию подхода асимметричной прокатки, разработанный лабораторией «Механика градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева» ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова», для производства лент из быстрорежущей стали Р6М5. [3] В рамках полученных результатов, показано, что увеличение отношения скоростей рабочих валков с 1 до 5 раз приводит к снижению усилия прокатки по сравнению с симметричным случаем более чем в 5 раз (рис. 1) и в 3 раза, увеличению твердости лент (рис. 2).



Рис. 1. Сравнение усилий прокатки при симметричном и асимметричном способах горячей прокатки при температуре 1100 С° быстрорежущей стали Р6М5 с 3,15 мм до 1 мм

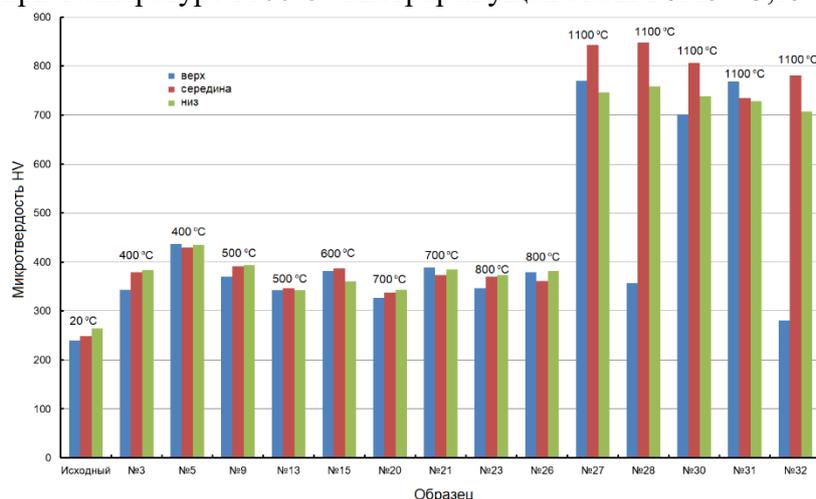


Рис. 2. Результаты измерения микротвердости HV опытных образцов, обработанных асимметричной прокаткой при разных температурах

В рамках работы изучены и разработаны технологические схемы повышения производительности лент из быстрорежущей стали Р6М5 при использовании асимметричной прокатки. Данный метод позволяет прокатать полосу с толщины 3 мм до 1 мм за счет сокращения количества проходов при асимметричной прокатке до одного по сравнению с 5 проходами при традиционном симметричном подходе.

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-30015, <https://rscf.ru/project/23-79-30015/>

Список литературы

1. Pesin A.M. Scientific school of asymmetric rolling in Magnitogorsk / Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University. 2013. № 5 (45). С. 23-28.

2. Песин А.М., Пустовойтов Д.О., Барышников М.П., Бирюкова О.Д., Кожемякина А.Е., Носов Л.В., Грачев Д.В. Возможности стана 400 асимметричной прокатки и роботизированного комплекса Kuka 160 // Механическое оборудование металлургических заводов. 2021. № 1 (16). С. 9-13.
3. Pustovoytov, D. Asymmetric (Hot, Warm, Cold, Cryo) Rolling of Light Alloys: A Review / D. Pustovoytov, A. Pesin, P. Tandon // Metals 2021. – 11 (956). – p. 1-46.
4. Песин, А.М. Разработка технологических схем асимметричной прокатки алюминиевых лент, обладающих повышенной прочностью и пластичностью / А.М. Песин, Д.О. Пустовойтов, И.А. Песин, А.Е. Кожемякина, Л.В. Носов, А.И.Сверчков // Теория и технология металлургического производства. – 2022. – № 2 (41). – с. 32-42.

ЭФФЕКТ ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ

Гундеров Д.В.^{1,2}, Асфандияров Р.Н.^{1,2}, Шарафутдинов А.В.², Астанин В.В.²

¹*Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа, Россия*

²*Уфимский Университет Науки и Технологий, Уфа, Россия*

dimagun@mail.ru

Методом ИПД, позволяющим наиболее сильно измельчить зерно металлических материалов, является интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК) (оно же КВД, оно же НРТ). За последние 30 лет опубликовано более 3000 работ, посвященных ИПДК различных материалов, включая обзоры [1,2]. Сдвиговую деформацию γ при ИПДК можно оценить согласно уравнению (1) [2]:

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

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

Однако в случае, если сила трения между поверхностью образца и поверхностью бойка становится меньше напряжения сдвига (τ_s) материала образца, то при ИПДК возможно так называемое «проскальзывание» [2,3], из-за чего фактическая деформация сдвига γ_{real} может быть намного ниже ожидаемой. В работе [4] была предложена простая методика совместного ИПДК двух половинок диска, позволяющая установить степень проскальзывания и фактическую степень деформации сдвигом, достигаемую при ИПДК. В исследованиях [4-6] было показано, что из-за проскальзывания при ИПДК твердых аморфных сплавов – объемных металлических стекол (ОМС) фактическая деформация значительно меньше ожидаемой. Однако, не смотря на выявленное в работе проскальзывание, структура аморфных сплавов в результате ИПДК трансформировалась так же, как это наблюдалось и в других работах по ИПДК ОМС. Авторы представленного доклада развили и применили методику «совместного ИПДК двух половинок диска» (рис. 1) к ряду кристаллических металлических материалов. Показало, что при ИПДК выбранных металлов и сплавов (Ti, Ni, сплавы ZrNb, TiNi, Ti18Zr15Nb, сталь -0,1 % С и др.) проскальзывание фиксируется уже на начальных стадиях ИПДК [7,8]. В то же время после ИПДК в данных металлах и сплавах формируется наноструктура, подобная наблюдаемой другими авторами при ИПДК аналогичных материалов. Отсюда можно сделать предположение, что при ИПДК, не смотря на эффект проскальзывания, накопленная степень деформации все же является весьма существенной и, вероятно, обеспечивается не только сдвигом при кручении. В недавней работе [9] предложены объяснения наблюдаемого проскальзывания при ИПДК с точки зрения механики деформируемого тела.

При ИПДК относительно мягкого Cu, на начальных стадиях ИПДК деформация реализуется в полной мере, проскальзывания нет, и форма половинок Cu после «совместного ИПДК» $n=1/4$ оборота соответствует повороту наковален $n=1/4$ (рис. 1b). Отсюда реальная деформация образец γ_{real} соответствует формуле (1). Однако был проведен следующий эксперимент: образец Cu подвергнут ИПДК $n=10$ оборотов, затем разделен на две половинки и подвергнут совместному ИПДК. Форма половинок свидетельствует о тотальном проскальзывании (рис 1. c). Отсюда можно сделать вывод о том, что при увеличении числа оборотов ИПДК до $n > 10$ накопленная степень деформации за счет кручения не нарастает.

Авторы доклада так же предложили новый метод аккумулирующей интенсивной пластической деформации кручением (АК ИПДК) [10]. При АК ИПДК образец подвергается нескольким циклам деформации по схеме: «ИПДК $n=1$ (или 2) оборот наковален → резка образца на части → осадка сложенных в стопку частей на бойках и последующее ИПДК с $n=1$ » (либо другим n). Такие циклы могут повторяться несколько раз, и на последнем цикле образец консолидируется при ИПДК с $n \geq 3$. Исследования показали, что при АК ИПДК в материалах формируется более мелкая наноструктура, чем после обычного ИПДК [10-12].



Рис. 1. (а) Схема «совместного ИПДК двух половинок» для определения проскальзывания при ИПДК; (б) вид половинок Cu после совместного ИПДК $n=1/4$ (показывает отсутствие проскальзывания); (с) образец Cu после ИПДК $n=10$, разрезан на половинки, и те же половинки после последующего совместного ИПДК $n=1$ (вид показывает тотальное проскальзывание)

Благодарности

Работа выполнена при поддержке РФФ 22-19-00347.

Список литературы

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 et al: Acta. Mater. 58 (2010) 429.
6. 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
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. Y. Beygelzimer, Y. Estrin, O. Davydenko, R Kulagin: *Materials*. 16 (2023) 823.
10. D.V. Gunderov, A.A. Churakova, V.V. Astanin, R.N. Asfandiyarov, H. Hahn, R.Z. Valiev, Accumulative HPT of Zr-based bulk metallic glasses, *Mater. Lett.* 261 (2020) 127000.
11. Effect of HPT and accumulative HPT on structure formation and microhardness of the novel Ti₁₈Zr₁₅Nb alloy. Gunderov, D., Prokoshkin, S., Churakova, A., Sheremetyev, V., Ramazanov, I. *Materials Letters*, 2021, 283, 128819 DOI 10.1016/j.matlet.2020.128819
12. V.N.Danilenko, L.U.Kiekkuzhina, N.Y.Parkhimovich, E.D.Khafizova, D.V.Gunderov Cu-Al metal matrix composite fabricated by accumulative HPT *Materials Letters* Volume 300, 1 October 2021, 130240 <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.130240>

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВА Ti18Zr15Nb В РЕЗУЛЬТАТЕ ИПДК И ОТЖИГА.

Гундерова С.Д.¹, Гундеров Д.В.^{1,2}

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

²Институт физики молекул и кристаллов, Уфа, Россия
gynderova@mail.ru

Команда Проф. Прокошкина С.Д. и Шереметьева В.А развивает перспективный биосовместимый β -Ti сплав Ti18Zr15Nb, который имеет низкий модуль Юнга (около 80 ГПа) и не содержит токсичные элементы [1]. Важной задачей является дополнительное повышение служебных и прочностных характеристик сплава. Этого можно достигнуть путем формирования наноструктурного состояния (НС) методом интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК).

Образцы исходного сплава были подвергнуты закалке с 700⁰С (30 мин) в воду, в результате чего была получена стабильная β -фаза. После мы провели ИПДК n=5 оборотов. Отжиг образцов проводили при температуре 300, 350, 400, 450, 500 и 550⁰С. Время отжига составляло 30 мин, 3ч и 12ч для каждого состояния.

Размер зерна в закаленном состоянии составляет 100-200 мкм. ИПДК n=5 оборотов при комнатной температуре приводит к формированию наноструктурного состояния с размером зерна-субзерна менее 50 нм.

Результаты рентгеноструктурного анализа РСА показали, что в закаленных и ИПДК образцах после отжига при 300 и 350⁰С α -фаза не обнаружена – при этой температуре активного выделения α -фазы нет. При температурах отжига 400 и 450⁰С происходит интенсивное выделение α -фазы во всех состояниях. С увеличением времени выдержки от 30 минут до 12 часов содержание α -фазы растет и при выдержке 450⁰С 12ч ее содержание в закаленных образцах достигает 27 %, а состоянии ИПДК 38%, что является самым большим зафиксированным количественным содержанием α -фазы. При отжиге 500⁰С содержание α -фазы составляет около 13% в закаленном состоянии и 30% в состоянии после ИПДК. А при отжиге 550⁰С α -фаза отсутствует.

В закаленном состоянии микротвердость интенсивно возрастает в результате старения при температурах 300 - 400⁰С – результат выделения ω и α -фазы, несколько меньший рост при 450⁰С, причем, микротвердость растет с увеличением времени выдержки. Отжиг при температуре 500 и 550⁰С мало влияет на микротвердость сплава. ИПДК приводит к росту микротвердости почти вдвое, (с 200 до 334 НВ) по сравнению с закаленным состоянием. В ИПДК состоянии микротвердость возрастает в результате старения при температурах 300, 350, 400⁰С, с ростом времени выдержки, что происходит из-за появления и роста содержания α -фазы. При отжиге ИПДК образцов при 450⁰С 30 мин микротвердость возрастает, но с дальнейшим ростом времени выдержки до 3 ч и 12 ч микротвердость падает относительно максимум, что является результатом перестаривания в НК структуре и роста зерна.

Благодарности

Работы выполнены при поддержке РФФ 22-19-00347.

Список литературы

1. Sheremetyev, V., A. Kudryashova, V. Cheverikin, A. Korotitskiy, S. Galkin, S. Prokoshkin, and V. Brailovski /Hot radial shear rolling and rotary forging of metastable beta Ti-18Zr-14Nb (at. %) alloy for bone implants.//Journal of Alloys and Compounds, 2019. 800: p. 320-326.

ВЫСОКОПРОЧНЫЕ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ ПОСЛЕ ТЕМПФОРМИНГА

Долженко А.С.¹, Луговская А.С.¹, Беляков А.Н.¹

*¹ФГАОУ ВО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет», Белгород, Россия
dolzhenko_a@bsu.edu.ru*

Наиболее широко распространенными высокопрочными конструкционными материалами являются углеродистые стали, включая низколегированные высокопрочные стали. Одним из существенных недостатков таких сталей является переход из вязкого состояния в хрупкое при понижении температуры, что существенно ограничивает их применение не только при криогенных температурах, но и при комнатной температуре. Низкая ударная вязкость и склонность этих сталей к хрупко-вязкому переходу при температуре чуть ниже комнатной – основное препятствие для применения этих материалов в качестве высокопрочных конструкционных сталей. С другой стороны это стимулирует научные исследования способов улучшения комплекса механических свойств, включающих прочность и ударную вязкость. Особый интерес вызывают способы улучшения механических характеристик низколегированных высокопрочных сталей, суммарное содержание легирующих элементов в которых не превышает 4%. Систематические исследования механизмов разрушения и условий хрупко-вязкого перехода начали проводить с середины прошлого века [1, 2]. Первые успехи в создании сталей с повышенной вязкостью разрушения связаны с увеличением степени легирования, главным образом никелем. С появлением современных методов исследования, в первую очередь электронной микроскопии, было установлено, что такое легирование приводит к увеличению вероятности вязкого разрушения [3]. Начиная с 70-х годов прошлого века большое внимание стали уделять термическим и термомеханическим обработкам в сочетании с модификацией химического состава низколегированных сталей с целью получения определенной микроструктуры, которая должна обеспечить высокий уровень прочности и ударной вязкости. Интересный подход к повышению ударной вязкости и понижению температуры хрупко-вязкого перехода был предложен японскими учеными [4, 5]. Он заключается в формировании в стали в процессе деформационно-термической обработки структуры lamellarного типа с поперечным размером зерен около 100 нм и равномерным распределением дисперсных наноразмерных частиц вторичных фаз. Такая обработка получила название темпформинг. Он позволяет получить в низколегированных сталях уникальную комбинацию механических свойств.

Благодарности

Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00497-П) на оборудовании Центра коллективного пользования «Технологии и Материалы НИУ «БелГУ».

Список литературы

1. JW M. et al. The nature and consequences of coherent transformations in steel //ISIJ international. – 2003. – Т. 43. – №. 3. – С. 410-419.
2. Morris Jr J. W. Stronger, tougher steels //Science. – 2008. – Т. 320. – №. 5879. – С. 1022-1023.
3. Thomas G. Electron microscopy investigations of ferrous martensites //Metallurgical Transactions. – 1971. – Т. 2. – С. 2373-2385.
4. Kimura Y. et al. Inverse temperature dependence of toughness in an ultrafine grain-structure steel //Science. – 2008. – Т. 320. – №. 5879. – С. 1057-1060.
5. Kimura Y., Inoue T. Influence of carbon content on toughening in ultrafine elongated grain structure steels //ISIJ International. – 2015. – Т. 55. – №. 5. – С. 1135-1144.

ПЛАЗМЕННАЯ ПЕРЕРАБОТКА НЕФТЯНЫХ АСФАЛЬТЕНОВ В ПОЛЕЗНЫЕ УГЛЕРОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Егорова В.В.¹, Францина Е.В.^{1,2}, Петрова Ю.Ю.¹

¹Сургутский государственный университет, Сургут, Россия

²Томский политехнический университет, Томск, Россия
arkachenkova_vv@surgu.ru

Одним из перспективных способов переработки отходов нефтяной промышленности, в которых высока доля асфальтенов, является плазменная переработка под действием дугового разряда постоянного тока в открытой воздушной среде. В работах [1,2] была показана возможность получения полезных углеродных материалов в результате плазменной обработки асфальтенов в условиях электродугового разряда. В результате электродугового разряда, с минимальными энергозатратами, образовывался твердый углеродный материал и смесь полезных газов (CH_4 , CO , H_2). Переработка асфальтенов является актуальной задачей за счет их уникальной структуры, способной под действием высокоэнергетического воздействия перерабатываться в полезные углеродные материалы: нанотрубок, графенов, фуллеренов и др.

Целью работы является решение проблемы рационального использования отходов нефтяной промышленности, на примере переработки асфальтенов выделенных из тяжелой нефти для создания полезных углеродных материалов.

Исходным материалом для плазменной обработки являлись асфальтены, выделенные стандартным методом SARA-анализа из тяжелой нефти двух разных месторождений. Переработку асфальтенов проводили на плазменном электродуговом реакторе открытого типа, при силе воздействия на образец 100 А в течении 30 с. Исходные асфальтены выделенные из нефти А1 и А2 месторождений, а так же полученный в ходе их плазменной обработки углеродные материалы УМ1 и УМ2 исследовали комплексом физико-химических методов.

По результатам рентгеновской дифрактометрии, которая выполнялась на приборе Shimadzu XRD 7000s ($\lambda=1.54060 \text{ \AA}$), УМ1 и УМ2 имеют графитоподобную структуру.

Термогравиметрический анализ проводился на приборе Mettler Toledo TGA/DSC 3+ Star System в инертной среде (N_2), скорость нагрева составляла $10^\circ\text{C}/\text{мин}$ в диапазоне температур 30–1050 $^\circ\text{C}$. Термическое разложение образцов А1 и А2 приходится на низкотемпературный интервал 340-505 $^\circ\text{C}$ с максимумом при 495 $^\circ\text{C}$ и потерями масс 40.18 масс. % и 38.44 масс. % соответственно. Данный температурный интервал соответствует интенсивной деструкции молекул асфальтенов по связям их углеродного скелета. Общая потеря массы на всем интервале равна А1 – 76.90 масс. % и А2 – 91.91 масс. %. Поскольку А2 теряет больше массы можно предположить, что А1 более термически устойчивый. Потери массы углеродного материала равны 6.06 и 2.65 масс. %, соответственно УМ1 и УМ2. Следовательно УМ2 более термически устойчивый, что возможно связано со структурными особенностями исходных асфальтенов А2 и требует более глубокого изучения.

Для оценки элементного состава исследуемых образцов был проведен рентгенофлуоресцентный анализ (РФА) на приборе Shimadzu EDX-8000 под вакуумом, с дальнейшим применением метода фундаментальных параметров.

По результатам РФА содержание углерода в образцах А1 и А2 возрастает от 98.3 до 99.0 %, от 97.8 до 98.5 % соответственно. Повышение содержания углерода обусловлено разрушением водородных связей и удалению водородсодержащих соединений в виде соответствующих газов (CH_4 и H_2). Содержание серы понижается от 1.6 до 0.9 % – А1, от 1.9

до 1.4 % – А2. Уменьшение содержания серы происходит в следствии разрушения серосодержащих связей в молекулах асфальтенов S-O, S-H с образованием соответствующих газов SO₂, H₂S. Присутствие других элементов в углеродном материале, таких как Ca, Cl, Al, Cu, Fe, Na, Ni, V, обусловлено присутствием данных элементов в исходных образцах асфальтенов, что согласуется с литературными данными по элементному составу в нефти.

Образцы были исследованы методом ИК-Фурье-спектроскопии в качестве метода переноса на таблетки KBr с массовой долей образца ~ 0.6 %. Было показано, что в момент плазменной переработки в структуре асфальтенов происходит деструкция (Рис. 1). Это подтверждается снижением интенсивности деформационных колебаний C–C (730 см⁻¹, 820-900 см⁻¹), валентных C–C в ароматических структурах (1610 см⁻¹) и валентных симметричных и ассиметричных колебаний C–H (2760-3040 см⁻¹). Особенностью образцов А2 и УМ2 является наличие деформационных колебаний C–O (1080-1150 см⁻¹, 1220-1330 см⁻¹, 1750 см⁻¹), которые в момент плазменной обработки снижаются вследствие протекания окислительной деструкции. Полоса в области 1040 см⁻¹ относится к валентным колебания S=O, после плазменной обработки интенсивность колебания снижается за счет разрушения взаимодействий серы с выделением газообразных продуктов SO₂, H₂S.

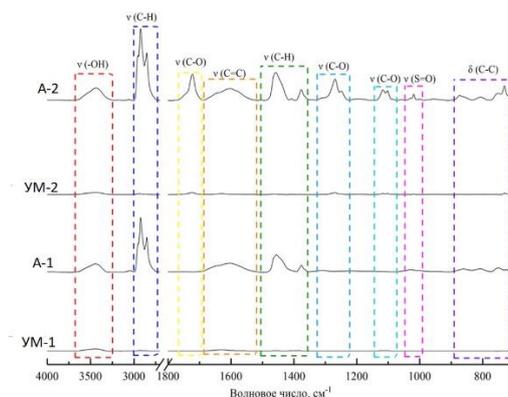


Рис. 1. Результаты ИК-Фурье-спектроскопии исследуемых образцов

Заключение

1. В результате плазменной обработки асфальтенов тяжелой нефти образуются углеродные материалы графитоподобной структуры.

2. В интервале температур 340–505 °С происходит наиболее интенсивная деструкция асфальтенов. Наиболее термически стойкие асфальтены выделенные из нефти АШН. Углеродный материал, полученный в результате плазменной обработки АК характеризуется высокой термической стабильностью, что связано с особенностями строения асфальтенов.

3. Методами РФА и ИК-Фурье-спектроскопии было установлено, что при плазменной обработке асфальтенов выделенных из тяжелой нефти происходят процессы деструкции и графитизации. Разложение асфальтенов происходит с выделением газов SO₂, H₂S, CO, CH₄ и H₂.

Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 22-13-20016) в Сургутском государственном университете и Томском политехническом университете.

Список литературы

1. Petrova Yu.Yu. Investigation of the process and products of plasma treatment of asphaltenes / Yu.Yu. Petrova, E.V. Frantsina, A.A. Grin'ko, A. Ya. Pak [et. al.] // *Materials Today Communication*. – 2022. – V. 33. – P. 25.
2. Получение углеродных графитоподобных наноматериалов при переработке отходов на основе асфальтенов / А.Я. Пак, П.В. Поваляев, Е.В. Францина, А.А. Гринько, Ю.Ю. Петрова, В.В. Аркаченкова // *Известия ТПУ. Инжиниринг георесурсов*. Томск: Т. 333. - №12. – 2022. – с.19.

МОЛЕКУЛЯРНЫЙ ВОДОРОД В СТЕКЛАХ И СУБМИКРОННЫХ ОПАЛОВЫХ СТРУКТУРАХ

Ефимченко В.С.

*Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна (ИФТТ РАН),
Черноголовка, Россия
efimchen@issp.ac.ru*

Известно, что в аморфных силикатах, в зависимости от условий их синтеза, возможно варьирование таких параметров как: химический состав и площадь удельной поверхности. В таком случае, их взаимодействие с водородом, также может сильно изменяться в зависимости от этих параметров. Это качество позволяет использовать насыщенные водородом аморфные силикаты как модельные объекты в различных исследованиях в водородной энергетике, термоядерном синтезе и астрофизике.

Массивные образцы кварцевого (SiO_2) и литий-силикатных стекол ($\text{Li}_2\text{O}\cdot 6\text{SiO}_2$), а также опаловые матрицы, состоящие из сложносоставных и полых субмикронных сфер диаметром 300-1600 нм, были насыщены водородом при давлениях 6.6-7.5 ГПа и температурах 250-280 °С. По данным десорбции, гидрированные аморфные силикаты содержали от 0.39 ($\text{Li}_2\text{O}\cdot 6\text{SiO}_2$) до 0.93 (субмикронные полые сферы SiO_2) молей водорода на один моль вещества. Согласно данным полученным рамановской спектроскопией при атмосферном давлении и температуре 80 К, все образцы содержали водород в молекулярной форме. При этом, в сложносоставных и полых субмикронных силикатных сферах, водород адсорбируется двумя разными способами: в самом материале силиката и в образованном им нанопустотах. Проведённая оценка плотности водорода, находящегося в пустотах субмикронных сфер, показала величину $\rho \approx 0.02 \text{ г/см}^3$, что на два порядка больше плотности газообразного водорода при атмосферном давлении и температуре 80 К. Также методом рамановской спектроскопии при $T = -130-65 \text{ °С}$ и атмосферном давлении была изучена кинетика десорбции водорода с приповерхностного слоя гидрированных образцов. Данные при различных температурах для всех образцов хорошо описываются формулой Аррениуса, показывающей активационный характер десорбции. Величина энергии активации вылета водорода с поверхности образца варьируется от $E_A = 0.16 \text{ эВ}$ для опаловых матриц и массивного кварцевого стекла, до $E_A = 0.42 \text{ эВ}$ для литий-силикатного стекла. Столь высокой значение энергии активации для раствора водорода в литий-силикатном стекле является причиной его большой величины постоянной времени распада $\tau \approx 3220 \text{ сек.}$ при нормальных условиях.

ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ

Жеребцов С.В.¹, Озеров М.С.¹, Степанов Н.Д.¹, Еникеев Н.А.²

¹*Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Белгород, Россия.*

²*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
zherebtsov@bsu.edu.ru*

Один из привлекательных способов повышения прочностных свойств металлических материалов заключается в создании металл-матричных композитов (ММК) посредством введения в металлическую матрицу керамических частиц или волокон. Комбинация матрицы на основе титанового сплава и армирующих боридных частиц (TiB), является весьма перспективным, поскольку такие частицы обладают отличной термодинамической стабильностью, коэффициентом теплового расширения, аналогичным титановой матрице, отсутствием переходной зоны и наличием ориентационного соответствия между кристаллами TiB и титановой матрицей.

ММС могут быть получены с использованием различных методов, включая традиционное литье и различные методы порошковой металлургии (например, искровое плазменное спекание или селективное лазерное плавление). Обычно композитные заготовки не рассматривают как объект для дальнейшей термомеханической обработки, однако ММК, наряду с повышенной прочностью, демонстрируют иногда недостаточную пластичность при комнатной температуре. Деформационно-термическая обработка может улучшить механические свойства ММС, однако эффект такой обработки не вполне изучен. В настоящей работе обсуждается влияние различной деформационно-термической обработки, включая интенсивную пластическую деформацию, на структуру и свойства ММК на основе титановых сплавов, армированных боридными частицами. Анализируются механизмы, контролирующие механическое поведение, и факторы, способствующие упрочнению.

Благодарности

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда №22-19-00476.

РОЛЬ ПРОФЕССОРА КАЙБЫШЕВА О. А. В РАЗВИТИИ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ

Зарипов Н.Г.

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
nzaripov@mail.ru*

Некоторые биографические данные Кайбышева О. А. Этапы трудовой деятельности.

Развитие кафедры «Общей технологии и металловедения» под руководством заведующего кафедрой Кайбышева О. А.:

- создание новой материальной базы,
- разработка индивидуальных образовательных траекторий по материаловедению,
- переход от инженерной подготовки к двухступенчатой системе «бакалавр – магистр»,

– открытие и успешная работа аспирантуры.

Создание нового научного направления «Сверхпластичность металлов и сплавов»:

- приобретение уникального научно-исследовательского оборудования,
- разработка новых методик исследований материалов,
- научные публикации, патенты и открытия.

Организаторская работа Кайбышева О. А.:

- создание проблемной лаборатории по сверхпластичности,
- создание отраслевой лаборатории по авиационной технологии при Министерстве авиационной промышленности СССР,

– организация Специального конструкторско-технологического бюро «Тантал» при УАИ,

– организация Академии наук Республики Башкортостан,

– создание Института проблем сверхпластичности металлов СССР.

Международная научная деятельность – организация международных конференций по проблемам сверхпластичности.

Научное наследие Кайбышева О. А.

- Работы по высокоскоростному деформированию металлов и сплавов.
- Научное направление «Сверхпластичность материалов»:
- разработка теории и практики сверхпластичности металлов и сплавов,
- открытие механизмов сверхпластической деформации.
- установление универсальности сверхпластичности для металлов, сплавов, интерметаллидов, композиционных материалов и керамик.

Общественная деятельность Кайбышева О.А.

ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ (Y+Gd)/Zn НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ В МАГНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Засыпкин С.И.¹, Черняева Е.В.², Мерсон Д.Л.¹

¹Тольяттинский государственный университет, Тольятти, РФ

²Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, РФ
lena@smel.math.spbu.ru

Сплавы на основе магния относятся к материалам с максимальной удельной прочностью и поэтому чрезвычайно востребованы в авиакосмической отрасли и, в частности, применяются для изготовления корпусов авиадвигателей. Современные тренды по обеспечению безопасности эксплуатации самолетов предъявляют к магниевым сплавам повышенные требования по прочностным свойствам и температуре воспламенения T_v . В работе [1] было показано, что в этом плане к числу наиболее перспективных сплавов относятся сплавы с LPSO-фазой с добавкой итербия, имеющие T_v свыше 1000 °С. Классический сплав с LPSO-фазой KUMADAI кроме магния включает в себя 2%Y и 1%Zn (ат.%) [2] (соотношение Y/Zn=2) однако он имеет недостаточную прочность в литом состоянии.

Идеей настоящей работы являлось повышение прочностных и пластических свойств литого сплава за счет дисперсионного упрочнения избыточным содержанием Y или Gd на фоне снижения общей доли LPSO-фазы на 25% (экономия легирующих элементов). Номинальный состав исследуемых сплавов приведен в табл. 1, у которых соотношение (Y+Gd)/Zn изменялось от 3,0 до 3.4.

Таблица 1. Номинальный химсостав и механические характеристики сплавов

Состояние	№ сплава ((Y+Gd)/ Zn)	Y	Zn	Gd	Yb	Zr	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
		ат.%								
5250С 24ч. + 5400С 15мин + закалка в гор. воду + старе- ние 2000С 100ч.	515 (3)	1.5	0.75	0.75	0,1	0,2	161±5	272±2	21±2	22±2
	521 (3.4)	1.8	0.75	0.75	0,1	0,2	162±4	278±5	16±3	14±1
	527 (3.2)	1.5	0.75	0.9	0,1	0,2	160±3	275±5	18±5	19±3

Все сплавы подвергали идентичному двухступенчатому гомогенизированному отжигу с закалкой и последующем старением по режиму: 525°С 24 ч. + 540°С 15 мин + закалка в горячую воду + старение 200°С 100 ч. Анализ микроструктуры проводили с помощью растрового электронного микроскопа Zeiss Sigma (Германия). Испытания на одноосное растяжение проводили на круглых пятикратных образцах с размерами рабочей части $\varnothing 6 \times 30$ мм на машине Tinius Olsen H50КТ (Англия).

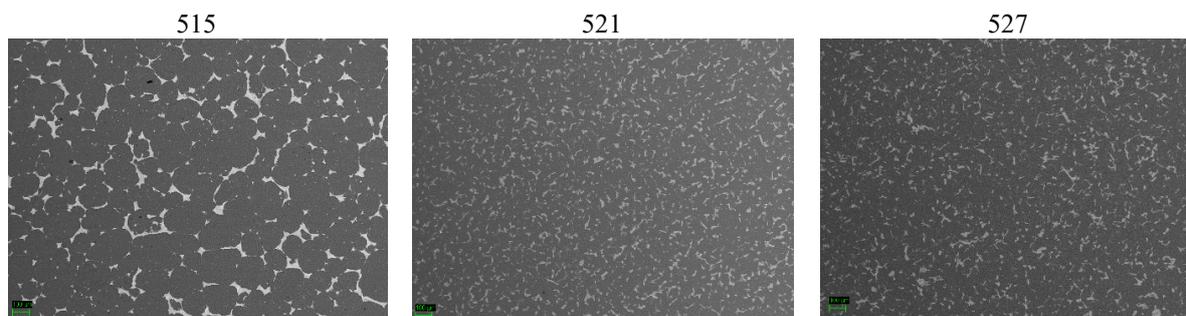


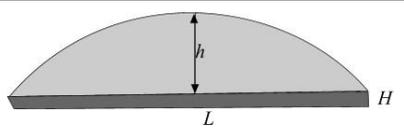
Рис. 1. Микроструктура магниевых сплавов

Микроструктура исследуемых сплавов приведена на рис. 1. В целом она имеет схожее строение, типичное для структур, содержащих LPSO-фазу: магниевые зерна окружены LPSO-фазой (светлые элементы), - но с увеличением соотношения (Y+Gd)/Zn происходит измельчение структуры (рис. 1). Удивительно, что это практически не повлияло на механические свойства: чуть-чуть увеличивается предел прочности и уменьшается относительное удлинение (табл. 1).

Представляло интерес выяснить будет ли в таком случае чувствительна к изменению химического состава акустическая эмиссия (АЭ), которую измеряли при индентировании плоских образцов. Геометрические размеры образцов в виде сегментов круга приведены в таблице 2.

Таблица 2. Геометрические размеры образцов для измерения АЭ

Сплав	L, мм	h, мм	H, мм
515	52,5	12,9	2,8
521	52,7	19,2	3,5
527	53,3	14	3,3



Индентирование по обеим сторонам образцов проводили на испытательной машине ИМ-4А. Схема эксперимента приведена на рис.2. Место расположения датчика в каждой серии испытаний не изменялось. Вначале производились уколы по стороне образца, на которой был установлен датчик (рис.1а), затем по противоположной (рис.1б). Предварительная нагрузка Р на индентор составляла 100 Н, максимальная – 1500 Н. Для регистрации и преобразования АЭ сигналов в электрические применяли датчик MSAE-1300-WB-C и усилитель MSAE-FA010 с общим усилением 80 дБ.

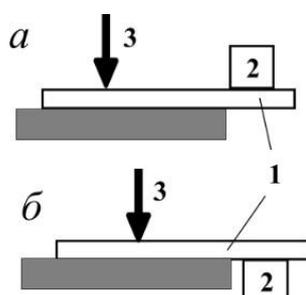


Рис. 2. Схема испытания:
1 – образец, 2 – датчик АЭ,
3 – конический твердосплавный индентор

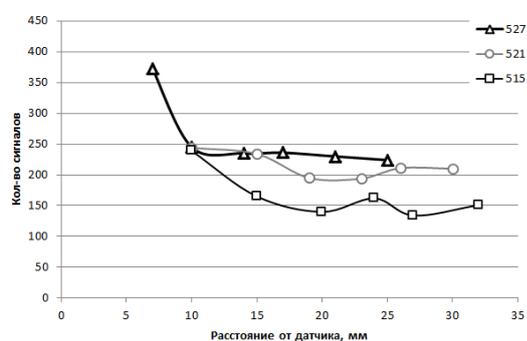


Рис. 3. Количество сигналов АЭ, зарегистрированное при уколах вдоль хорды для магниевых сплавов 527, 521 и 515

Спектральные характеристики всех зарегистрированных сигналов были похожими для всех трех сплавов и практически не зависели от удаления места укола от датчика и от стороны образца. По мере удаления от датчика наблюдалось уменьшение количества сигналов (рис.3), наиболее значительное – в сплаве 515. В сплавах 527 и 521 на расстоянии 15-20 мм от датчика на треть снижалась также энергия сигналов АЭ, в отличие от сплава 515, где энергия сигналов была примерно одинаковой на всей длине образца.

Таким образом, механические характеристики и акустическая эмиссия слабо зависят от изменения соотношения (Y+Gd)/Zn в диапазоне от 3,0 до 3,4, т.е. ожидаемого дисперсионного упрочнения не происходит.

Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке Госзадания FEMR-2023-0003.

Список литературы

1. S.V. Zasyupkin, D.L. Merson, A.I. Brilevsky, A.I. Irtegov Letters on Materials 13 (2), 2023 pp. 104-108.
2. Y. Kawamura, T. Marker. The Seventh Triennial International Fire & Cabin Safety Research Conference. Philadelphia Marriott, Downtown (2013).

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МОРФОЛОГИЮ ЧАСТИЦ α -ФАЗЫ В ПСЕВДО- β ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ Ti-15Mo

Зиманов Д.К., Гатина С.А., Полякова В.В.

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
zimanov02@mail.ru*

Псевдо- β титановые сплавы широко применяются в аэрокосмической и биомедицинской отраслях благодаря получению в них широкого диапазона физико-механических свойств преимущественно за счет дисперсионного и деформационного механизмов упрочнения [1]. Стоит отметить, что из-за относительно низкой стабильности β -фазы в таких материалах одним из важных механизмов деформации наряду с дислокационным скольжением [2] является двойникование [3], который инициирует высокий уровень пластичности (TWIP эффект) [4]. Улучшение невысоких по сравнению со сталями механических свойств β -титановых сплавов ($\sigma_b \leq 800$ МПа, $\sigma_{1\%} \leq 400$ МПа) возможно за счет формирования в них наноструктурного состояния методами интенсивной пластической деформации [5] и регулирования выделений дисперсных частиц вторых фаз путем применения традиционных методов термической обработки [6]. Прочностные характеристики β -титановых сплавов сильно зависят от выделений частиц изотермической ω и α -фаз при старении в широком интервале температур. Выделение ω -фазы приводит к значительному охрупчиванию материала [7], поэтому регламентирование ключевых параметров α -фазы (размер, объемная доля, морфология) играет более важную роль в управлении механическими свойствами. Например, в работе [8] на примере сплава Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr было показано, что формирование равноосной α -фазы наряду с прочностью может повысить пластичность сплава.

В данной работе представлены результаты исследования влияния интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением (ИПДК) на морфологию выделения частиц α -фазы в β -титановом сплаве Ti-15Mo.

Однофазное β -состояние в прутках сплава Ti-15Mo было получено закалкой в воду с температуры 810 °С (время выдержки в печи составляло 20 мин). Наноструктурирование методом ИПДК проводили на наковальне Бриджмена при комнатной температуре с приложенным давлением 6 ГПа. Число оборотов составило 10, что эквивалентно истинной деформации $\epsilon \sim 6,40$. В результате были получены образцы толщиной 0,8 мм и диаметром 20 мм. Для формирования α -фазы образцы отжигали при температуре 600 °С в течение 4 часов в муфельной печи Nabertherm. Микроструктурные исследования проводили с помощью оптического микроскопа Omnimet, сканирующего электронного микроскопа Tescan Mira 3 (СЭМ) с приставкой для энерго-дисперсионного анализа (ЭДА) 30 Xplore Oxford и просвечивающего электронного микроскопа Jeol 2000.

Результаты микроструктурных исследований представлены на рисунке 1. Оптическая металлография показала, что сплав Ti-15Mo после закалки с температуры 810 °С характеризуется полигональной зеренной структурой со средним размером зерен 60 ± 5 мкм (рис. 1а). Применение 10 оборотов ИПДК привело к значительным структурным изменениям. На светлопольных (рис. 1б) и темнопольных (рис. 1в) изображениях, полученных ПЭМ, наблюдается неоднородный контраст и азимутальное искажение рефлексов на микродифракционных картинах, что свидетельствуют об

искажении кристаллической решетки из-за высоких внутренних напряжений. В связи с перекрытием структурных элементов по толщине образца разрешение отдельных зерен в микроструктуре невозможно. Статистический анализ отраженных в рефлексе структурных элементов, позволил предположить, что их размер составил 120 ± 20 нм.

Изображения обратно рассеянных электронов (BSE) на рис. 2 наглядно демонстрируют влияние деформации на морфологию частиц α -фазы. Видно, что после отжига закаленного состояния преимущественным местом зарождения игольчатых частиц α -фазы являются границы зерен (рис. 2а). Химический анализ показал повышенную концентрацию Мо (красные участки на рис. 2б) возле границ зерен, что связано с его оттоком как β -стабилизатора от частиц α -фазы.

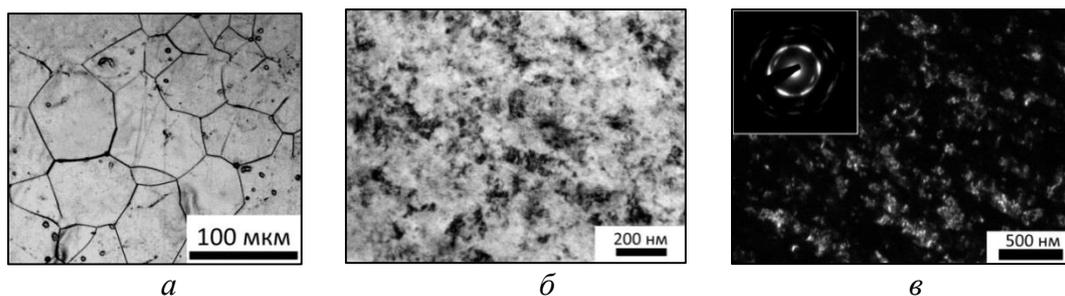


Рис. 1. Влияние ИПДК на микроструктуру сплава Ti-15Mo:

а) закалка с 810°C , ОМ; б, в) после 10 оборотов, б) светлопольное изображение, в) темнопольное изображение и картина дифракции. ПЭМ

Наноразмерный диапазон структурных элементов и высокая плотность дислокаций после ИПДК способствовала выделению α -фазы равноосной морфологии со средним размером 470 ± 20 нм, за счет значительного повышения центров зарождения и высокой скорости диффузионных процессов. Вместе с тем, наряду с процессом выделения частиц α -фазы, активно протекают процессы рекристаллизации β -зерен, о чем свидетельствует четкий контраст между зернами на BSE изображениях (темные зерна соответствуют α -фазе, а светлые – β -фазе) и распределение по химическим элементам на ЭДА картах. Участки, выделенные красным цветом – области с повышенной концентрацией Мо.

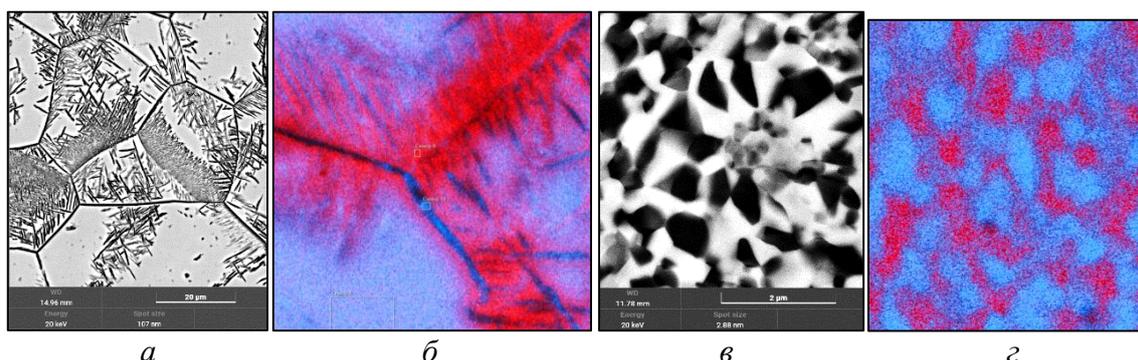


Рис. 2. Влияние ИПДК на морфологию частиц α -фазы в сплаве Ti-15Mo при старении 600°C , 4 часа:

а, б) закалка с 810°C , а) режим BSE, б) карта ЭДА; в, г) после 10 оборотов, в) режим BSE, г) карта ЭДА. СЭМ

В данной работе показано, что ИПД оказывает значительное влияние на структурно-фазовые превращения в метастабильных β -титановых сплавах. Выделение

игольчатой/пластинчатой α -фазы при классической термообработке может привести к росту прочностных характеристик при значительном снижении пластичности материала за счет высокой дисперсности частиц. Формирование двухфазной равноосной структуры после ИПДК и старения 600 °С прогнозирует высокую прочность за счет размера зерен в ультрамелкозернистом диапазоне (менее 1 мкм) и достаточную пластичность из-за низкой плотности дислокаций в результате протекания рекристаллизационных процессов.

Благодарности

Работа была выполнена в рамках проекта РФФ № 23-69-10003 <https://rscf.ru/project/23-69-10003/>

Список литературы

1. D. Banerjee, J.C. Williams, *Acta Mater.* 61 (2013) 844–879.
2. S. Hanada, O. Izumi, *Metall. Mater. Trans.* 18 (1987) 265–271.
3. M. Marteleur, H. Idrissi, B. Amin-Ahmadi, F. Prima, D. Schryvers, P.J. Jacques, *Mater.* 7 (2019) 10048.
4. X.H. Min, X.J. Chen, S. Emura, K. Tsuchiya, *Scripta Mater.* 69 (2013) 393–396.
5. K. Václavová, J. Stráský, J. Veselý, S. Gatina, V. Polyakova, I. Semenova, M. Janeček, *Mat. Sci. Forum.* (2016) 2555-2560.
6. Ivasishin, O.M.; Markovsky, P.E.; Matviychuk, Y.V.; Semiatin. S.L. *Metall Mater Trans A.* 34 (2003) 147-158.
7. A.W. Bowen, *Scripta Mater.* 5 (1971) 709-716.
8. B.Z. Jiang, S. Emura, K. Tsuchiya, *Mater. Sci. Eng. A* 722 (2018) 129–135.

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ГАФНИЯ НА ТЕРМОСТАБИЛИЗАЦИЮ УПРОЧНЯЮЩИХ ЧАСТИЦ $Al_3(Sc,Zr)$ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Mg-Mn-Sc-Zr

Зорин И.А.^{1,2}, Пимонов М.А.¹, Арышенский Е.В.², Дриц А.М.¹, Коновалов С.В.²

¹Самарский национальный исследовательский университет имени акад. С. П. Королева (Самарский университет), Самара, Россия

²Сибирский государственный индустриальный университет (СибГИУ), Новокузнецк, Россия
pimonov.2003@mail.ru

Алюминиевые сплавы по сей день занимают доминирующее положение среди материалов, используемых в конструкциях и узлах, предназначенных для аэрокосмической промышленности. Однако растущие требования к повышению прочности и снижению плотности новых материалов сподвигают ученых к дальнейшим исследованиям и разработкам в области создания и совершенствования алюминиевых сплавов. Одной из наиболее перспективных систем являются высокомагниево-алюминиевые сплавы системы Al-Mg-Mn-Sc-Zr. Скандий и цирконий в малых добавках способствуют модификации литой структуры, образованию когерентных упрочняющих частиц $Al_3(Sc,Zr)$, обладающих структурой $L1_2$, которые однако склонны к коагуляции при высокотемпературной обработке. Решить данную проблему, и как следствие термостабилизировать упрочняющие частицы $Al_3(Sc,Zr)$, призваны микродобавки гафния, который образует защитную оболочку и препятствует росту упрочняющих частиц при термообработке.

Для изучения влияния гафния при термообработке на высокомагниево-алюминиевые сплавы, легированные переходными металлами, были отлиты сплавы, химический состав которых представлен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав исследуемых сплавов, %

Сплав	Al	Si	Fe	Mn	Mg	Ti	Zr	Sc	Hf
1570	осн.	0,13	0,25	0,44	6,25	0,01	0,08	0,23	-
1570-0,2Hf	осн.	0,1	0,20	0,46	6,27	0,02	0,06	0,25	0,2
1570-0,5Hf	осн.	0,11	0,23	0,47	6,13	0,02	0,04	0,28	0,51

В процессе исследования были проведены испытания на микротвердость, электропроводность, механические свойства, а также использовались данные, полученные с помощью сканирующей и просвечивающей электронных микроскопий, атомно-зондовой томографии.

По результатам исследования выявлено, что легирование гафнием сплава 1570 приводит к росту количества и снижению размеров первичных интерметаллидных частиц. Кроме того, гафний препятствует прерывистому распаду пересыщенного твердого раствора сокращая количество и уменьшая размеры выделяющихся при этом частиц. Для сплавов с добавками гафния 100% частиц обогащены цирконием и гафнием на границе оболочки, которые выступают в качестве барьера. Этот эффект особенно важен для обеспечения высокой прочности и стойкости материала в условиях эксплуатации при повышенных температурах. Установлено, что строение частицы по элементу от ядра к оболочке Al-Sc-Mn-Zr-Hf, также выявлено что диаметр кластеров в сплаве с добавками гафния меньше в 3 раза, чем в сплаве 1570, а их плотность выше в 14 раз. Все вышесказанное открывает новые перспективы для разработки продвинутых материалов с высокой прочностью и стойкостью при высоких температурах.

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-01506, <https://rscf.ru/project/22-29-01506/>

ИССЛЕДОВАНИЕ ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКОЙ СПОСОБНОСТИ СПЛАВА МАГНИЯ ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННО–ЭЛЕКТРОЛИТНОЙ ОБРАБОТКИ

Ильичёва А.Д.¹, Медвецкова В.М.^{1,2}, Долгушин Я.В.¹,
Морозова Н.В.^{2,3}, Крит Б.Л.^{1,2}

¹Московский Авиационный Институт (Национальный Исследовательский Университет), Москва, Россия

²Московский государственный технологический университет «СТАНКИН», Москва, Россия

³Российская медицинская академия непрерывного профессионального образования, Москва, Россия
bkrit@mail.ru

Согласно определению, принятому ИЮПАК, под фотокатализом (ФК) подразумевают изменение скорости или возбуждение химических реакций под действием света в присутствии фотокатализаторов – веществ, способных при поглощении света вызывать химические превращения участников реакций, вступая с последними в промежуточные химические взаимодействия и регенерируя своё состояние после каждого цикла таких взаимодействий [1]. Принцип ФК лежит в способности поверхности приходить в возбуждённое состояние при экспонировании оптическим излучением в определённых условиях и выделять избыточную энергию возбуждения в окружающую среду.

Одним из прикладных проявлений ФК активности является использование присущих поверхности различных материалов антибактериальных свойств и возможности самоочищения. В большой степени это свойственно метаматериалам – искусственным средам, представляющих собой как периодическую, так и гетерогенную смесь частиц веществ различной природы, и характеристики которых обусловлены в первую очередь резонансными свойствами составляющих его элементов, а не структурой [2, 3]. Ряд исследований указывают на принадлежность к метаматериалам и проявлению ФК способностей сплавами вентильных металлов (алюминия, магния, титана), подвергнутых плазменно-электролитной обработке (ПЭО) [4, 5].

Возникновение ФК способности может быть обусловлено тем, что формируемое пористое ПЭО-покрытие состоит из керамикоподобных нанофрагментов оксидной фазы, обладающей полупроводниковыми свойствами. Возбуждение источником электромагнитного излучения, имеющим энергию выше ширины запрещенной зоны, приводит к образованию осциллирующих электрон-дырочных пар. Энергия, эмитируемая возбужденной поверхностью ФК, способна оказать воздействие на окружающую среду, вызывая снижение пороговых значений окислительно-восстановительных реакций, инактивацию и деструкцию вирусов, подавление метаболической активности клеток патогенных микроорганизмов.

Объектом изучения служил ультралёгкий сплав Mg–8Li–1Al–0.6Ce–0.3Y. ПЭО проводили в электролите состава: 15 г/л алюмината натрия NaAlO₂ и 1,2 г/л гидроксида калия КОН. Режим обработки: анодно–катодный, при напряжении 375–465 В, плотности тока 10 А/дм² и токовом соотношении I_A/I_K = 0,9. Продолжительность обработки составляла 20 минут.

Для оценок ФК способности была выбрана реакция деградации раствора метиловый оранжевый (C₁₄H₁₄N₃O₃SNa) 0,1 г/100 мл в дистиллированной воде при облучении ультрафиолетовым источником света мощностью 36 Вт. Мониторинг процесса деградации раствора проводили с использованием спектрофотометра СФ–46.

Кинетические зависимости изменения оптической плотности раствора в отсутствие и присутствии испытуемых образцов представлены на рисунке.

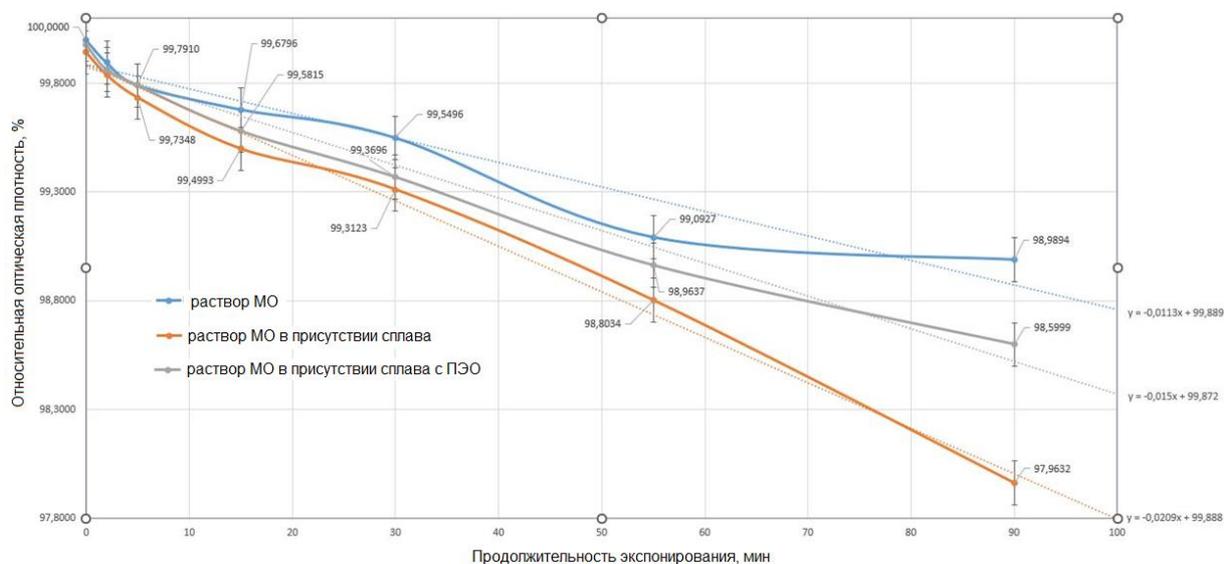


Рис. 1. Кинетические зависимости деградации раствора метилоранжа

Видно, что присутствие поверхности ультралёгкого сплава магния, подвергнутого ПЭО, в 2 раза ускоряет процесс разложения метилоранжа по сравнению с самопроизвольной реакцией при воздействии ультрафиолета. Причиной этого мы считаем проявляемую ПЭО-покрытием ФК активность.

Благодарности

Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (проект № 23-49-00098) с использованием оборудования Центра коллективного пользования МГТУ «СТАНКИН».

Список литературы

1. Standard conditions for gases // IUPAC. Compendium of Chemical Terminology, 2nd ed. (the «Gold Book») / Compiled by A. D. McNaught and A. Wilkinson. – Oxford: Blackwell Scientific Publications, 1997. doi:10.1351/goldbook.S05910.
2. М.В. Давидович, Гиперболические метаматериалы: получение, свойства, применения, перспективы, УФН, 2019, том 189, номер 12, 1249–1284 DOI: <https://doi.org/10.3367/UFNr.2019.08.038643>
3. Pendry J.B., Schurig D., Smith D.R. Controlling Electromagnetic Fields, Science, 2006, 312, 5781, pp. 1780-1782. DOI: 10.1126/science.1125907
4. Patent US 2015/0068906 A1. Photocatalyst. Curran J., Chipasa K., Mowbray M., Leigh A., 2015.
5. A. Fattah-alhosseini, M. Molaei, M. Nouri, K. Babaei / Antibacterial activity of bioceramic coatings on Mg and its alloys created by plasma electrolytic oxidation (PEO): A review // Journal of Magnesium and Alloys, 10, (2022), 81–96. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2021.05.020>.
6. Wu T., Blawert C., Serdechnova M., Karlova P., Dovzhenko G., Wieland D.C., Stojadinovic S., Vasilic R., Mojsilovic K., Zheludkevich M.L. Formation of plasma electrolytic oxidation coatings on pure niobium in different electrolytes // Applied Surface Science, 573 (2022), 151629. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2021.151629>.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ В КРУПНОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИИ С ПОСЛЕДУЮЩИМ СТАРЕНИЕМ

Исхакова Э.И.², Чуракова А.А.^{1,2}

¹ИФМК УФИЦ РАН, Уфа, Россия

²УУНУТ, Уфа, Россия

elmira.iskhakova.74@mail.ru

Самыми распространенными из сплавов с памятью формы являются сплавы на основе TiNi (никелид титана). Они обладают уникальным набором свойств - высокими значениями восстанавливаемой деформации и развиваемых усилий, высокой коррозионной стойкостью, благодаря чему широко применяются во многих отраслях промышленности и медицине. Для многих применений часто необходимо, чтобы температуры мартенситных превращений сплава были выше комнатных, такими температурами перехода обладают сплавы TiNi состава близкого к эквиаtomному. К материалам, подвергнутым закалке без полиморфного превращения, применяется старение. Старение вызывает снижение мартенситного превращения и изменение микроструктуры сплава. Эти эффекты приводят к снижению механической прочности и деформационной способности сплава. Старение вызывает снижение мартенситного превращения и изменение микроструктуры сплава.

В процессе старения материала протекают процессы перехода фазового состава и структурного состояния материала в сторону их равновесных значений при температуре старения, которая ниже температуры рекристаллизации материала. Это дает возможность управлять процессами выделения новых фаз в материале и структурой материала.

Экспериментально показано, что в двойных сплавах TiNi, обогащенных никелем (содержание Ni > 50,5 ат. %) присутствует сильная зависимость температур МП, прочностных свойств В2-фазы и функциональных свойств от предварительной обработки – термической или термомеханической. Это связано с тем, что в ходе предварительной обработки выделяются новые фазы, частицы, которые имеют отличную от матрицы кристаллическую структуру и не испытывают МП. Эти эффекты приводят к снижению механической прочности и деформационной способности сплава.

Материалом исследования служил сплав $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$, имеющий аустенитную решетку (В2). Аустенитная фаза В2 переходит в новую мартенситную фазу В19', происходит прямое В2-В19' превращение. После закалки образцы подвергли отжигу в диапазоне температур 350-600 °С. Исследование микроструктуры проводилось при помощи оптической металлографии, растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа. Также была измерена микротвердость.

В исходном состоянии средний размер зерна был 34 ± 7 мкм, далее с увеличением температуры отжига наблюдается рост зерна и в конечном итоге средний размер достиг $57,1 \pm 9$ мкм (при температуре 600 °С). Рентгеноструктурный анализ позволил нам узнать, что структура сохраняет аустенитный характер (пики В2 фазы), однако после отжига также наблюдается небольшой по интенсивности пик мартенситной фазы В19'. Его небольшая интенсивность говорит о малой доле данной фазы. По данным РЭМ мы видим, что микроструктура после отжига, проведенного при температуре 350 °С представляет собой аустенитную структуру с небольшой долей выделившихся частиц старения. Увеличение температуры отжига до 450 °С приводит к тому, что доля частиц старения увеличивается, и внутри зерен наблюдается мартенситный рельеф, свидетельствующий об окончании процесса старения. Старение при 500 °С способствует росту зерен и более равномерному распределению частиц. При 600 °С хорошо видны небольшие образовавшиеся частицы старения. В результате повышения температуры отжигов происходит снижение значения микротвердости, вследствие увеличения роста размера зерна и частиц.

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта в области науки из бюджета Республики Башкортостан для государственной поддержки молодых ученых (НОЦ-ГМУ-2022, Соглашение №1 от 12.12.2022).

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ УГЛЕРОДА В МАРТЕНСИТЕ И СТАДИЙНОСТЬ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТПУСКА В НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ С СОДЕРЖАНИЕМ $SI \geq 1.5$ ВЕС. %

Кайбышев Р.О.

*Российский государственный аграрный университет – МСХА имени К.А. Тимирязева,
Москва, Россия
kajbyshev@rgau-msha.ru*

При закалке низколегированных сталей с низким и средним содержанием углерода образуется пакетный мартенсит, состоящий из исходных аустенитных зерен, пакетов, блоков, реек. Он характеризуется высокой плотностью решеточных дислокаций. При закалке происходит перераспределение углерода в атмосферы Коттрелла, располагающиеся на свободных дислокациях и составляющие границы реек. Содержание углерода в атмосферах Коттрелла достигает 7 ат.%. Рейки мартенсита формируются. Исходя из необходимости аккумулировать большую часть углерода в атмосферах Коттрелла. Соответственно, с увеличением содержания углерода с 0.25 вес.% до 0.33 вес.% толщина реек уменьшается и плотность решеточных дислокаций растет. В мартенситной матрице остается небольшое количество углерода < 0,06 ат.%. С повышением содержания углерода $\geq 0,34$ вес.% весь углерод не может быть аккумулирован в атмосферах Коттрелла. Образуются сегрегации по большеугловым границам с содержанием углерода ~ 25 ат.%. Это приводит к закалочному охрупчиванию, которое появляется в виде межзеренного разрушения. Одновременно возрастает ширина реек мартенсита.

Низкотемпературный отпуск проходит в две стадии. На стадии I происходит выделение промежуточных η -карбидов (Fe_2C), которые имеют форму пластин, внутри реек мартенсита. Эта стадия наблюдается в температурном интервале 200-400°C. Энергия образования атмосфер Коттрелла, зернограницных сегрегаций углерода и трубочной и зернограницной диффузии углерода близки. Соответственно, активизация этих видов диффузии приводит к перераспределению углерода из атмосфер Коттрелла и зернограницных сегрегаций с промежуточные карбиды и остаточный аустенит. Стадия II идет в температурном интервале 250-400°C и заключается в распаде остаточного аустенита на бейнитный феррит и η -карбиды. Присутствие кремния ≥ 1.5 вес. /% подавляет образование цементита, химический состав которого по элементам замещения соответствует химическому составу мартенситной матрицы. Соответственно, стадия III не наблюдается. Цементит образуется при температурах ≥ 470 °C с термодинамически равновесным химическим составом. Цементит обогащен по хрому и молибдену и не содержит кремний. Этот процесс можно отнести к стадии IV отпуска.

Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ, программа Мегагрант, соглашение № 075-15-2021-572.

ПРОЕКТИРОВАНИЕ ПОРИСТЫХ ОБРАЗЦОВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА И ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ ИХ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК

Капустин А.В., Еникеев Н.А.

*НИИЛ «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях», Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
kapustin129@yandex.ru*

В настоящее время актуальной задачей является разработка пористых металлических материалов для применения в биомедицине, в том числе в онкоортопедии для создания биоактивных скаффолдов. Развитие новых подходов и методов лечения привело к необходимости создания костных пористых имплантатов, способных не только замещать поражённые участки костной ткани, но и локально доставлять лекарственные препараты. В данной работе изложены результаты проектирования образцов с проникающими сетками пор разной геометрии и конфигурации на основе аналитических выражений и в рамках систем автоматического проектирования. Кроме того, с использованием конечноэлементного моделирования проведена оценка влияния параметров дизайна элементарных ячеек образцов на их механические характеристики.

В результате исследования построены трёхмерные модели образцов пористых материалов с различным дизайном ячейки и геометрии пор и численно проанализировано их влияние на механические характеристики пористых образцов, изготовленных из титанового сплава типа ВТ6.

Полученные результаты будут использованы для эффективной разработки и анализа пористых биоматериалов для изготовления имплантатов медицинского назначения при помощи аддитивной печати.

Благодарности

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда № 23-69-10003.

ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ МОЛИБДЕНА. НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ И НОВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

Карпов М.И.

*Институт физики твердого тела РАН им. Ю.А. Осипьяна, Черноголовка, Россия
karpov@issp.ac.ru*

В период существования СССР в стране было разработано большое количество сплавов на основе молибдена, изготавливаемых методами вакуумной плавильной технологии. Разработка составов сплавов и технологии производства изделий из них проводилась на предприятиях цветной металлургии, черной металлургии, авиационной промышленности при участии Академии наук СССР. Основная часть продукции выплавлялась методом дуговой вакуумной плавки, позволявшей получать слитки с содержанием кислорода на уровне 30 ppm с размером зерна 3-5 мм. В конце 70-х стала развиваться технология изготовления слитков методом электронно-лучевой вакуумной плавки, позволившая снизить содержание кислорода в слитках до уровня 10 ppm. Но такие слитки из-за более крупного зерна были мало технологичны при последующей обработке давлением. В начале 21-го века в России стало очевидным, что качество продукции из молибдена и его сплавов, изготавливаемой из слитков вакуумной дуговой плавки уже не отвечает современным требованиям главных отраслей отечественной промышленности.

Новым центром развития металлургии вакуум плавленного молибдена стал ИФТТ РАН, сохранивший после распада СССР мощную исследовательскую и опытно-промышленную базу для разработки новых сплавов и новых технологий производства продукции из тугоплавких металлов. Все исследования в институте проводятся в тесном контакте с отечественными предприятиями аэрокосмической, атомной, электронной промышленности, институтами РАН и ведущими университетами страны.

Одной из первых новых технологий стал «дуплекс процесс» изготовления слитков. Изготовление слитков по этой технологии позволило существенно повысить качество продукции из наиболее востребованных в настоящее время сплавов молибдена еще советской разработки: МЧВП, ТСМ, ЦМ2А. Разработаны новые технологии производства гранул из сплавов молибдена, показана возможность их применения в аддитивных технологиях, основанных на лазерной 3d печати или в технологиях порошковой металлургии. Разработаны новые сплавы на основе молибдена, значительно превосходящие по своим прочностным характеристикам существующие. Создано новое направление в материаловедении сплавов на основе молибдена – сильно легированные сплавы, принципиально отличающиеся по своей структуре от мало легированных сплавов.

Благодарности

Работа выполнена в рамках Государственного задания ИФТТ РАН.

ВЛИЯНИЕ АТОМОВ НИКЕЛЯ, ХРОМА И ЖЕЛЕЗА НА ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА КРЕМНИЯ С ДИСЛОКАЦИЯМИ И РОСТОВЫМИ ВАКАНСИОННЫМИ ДЕФЕКТАМИ

Кведер В.В., Хорошева М.А.

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия
kveder@issp.ac.ru*

Широкое применение дешевого мульти-кристаллического кремния, содержащего значительное количество дислокаций и точечных дефектов и примесей, для производства солнечных элементов, стимулирует интерес к исследованию взаимодействия примесей с дислокациями [1] и их влияния на электронные свойства кремния. Конечная цель таких исследований – разработка методов «инженерии дефектов» для такого кремния, т.е. нахождения оптимальных технологических условий термообработок и геттерирования, позволяющих изготавливать из такого кремния высокоэффективные солнечные элементы.

В данной работе мы исследовали взаимодействие атомов никеля, железа и хрома с дислокациями, используя емкостную спектроскопию глубоких уровней (DLTS) и измерения тока, наведенного лазерным излучением (LBIC) для контроля электрической активности дефектов и дислокаций до и после диффузии указанных примесей.

Нами было показано, что атомы никеля, собранные на дислокации, значительно увеличивают рекомбинационную активность дислокаций, тогда как атомы золота на дислокациях электрически неактивны [2]. Что касается атомов железа и хрома, то ситуация несколько иная. После диффузии хрома и железа электрон – дырочная рекомбинация на дислокациях сильно увеличивается (см. Рис.1), но это связано с образованием преципитатов силицида железа и хрома на дислокациях. В этом случае, электрическая активность дислокаций сильно зависит от размера преципитатов, который определяется скорости охлаждения образца.

Установлено также, что электрически неактивные ростовые вакансионные NV дефекты в образцах вступают в реакцию с атомами хрома, формируя центры зарождения преципитатов хрома. Размер и плотность преципитатов сильно зависит от концентрации ростовых вакансионных дефектов и скорости охлаждения образца после диффузии хрома.

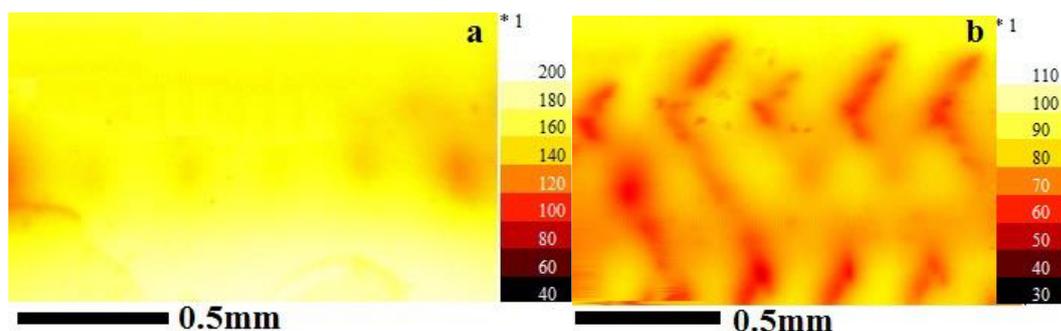


Рис. 1. Карты диффузионной длины дырок, измеренные в одном и том же месте одного и того же образца n-Si с дислокациями:

(a) до диффузии хрома, (b) после диффузии хрома при 850°C и медленного охлаждения

Список литературы

1. Michael Seibt and Vitaly Kveder - Chapter 4: in the book “Advanced Silicon Materials for Photovoltaic Applications”, Edited by Sergio Pizzini, Wiley (John Wiley & Sons Ltd), ISBN 9780470661116, published in 2012
2. V. Kveder, M. Khorosheva, M. Seibt, Solid State Phenomena. 242, 147-154 (2016)

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ СТАЛИ AISI 321

Кудряшова Е.С., Абрамова М.М., Еникеев Н.А.

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
elekudr04@mail.ru*

Широкое использование сталей обусловлено комплексом механических, физико-химических и технических свойств. Однако растущие потребности техники предъявляют все более высокие требования, как по прочности, так и пластичности сталей. Одним из методов повышения прочности является интенсивная пластическая деформация [1]. В результате использования данных методов происходит значительное измельчение структурных элементов до наноразмерного уровня, а также появление различных других наноструктурных особенностей (выделение частиц вторых фаз, сегрегаций примесных атомов на границах зерен, фазовые превращения и т.д.) [2,3]. Соответственно в результате такой обработки меняются и структурно-чувствительные физические свойства материала.

Однако сформированные в результате ИПД структуры являются нестабильными, и при внешних воздействиях, например температуре могут происходить процессы возврата и рекристаллизации [4]. К тому же исследуемый класс сталей является метастабильными и в процессе деформации возможно протекание мартенситного превращения. В то же время последующая термическая обработка может привести к обратному превращению $\alpha \rightarrow \gamma$. [5,6,7]

Целью является исследовать влияние интенсивной пластической деформации методом кручения и последующей термической обработки на фазовый состав, структуру и микротвердость стали AISI 321. Данная сталь относится к высоколегированным низкоуглеродным хромоникелевым сталям. Исходная структура стали получена в результате закалки с температуры 1050°C с предварительной выдержкой в течении часа и представляет собой равноосные зерна аустенита с размером около 30 мкм, в некоторых зернах наблюдались двойники отжига. Микротвердость составила 163±17Нv.

В качестве метода для повышения прочностных характеристик используется метод интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК). В результате обработки методом ИПДК при комнатной температуре микроструктура претерпела значительные изменения и стала неразличима в оптический микроскоп. Размер зерен составил около 50 нм. Рентгеновские исследования показали также протекание мартенситных превращений. Микротвердость возросла до 604±29Нv. Распределение твердости однородно по сечению образца. В результате отжига микротвердость остается стабильной до температуры 600°C. Следует отметить, что при отжиге на 500°C наблюдается небольшой скачок микротвердости до 641Нv и при отжиге на 700°C наблюдается резкое снижение до 425Нv. При повышении температуры отжига уменьшается доля мартенситной фазы в структуре и после отжига на 700°C практически полностью протекают обратные на 700°C превращения, выделяются частицы вторых фаз.

Таким образом, применение методов ИПД дает возможность повысить прочностные характеристики стали более чем в три раза. При этом в структуре материала также протекают мартенситные превращения, и после деформации структура преимущественно представлена мартенситом. Последующий отжиг дает возможность управлять долей мартенситной фазы при сохранении исходной высокой твердости, полученной в результате интенсивной пластической деформации.

Список литературы

1. R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov, Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation (1999).
2. Sauvage, X. Grain boundaries in ultrafine grained materials processed by severe plastic deformation and related phenomena [Текст] / Sauvage X., Wilde G., Divinski S.V., Horita Z., Valiev R.Z. // Mat. Sci. and Eng. A. – 2012 – Vol. 540. – P. 1-12.
3. Lacroix, F. Martensitic transformations induced by plastic deformation in Fe-NiCr-C system [Текст] / F. Lacroix, A. Pineau // Metall. Trans. – 1972. – Vol. 3. – P. 387-396.
4. Перезвезенцев В.Н., Щербань М.Ю. Рекристаллизация металлов и сплавов [Текст] / Перезвезенцев В.Н., Щербань М.Ю. – Нижний Новгород: из-во ННГУ им. Н.И. Лобачевского, 2000-62с.
5. Vorhauer, A. Influence of processing temperature on microstructural and mechanical properties of high-alloyed single-phase steels subjected to severe plastic deformation [Текст] / A. Vorhauer, S. Kleber, R. Pippan // The Langdon Symposium: Flow and forming of Crystalline Materials. – Vol. 410–411, 2005. – P. 281–284.
6. Litovchenko, I. Yu. Direct and reverse martensitic transformation and formation of nanostructured states during severe plastic deformation of metastable austenitic stainless steel [Текст] / I. Yu. Litovchenko, A. N. Tyumentsev, M. I. Zahozheva, A. V. Korznikov // Rev. Adv. Mater. Sci. – 2012. – Vol. 31. – P. 47-53.
7. Raabe, D. Segregation engineering enables nanoscale martensite to austenite phase transformation at grain boundaries: A pathway to ductile martensite [Текст] / D. Raabe, S. Sandloß, J. Millarn, D. Ponge, H. Assadi, M. Herbig, P.-P. Choi // Acta Materialia. – 2013. – Vol. 61. – P. 6132–6152.

ВЛИЯНИЕ ТОЛЩИНЫ СТЕНКИ И ОБЪЕМА ЯЧЕЙКИ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПОРИСТЫХ СКАФФОЛДОВ

Кудряшова Е.С., Абрамова М.М., Капустин А.В., Рыжкин А.А., Еникеев Н.А.

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
elekudr04@mail.ru*

Металлические пористые и решетчатые структуры обладают взаимосвязанной пористостью, которая очень хороша для остеоинтеграции и получения жесткости, сравнимой с характеристиками кости [1]. Данные преимущества привели к тому, что сейчас пористые металлические материалы активно используются в ортопедии. В большинстве случаев для получения таких структур используется 3D- печать [2]. Изначально использовались детали из полимерных материалов, но сейчас активно используются и металлические материалы, например, титан и титановые сплавы.

Сложная структура кости позволяет ей вести себя анизотропно, способно выдерживать сжимающие нагрузки, а также высокопрочную кору, противостоящую скручивающим моментам. Губчатая кость регулярно подвергается растягивающим, сжимающим, сдвиговым, изгибающим и скручивающим усилиям либо по отдельности, либо в сочетании в многоосевом режиме нагрузки, что необходимо для формирования кости и для поддержания ее механической функции. Ни один из существующих сплошных материалов не может повторить данный уровень свойств. В данном случае решение может быть использование пористых материалов. При этом для получения оптимальных механических характеристик можно варьировать размер пор, процент пористости. В данной работе исследовано влияние соотношения «толщина стенки - объем ячейки» для определенной геометрии поры (IWP) при одинаковом количестве ячеек с различным размером пор от 686 до 374 мкм. Проанализировано механического поведения полученных структур.

Благодарности

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 23-69-10003).

Список литературы

1. Amer Nazir. A state-of-the-art review on types, design, optimization, and additive manufacturing of cellular structures [Текст] / Amer Nazir, K.M. Abate, A.Kumar, J-Y. Jeng // Int. J. Adv. Manuf. Technol.– 2019 – Vol. 104. – P. 3489–3510.
2. S.A.M. Tofail. Additive manufacturing : scientific and technological challenges, market uptake and opportunities [Текст] / S.A.M.Tofail,E.P.Koumoulos,A.Bandyopadhyay,S.Bose,L.O. Donoghue, C.Charitidis// Mater. Today. – 2018 – vol. 21. – P. 22-37.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ ДЛЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ ПРИМЕНЕНИЙ

Курлов В.Н., Шикунов С.Л., Каледин А.В.

*Институт физики твердого тела РАН им. Ю.А. Осипьяна, Черноголовка, Россия
kurlov@issp.ac.ru*

Керамические материалы на основе карбидокремниевой керамики обладают высокой механической прочностью и окислительной стойкостью при температурах до 1500°C, твёрдостью, износостойкостью, низким коэффициентом термического расширения, устойчивостью к радиационным воздействиям, высокой химической инертностью и теплопроводностью. В ИФТТ РАН разработана оригинальная методика получения композиционных материалов на основе карбидокремниевой керамики, в том числе крупногабаритные изделия и детали сложной геометрической формы. Методика основана на механизме взаимодействия расплава кремния с углеродсодержащей заготовкой определенного состава (углерод, коксующееся связующее) и пористости. Изменяя фракционный состав порошков углеродного наполнителя, количество связующего и давление прессования углеродных заготовок, после их силицирования можно получать композиционные керамические материалы и изделия сложной формы с различным соотношением фаз SiC-Si-C, Рис. 1

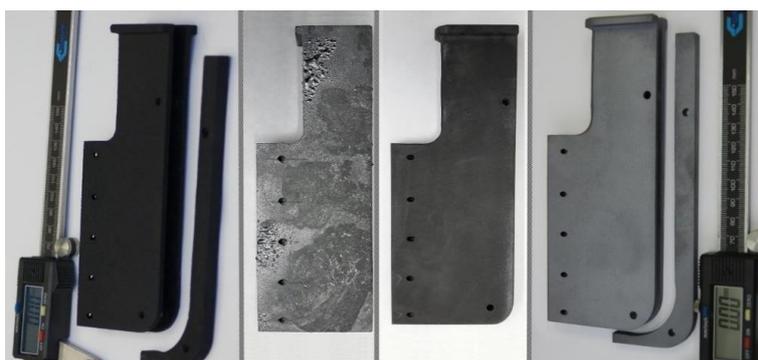


Рис. 1. Стадии изготовления детали сложной геометрической формы из материала на основе SiC керамики с SiC покрытием (слева углеродная заготовка до силицирования)

Для расширения областей применения керамических материалов на основе SiC разрабатывается методика получения металлокерамических композиционных материалов путём силицирования смеси углерода и тугоплавких металлов (Ti, Mo, Nb, W) и сплавов в виде мелкодисперсных порошков, фольг и стержней. Композиционный материал имеет SiC матрицу, армированную металлами и/или их силицидами, которые формируются в процессе пропитки пористой углеродно-металлической заготовки кремнием.

Для повышения рабочих температур изделий из графита, углерод-углеродного композиционного материала и композиционной карбидокремниевой керамики разработан метод получения защитных покрытий на основе карбида кремния. Метод основан на взаимодействии расплава/или паров кремния и углерода, образующегося при расщеплении молекул углеводорода, подаваемого в тепловую зону вакуумной печи. Скорость наращивания покрытия на углеродную или SiC подложку составляет от 10 до 100 мкм в час, что на несколько порядков выше скорости образования покрытия CVD методом. Получаемые покрытия обладают высокой адгезией к поверхности, т.к. в их образовании участвует непосредственно материал подложки.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА СТАРЕНИЯ В СПЛАВЕ TiNi С ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫМ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЕМ

Лакаткина А.Н.¹, Чуракова А.А.^{1,2}

¹УУНУТ, Уфа, Россия

²ИФМК УФИЦ РАН, Уфа, Россия

allkatkina@mail.ru

Сплавы с эффектами памяти формы широко используются в качестве функциональных материалов в различных отраслях. Наиболее распространены сплавы с памятью формы на основе TiNi. Сплавы на основе никелида титана являются функциональными материалами с эффектами памяти формы (ЭПФ), обусловленными термоупругими мартенситными превращениями [1-4]. Возможным способом повышения прочностных и функциональных свойств сплава TiNi является термоциклирование. Предыдущие исследования показали, что при прямом мартенситном превращении (МП) образуются дислокации, которые сохраняются и при обратном мартенситном превращении. Кроме того, в сплавах с большим содержанием никеля возможно старение с выделением частиц Ti_3Ni_4 , которые также оказывают влияние на свойства. Особенности формирования структуры при старении изучены достаточно полно; в частности, различными научными группами были проведены исследования по влиянию температуры и времени изотермического отжига на размер, морфологию и распределение частиц фазы Ti_3Ni_4 , поэтому исследование влияния старения на микроструктуру и свойства сплава TiNi с предварительным термоциклированием представляет большой интерес, так как повышение прочности и износостойкости материала является очень актуальной задачей. Применение методов модификации структуры (РКУП, ИПДК и т.д.) позволяет уменьшить размер зерна с созданием ультрамелкозернистой (УМЗ) или нанокристаллической (НК) структуры в данных сплавах. Представляет интерес исследование влияния старения на микроструктуру и свойства сплава TiNi с предварительным термоциклированием, так как повышение прочности и износостойкости материала является очень актуальной задачей. Влияние отжигов на микроструктуру сплава TiNi в крупнозернистом и ультрамелкозернистом состоянии после многократных мартенситных превращений Исследования были проведены на сплаве TiNi с большим содержанием Ni в КЗ и УМЗ состояниях, после старения в диапазоне температур 250...400 °С после ТЦ 0...500. В результате такой обработки происходит генерация и накопление дислокаций в структуре с увеличением числа циклов и в КЗ, и в УМЗ состояниях (рис.1). После максимального количества циклов и отжига в интервале низкотемпературного и высокотемпературного старения происходит дополнительное увеличение плотности дислокаций, а также, в отдельных областях структуры в УМЗ состоянии можно обнаружить наличие частиц старения (рис.2). Наблюдается повышение механических характеристик в сплаве TiNi после термоциклирования, последующий отжиг после ТЦ показывает, что за счет выделения частиц старения в КЗ и УМЗ состоянии происходит стабилизация значений предела прочности и предела текучести.

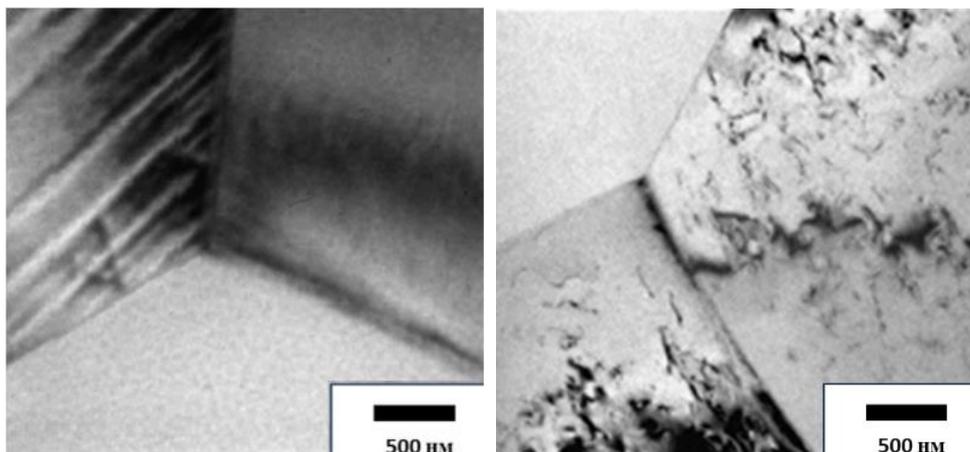


Рис. 1. Микроструктура сплава TiNi в исходном крупнозернистом состоянии (а), микроструктура в КЗ состоянии после ТЦ n=250 (б)

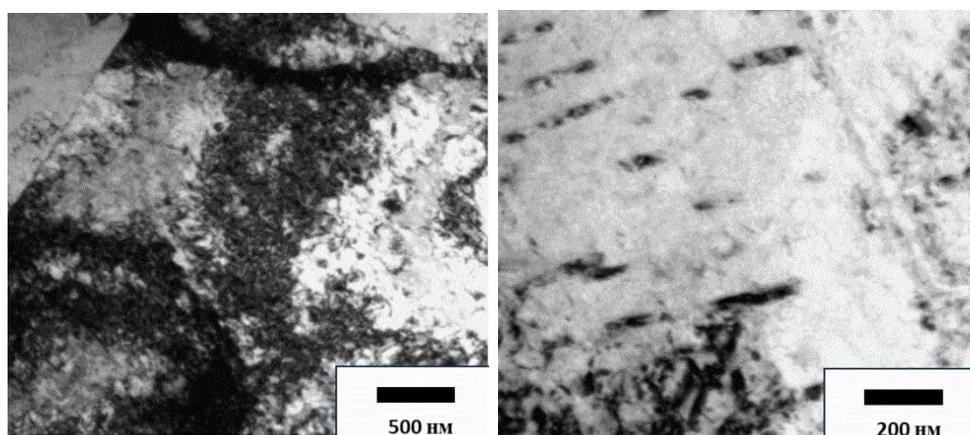


Рис. 2. Микроструктура сплава TiNi в отожженном УМЗ состоянии после ТЦ n=500 при 250 °С 48ч (а), микроструктура в отожженном УМЗ состоянии после ТЦ n=500 при 400 °С 1ч (б)

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта в области науки из бюджета Республики Башкортостан для государственной поддержки молодых ученых (НОЦ-ГМУ-2022, Соглашение №1 от 12.12.2022).

Список литературы

1. Khachin, V.N.; Pushin, V.G.; Kondratyev, V.V. Titanium Nickelide: Structure and Properties; Nauka: Moscow, Russia, 1992; p. 161.
2. Brailovski, V.; Prokoshkin, S.; Terriault, P.; Trochu, F. Shape Memory Alloys: Fundamentals, Modeling, Applications; Ecole de technologie supérieure (ETS): Montréal, QC, Canada, 2003; p. 851.
3. Otsuka, K.; Wayman, C.M. Shape Memory Materials; Cambridge University Press: Cambridge, UK, 1999; p. 284.
4. Gunther, V.E.; Dambaev, G.C.; Sysolyatin, P.G.; Ilyushenov, V.N. Medical Materials and Implants with Shape Memory; TSU: Tomsk, Russia, 1998; p. 487.

ГЕНЕРАЦИЯ ВИХРЕВОГО ДВИЖЕНИЯ ВОЛНАМИ НА ПОВЕРХНОСТИ МЕЛКОЙ И ГЛУБОКОЙ ВОДЫ

Левченко А.А., Филатов С.В., Поплевин А.В., Тумачев Д.Д., Межов-Деглин Л.П.

*Институт физики твердого тела РАН им. Ю.А. Осипьяна, Черногловка, Россия
levch@issp.ac.ru*

В работе изучены процессы формирования вихревого движения на поверхности мелкой и глубокой воды, генерируемого двумя волнами частотой 6 Гц, распространяющимися на поверхности под углом 90° [1]. Эксперименты проводились в стеклянной ванне размером 70x70 см. Глубина воды изменялась от 2 см до 19 см. В работе [2] было установлено, что при одинаковых условиях возбуждения волн на поверхности мелкой воде формируется один большой вихрь и несколько смазывающих, а на поверхности глубокой воды формируются несколько больших вихрей с завихренностью разного знака. Показано, что в установившемся режиме значения завихренности и энергии вихревого движения хаотически изменяются вблизи некоторого среднего значения. PDF распределения значений завихренности и энергии близки к Гаусовым на 19 секунде накачки, но существенно деформируются к 900 секунде в результате формирования на поверхности воды крупномасштабных вихрей.

После достижения стационарного состояния в вихревой системе накачка волн выключалась на 1200 секунде, и регистрировалось затухание поверхностного течения. На поверхности мелкой воды, зависимость от времени энергии вихревого течения $E_{\text{вих}}(t)$ описывается экспоненциальной функцией при всех уровнях накачки, а зависимости завихренности $\Omega(t)$ имеет экспоненциальную зависимость только в диапазоне волновых векторов $0-0.2 \text{ см}^{-1}$. На поверхности глубокой воды зависимости $E_{\text{вих}}(t)$ близки к экспоненциальным только при наименьших амплитудах накачки, а зависимость $\Omega(t)$ близка к экспоненциальной также в диапазоне волновых чисел $0-0.2 \text{ см}^{-1}$, но только при наименьшем уровне накачки. При высоких уровнях накачки зависимости $E_{\text{вих}}(t)$ и $\Omega(t)$ немонотонны, что можно связать с влиянием объемных течений.

Благодарности

Работа выполнена в рамках Государственного задания ИФТТ РАН.

Список литературы

1. Filatov S.V., Aliev S.A., Levchenko A.A., Khramov D.A. // JETP Letters, 2016, V. 104, p. 702-708.
2. Филатов С.В., Поплевин А.В. и др. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования, 2022, № 12, стр. 53-64.

СВАРКА ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ТЕМПФОРМИНГА

Луговская А.С.¹, Долженко А.С.¹, Беляков А.Н.¹

¹ФГАОУ ВО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет», Белгород, Россия
1319927@bsu.edu.ru

Высокопрочные низколегированные стали с нанокристаллической слоистой микроструктурой, сформированной в результате деформационно-термической обработки (темпформинга), обладают уникальным сочетанием высокой прочности (предел текучести выше 1000 МПа) и высокой ударной вязкостью при пониженных температурах (KCV более 100 Дж/см² при -90°C) [1-3]. Такие стали являются перспективными материалами для замены имеющих ценовые ограничения мартенситно-старяющихся сталей в изделиях, выпускаемых крупными сериями, предназначенных для конструкций, работающих при ударных нагрузках в условиях низких температур. Высокопрочные стали применяются также для создания облегченных сварных конструкций. Для соединения деталей из высокопрочных сталей используются различные технологии: автоматическая, аргодуговая сварка, сварочные работы под флюсом. Основная трудность при сварке высокопрочных конструкционных сталей заключается в повышенной восприимчивости их к закалке, что приводит к резкому повышению твердости металла в околошовных зонах, что отрицательно сказывается на механических свойствах сварных соединений. Кроме того сварные швы и зоны термического влияния сварных соединений, полученных традиционными способами сварки сталей, характеризуются крупнозернистой микроструктурой, которая является неизбежным следствием оплавления свариваемого материала. Это совершенно неприемлемо для сталей после темпформинга, выдающиеся механические свойства которых обусловлены формированием специфической микроструктурой с поперечным размером зерен значительно меньше одного микрометра. В отличие от традиционных способов сварки, инновационная сварка трением с перемешиванием (СТП), которая сопровождается большой пластической деформацией сварного шва, позволяет получить сварное соединение с ультрамелкозернистой структурой [4]. Таким образом, сварка трением с перемешиванием позволит сохранить размер микроструктурных элементов в стальных полуфабрикатах с исходно нанокристаллической структурой и получить прочность сварного соединения на уровне прочности основного материала.

Благодарности

Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00497-П) на оборудовании Центра коллективного пользования «Технологии и Материалы НИУ «БелГУ».

Список литературы

1. Dolzhenko A., Kaibyshev R., Belyakov A. Tempforming Strengthening of a Low-Alloy Steel //Materials. – 2022. – Т. 15. – №. 15. – С. 5241.
2. Dolzhenko A., Belyakov A. Mechanical properties of high-strength low-alloy steel after tempforming //AIP Conference Proceedings. – AIP Publishing LLC, 2022. – Т. 2509. – №. 1. – С. 020056.
3. Долженко А.С. и др. Микроструктура и ударная вязкость высокопрочной низколегированной стали после темпформинга //Физика металлов и металловедение. – 2021. – Т. 122. – №. 10. – С. 1091-1100.
4. Heidarzadeh A. et al. Friction stir welding/processing of metals and alloys: a comprehensive review on microstructural evolution //Progress in Materials Science. – 2021. – Т. 117. – С. 100752.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6, ПОЛУЧЕННОГО ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

Малышева С.П.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
svufa@imsp.ru*

Двухфазный титановый сплав ВТ6 широко используется в авиастроении из-за хорошего сочетания механических и технологических свойств. Снижение веса и габаритов изделий может быть достигнуто измельчением микроструктуры до субмикрокристаллического состояния (СМК) с размером зерен менее 1 мкм. Объемные заготовки с СМК структурой могут быть получены методами интенсивной пластической деформации.

Имеется множество работ по исследованию механических свойств титанового сплава ВТ6 с различным размером зерен. Известно, что прочность, твердость, сверхпластические свойства улучшаются с уменьшением размера зерна. В то же время измельчение микроструктуры приводит к снижению пластичности, ударной вязкости и сопротивления распространения трещины из-за низкой способности таких материалов к деформационному упрочнению. В работе рассмотрены механические характеристики в комплексе и установлены границы применимости сплава ВТ6 в СМК состоянии. Этот вопрос интересен, поскольку из титанового сплава ВТ6 с СМК структурой можно изготовить компрессорные лопатки авиационного двигателя. Поэтому целью данной работы было изучить механические свойства сплава ВТ6 с субмикрокристаллической структурой и сравнить их со свойствами этого материала в обычном состоянии.

В работе исследована микроструктура и изучен комплекс механических свойств титанового сплава ВТ6 с СМК структурой, полученной всесторонней изотермической ковкой (таблица 1). Для сравнения приведены значения механических характеристик обычного термически упрочненного микрокристаллического (МК) титанового сплава ВТ6. Установлено, что при комнатной температуре предел прочности и предел усталости СМК материала на 20-33% выше, чем у термоупрочненного сплава. Микротвердость СМК сплава более чем на 300 МПа выше микротвердости МК состояния. Однако относительное удлинение при растяжении, ударная вязкость и характеристики трещиностойкости заметно снижаются с уменьшением размера зерен.

Таблица 1. Механические свойства титанового сплава ВТ6 в различных состояниях

Состояние	Микротвердость МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	Ударная вязкость, МДж/м ²			$\sigma_{dl}(300)$ МПа
						KCU	KCV	KCT деформир/ отожженный	
МК (5 мкм)	3453	1050	960	18	42	0,45	0,41	0,24	700
СМК (0,6 мкм)	3779	1280	1171	10	60	0,37	0,18	0,08/0,15	850
СМК (0,15 мкм)	4050	1400	1280	7	56	-	-	-	-

Сопротивление усталостному разрушению также повышается при измельчении микроструктуры. Значение предела выносливости σ_o на базе $N=2 \times 10^7$ циклов составило $\sigma_o=683$ МПа для СМК состояния и $\sigma_o=586$ МПа для МК состояния сплава ВТ6.

Результаты ударных испытаний образцов сплава с СМК и МК микроструктурой подтверждают это высказывание (Таблица 1). Ударная вязкость (KCU , KCV , KCT) образцов ВТ6 в СМК состоянии снижается, но по параметру KCU она остается в пределах требований технических условий к сплаву ВТ6 (KCU более 0,35). Наибольшее снижение наблюдается при введении в область надреза трещины ($KCT=0,08$), то есть, когда трещина уже имеется, и вся энергия затрачивается на ее распространение, ударная вязкость СМК образца очень сильно уменьшается. Вязкость разрушения СМК образца составляет $30,5 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, что несколько ниже, чем известные значения для этого сплава ($33\text{--}110 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$). Увеличить область пластической деформации в вершине трещины и тем самым повысить работу, затрачиваемую на распространение трещины, можно путем отжига материала, который снимает внутренние напряжения, но не приводит к росту зерен. Отжиг СМК сплава ВТ6 при температуре $T=650^\circ\text{C}$ в течение $\tau=1$ часа увеличивает KCT в 2 раза.

Известно, что преимущество СМК состояния в прочности сохраняется примерно до $T=400^\circ\text{C}$, после чего наблюдается интенсивное разупрочнение и увеличение значения относительного удлинения, что указывает на интенсивное протекание релаксационных процессов и свидетельствует о приближении к области температур сверхпластической деформации. Если сопротивление ползучести при $T=250^\circ\text{C}$ в СМК и МК состоянии практически одинаково, то уже при $T=350^\circ\text{C}$ предел ползучести МК состояния сплава в 2,5 раза выше. Эти данные показывают верхнюю границу эксплуатационных температур, до которой в сплаве ВТ6 реализуется преимущество СМК состояния.

Длительная прочность сплава с СМК структурой при температуре 300°C за время $\tau=100$ часов выше ($\sigma_{дл}(300) = 850 \text{ МПа}$), чем у образца с МК структурой ($\sigma_{дл}(300) = 700 \text{ МПа}$).

Из сплава ВТ6 с СМК структурой была изготовлена опытная партия лопаток газотурбинного двигателя (ГТД) штамповкой при $T=650^\circ\text{C}$, которая на 250°C ниже температуры штамповки этих лопаток из сплава ВТ6 по серийной технологии. Исследования микроструктуры и свойств полученных лопаток показали, что СМК структура в лопатках сохраняется, а их прочность на 20% выше прочности лопаток, выпускаемых по серийной технологии. Пластичность лопаток с СМК структурой также выше, а отжиг приводит к дополнительному повышению пластичности в 1,5 раза. Свойства лопаток, изготовленных из СМК сплава, удовлетворяют требованиям соответствующего отраслевого стандарта, что позволяет рекомендовать данный материал к использованию для производства лопаток ГТД.

ВЛИЯНИЕ МЕТОДА ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Zn-1%Mg-0,1%Dy

**Мартыненко Н.С.¹, Анисимова Н.Ю.^{1,3}, Рыбальченко О.В.¹, Темралиева Д.Р.¹,
Лукьянова Е.А.¹, Шинкарева М.В.^{1,3}, Табачкова Н.Ю.^{3,4}, Горбенко А.Д.¹,
Рааб А.Г.⁵, Санников А.В.^{1,3}, Киселевский М.В.^{2,3}, Юсупов В.С.¹, Добаткин С.В.¹**

¹*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН), Москва, Россия*

²*«Национальный медицинский исследовательский центр онкологии имени Н.Н. Блохина» Минздрава России, Москва, Россия*

³*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва, Россия*

⁴*Институт общей физики имени А.М. Прохорова Российской академии наук (ИОФ РАН), Москва, Россия*

⁵*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
nataliasmartynenko@gmail.com*

Цинк и его сплавы являются перспективными медицинскими материалами благодаря хорошей биосовместимости, антибактериальным и остеогенным свойствам и др. Однако практическое применение цинковых сплавов в остеосинтезе ограничено их неудовлетворительными механическими свойствами. Применение деформационной обработки является эффективным способом улучшения механических характеристик сплавов на основе Zn. В то же время методы интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяют повысить прочность материалов без потери их коррозионной стойкости, что является важным эксплуатационным свойством медицинских материалов. Поэтому целью данной работы было изучение влияния таких методов ИПД, как кручение под высоким давлением (КВД) и равноканальное угловое прессование (РКУП), а также ротационнойковки (РК) на механические, коррозионные свойства и биосовместимость сплава Zn-1%Mg-0,1%Dy.

После отжига структура сплава состоит из зерен α -Zn, окруженных прослойкой фаз Mg_2Zn_{11} и $MgZn_2$. Средний размер зерна α -Zn составляет ~ 30 мкм. КВД приводит к существенному измельчению как зерен α -Zn, так и прослойки фаз. Средний размер зерна после КВД составляет ~ 800 нм, тогда как прослойка фаз состоит из зерен и субзерен размером 50–100 нм. РКУП приводит к формированию вытянутых зерен длиной ~ 50 – 100 мкм и шириной ~ 8 – 10 мкм. В случае РК формируется смешанная измельченная микроструктура, включающая в себя остатки вытянутых зерен, рекристаллизованные зерна и включения фаз, сопоставимых по размеру с рекристаллизованными зернами. Средний размер рекристаллизованного зерна в данном случае составил ~ 5 – 10 мкм.

Исследования механических характеристик показало, что деформация приводит к повышению как прочности, так и пластичности сплава (Таблица 1).

Таблица 1. Механические свойства сплава Zn-1%Mg-0,1%Dy

Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Отжиг (340 °С, 20 ч)	124 ± 18	132 ± 18	0,8 ± 0,5
КВД (25 °С, N = 10)	415 ± 6	488 ± 5	3,8 ± 1,2
РКУП (200 °С, N = 8)	212 ± 19	262 ± 7	5,7 ± 0,2
РК (200 °С, $\varepsilon^* = 2,31$)	175 ± 21	223 ± 16	3,8 ± 1,1

* $\varepsilon = \ln(A_0/A_f)$, где A_0 и A_f – начальная и конечная площади поперечного сечения заготовки соответственно

Предел прочности сплава в исходном состоянии составляет 132 ± 18 МПа, в то время как пластичность – $0,8 \pm 0,5\%$. КВД приводит к увеличению предела прочности сплава в 3,5 раз (до 488 ± 5 МПа). Интересно также отметить, что пластичность сплава после КВД возрастает до $3,8 \pm 1,2\%$. В случае РКУП происходит рост прочности сплава в 2 раза (до 262 ± 7 МПа) при существенном росте пластичности (до $5,7 \pm 0,2\%$). После РК также происходит рост прочности (до 223 ± 16 МПа) и пластичности (до $3,8 \pm 1,1\%$).

На рисунке 1 представлены результаты исследования коррозионной стойкости сплава Zn-1%Mg-0,1%Dy после различных методов деформации.

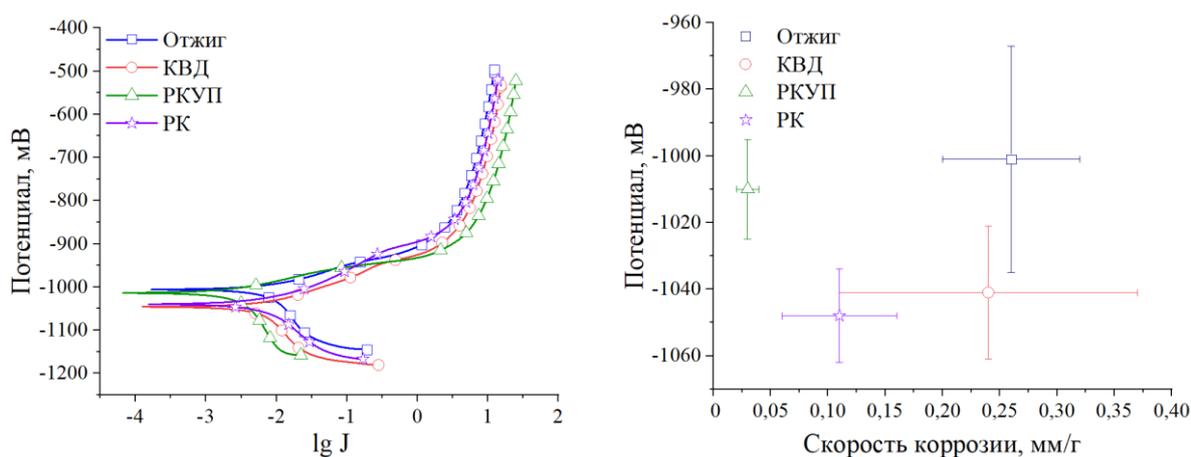


Рис. 1. Вольтамперограммы в тафельских координатах сплава Zn-1%Mg-0,1%Dy в различных состояниях (электрод сравнения – Ag/AgCl) (а) и сравнение результатов потенциодинамических испытаний (б)

Исследование коррозионной стойкости сплава показало, что все исследованные методы деформации не приводят к ухудшению коррозионной стойкости сплава Zn-1%Mg-0,1%Dy. Так потенциал коррозии отожженного сплава составил -1001 ± 34 мВ, а сплава после КВД, РК и РКУП -1041 ± 20 мВ, -1048 ± 14 мВ и -1010 ± 15 мВ. При этом скорость коррозии сплава несколько меняется. КВД не влияет на скорость коррозии сплава, которая составляет $0,26 \pm 0,06$ мм/г и $0,24 \pm 0,13$ мм/г для сплава после отжига и КВД соответственно. В то же время, после РКУП и РК наблюдается существенное снижение скорости коррозии. Скорость коррозии сплава после РК составляет $0,11 \pm 0,05$ мм/г, а после РКУП – $0,03 \pm 0,01$ мм/г. Следует отметить, что все исследуемые методы деформации не приводят к изменению фазового состава сплава, но приводят к дроблению сетки фаз по границам. Однако в случае КВД происходит накопление дефектов кристаллической решетки. Сочетание этих двух факторов, разнонаправленно влияющих на процесс коррозии, может быть причиной того, что КВД не приводит к изменению скорости коррозии сплава. В случае РКУП и РК большинство дефектов кристаллического строения аннигилируют из-за высокой температуры деформации (200 °С), в то время как прослойка фаз становится менее плотной. Вероятно, благоприятное расположение фаз приводит к снижению скорости коррозии сплава после РКУП и РК.

Проведенные исследования биосовместимости в условиях *in vitro* и *in vivo* показали, что сплав во всех изученных состояниях можно отнести к биосовместимому материалу.

Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 22-13-00024).

УНИКАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА AL-0.5FE-0.3CU, ПОЛУЧЕННОГО ЛИТЬЕМ В ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ КРИСТАЛЛИЗАТОР С ПОСЛЕДУЮЩИМ РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ И ХОЛОДНЫМ ВОЛОЧЕНИЕМ

Медведев А.Е.¹, Жукова О.О.¹, Шайхулова А.Ф.¹, Мурашкин М.Ю.¹

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
medvedevandreyrf@gmail.com

Развитие промышленно-технического комплекса требует новых материалов, в то время как традиционно применяемые алюминиевые сплавы близки к исчерпанию ресурса дальнейшего повышения своих характеристик. Тем не менее, алюминий остается, благодаря своей доступности и ряду привлекательных свойств, одним из самых востребованных материалов, и задачей современного металловедения является поиск новых способов получения и обработки алюминиевых сплавов. Относительно новым способом получения алюминиевых сплавов является литье в электромагнитный кристаллизатор (ЭМК). Главным преимуществом такого метода является высокая (10^3 - 10^4 К/с) скорость охлаждения расплава, обеспечивающая неравновесные условия кристаллизации. Таким образом, появляется возможность формирования пересыщенного твердого раствора и неравновесных вторых фаз, позволяя управлять структурой формируемых изделий и их свойствами. Другим способом получения неравновесных структур может являться интенсивная пластическая деформация (ИПД), в частности, способ равноканального углового прессования (РКУП). Такой метод существенно повышает прочность обрабатываемых материалов, что особенно важно для алюминиевых сплавов, характеризующихся относительно низким пределом прочности.

В данной работе образцы сплава Al-0,5Fe-0,3Cu (вес. %), полученного методом ЭМК, были подвергнуты РКУП и холодному волочению (ХВ) до диаметра 3мм. Полученная проволока была отожжена при 230°C в течении 1ч с целью аттестации термической стабильности.

Таблица 1. Физико-механические свойства сплава Al-0,5Fe-0,3Cu

Состояние	Электрические свойства	Механические свойства		
	IACS, %	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
Исходное	56,1±0,4	72±8	106±4	33,7±6,5
РКУП	54,8±0,2	181±12	214±15	13,7±2,8
ХВ	55,8±0,4	230±7	260±5	2,5±0,2
РКУП+ХВ	55,5±0,3	234±19	342±6	2,7±0,5
ХВ+230°C, 1ч	58,0±0,1	174±3	200±3	3,2±0,3
РКУП+ХВ+230°C, 1ч	58,5±0,3	146±16	163±15	7,2±3,7

В Таблице 1 приведены значения свойств для образцов полученных сплавов. Комбинация РКУП+ХВ приводит к более значительному росту прочности (до 342 МПа), нежели просто ХВ (до 260 МПа) при сопоставимых значениях электропроводности и пластичности. Сплав, обработанный РКУП+ХВ, демонстрирует большую величину разупрочнения при отжиге (179 МПа против 60 МПа в состоянии после ХВ), при значительно большем росте пластичности и сопоставимом увеличении электропроводности.

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 20-79-10133, <https://rscf.ru/project/20-79-10133/>.

ПРОБЛЕМЫ И ПЕРСПЕКТИВЫ СОВРЕМЕННЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Мерсон Д.Л.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия
d.merson@tltsu.ru*

Сплавы на основе магния относятся к легким материалам и полностью биосовместимы с организмом человека. Отсюда следуют два наиболее привлекательных направления их применения: транспорт (автомобильный, аэрокосмический, высокоскоростной железнодорожный), где снижение веса – приоритетная задача, и медицина, где магниевые сплавы чрезвычайно востребованы как биорезорбируемый металлический материал с механическими свойствами близкими к костным тканям. Есть и другие важные применения магниевых сплавов: защита различных объектов (трубопроводы, водный транспорт, водонагреватели т.п.) от электрохимической коррозии, где магниевые сплавы выступают в качестве протектора («жертвенного материала»); аккумуляторные батареи, способные перезаряжаться практически неограниченное число раз; аккумуляторы водорода, обладающие максимальной емкостью из всех известных материалов и др.

Основными недостатками магниевых сплавов являются их относительно невысокие значения прочностных свойств, недостаточная пластичность, особенно в части способности к локальной деформации, из-за чего они плохо поддаются штамповке и другим производительным методам обработки металлов давлением, и низкая температура воспламенения. Но самый главный их недостаток – это низкая коррозионная стойкость даже в обычной водной среде и сопутствующие этому высокая склонность к коррозионному растрескиванию под напряжением и очень низкая коррозионно-усталостная прочность. Соответственно, в настоящее время научные коллективы во всем Мире занимаются поиском решений указанных проблем и в основном с помощью оптимизации химического состава и разработки режимов термомеханической обработки, в том числе, методов интенсивной пластической деформации, позволяющих перевести материал в ультрамелкозернистое состояние.

В докладе обсуждаются недостаточно хорошо отраженные в литературе вопросы анизотропии коррозионных процессов в магниевых сплавах, особенностей коррозионного растрескивания под напряжением и коррозионно-усталостной прочности, низкой температуры воспламенения, а также пути решения указанных проблемных мест. Например, применительно к массивным полуфабрикатам из магниевых сплавов наиболее эффективным способом оптимизации комплекса механических и коррозионных свойств является всесторонняя изотермическая ковка. Кроме того, показано, что одновременное повышение механических свойств и температуры воспламенения литейных магниевых сплавов можно достичь путем использования сплавов с LPSO-фазой с дополнительным микролегированием некоторыми редкоземельными элементами.

Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ 23-19-00636.

СВЕРХПЛАСТИЧНОЕ ПОВЕДЕНИЕ УМЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА BT6 ПРИ ОСАДКЕ

Мифтахов Д.Т., Дьяконов Г.С.

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
danil.miftahow@yandex.ru*

Двухфазные титановые сплавы широко используются в качестве конструкционных материалов авиационной промышленности. Одним из популярных двухфазных титановых сплавов является сплав BT6, применяющийся в изготовлении лопаток компрессора газотурбинных двигателей, за счет высоких эксплуатационных характеристик [1]. Однако с каждым годом требования к эксплуатационным характеристикам становятся все более жесткими, из-за чего возрастает необходимость повышения прочностных характеристик. В качестве повышения прочностных характеристик используют различные методы деформационно-термических обработок (ДТО). В качестве перспективного метода повышения эксплуатационных характеристик могут стать методы интенсивной пластической деформации (ИПД), которые позволяют достичь высоких значений механических характеристик путем формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры [2].

Одной из последних технологических операций формообразования детали является штамповка. Данная операция проводится при относительно высоких температурах, как известно высокая температура может привести к деградации УМЗ структуры, а так же ее свойств. Было выяснено, что формирование УМЗ структуры может привести к понижению температуры штамповки за счет проявления эффекта сверхпластичности [3, 4]. Данная работа направлена на изучение сверхпластичного поведения УМЗ титанового сплава BT6, в ходе механических испытаний на осадку при различных скоростях и температурах деформации моделировался процесс штамповки.

В качестве образца исследования был выбран двухфазный титановый сплав BT6 с содержанием 5,3-6,8 ат.% Al, 3,5-5,3% V ат.%. В качестве ИПД использовался метод равноканального углового прессования (РКУП) по маршруту- С, 4 прохода при температуре 700 °С, с углом пересечения каналов 120°.

В результате испытаний на осадку установлено что, при высоких скоростях деформации ($5 \times 10^{-1} - 1 \times 10^{-1} \text{ с}^{-1}$) наблюдается рост напряжения течения в начале, но при дальнейшей деформации величина напряжения падает. При небольших скоростях деформации ($1 \times 10^{-3} - 1 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$) образуется горизонтальное плато, где напряжение практически не меняется. Повышение температуры приводит к снижению напряжения при осадке, что может быть связано с активно протекающим процессом рекристаллизации. По результатам испытаний на осадку был проведен расчет коэффициента скоростной чувствительности и энергии активации сверхпластичности (СП) (рисунок 1).

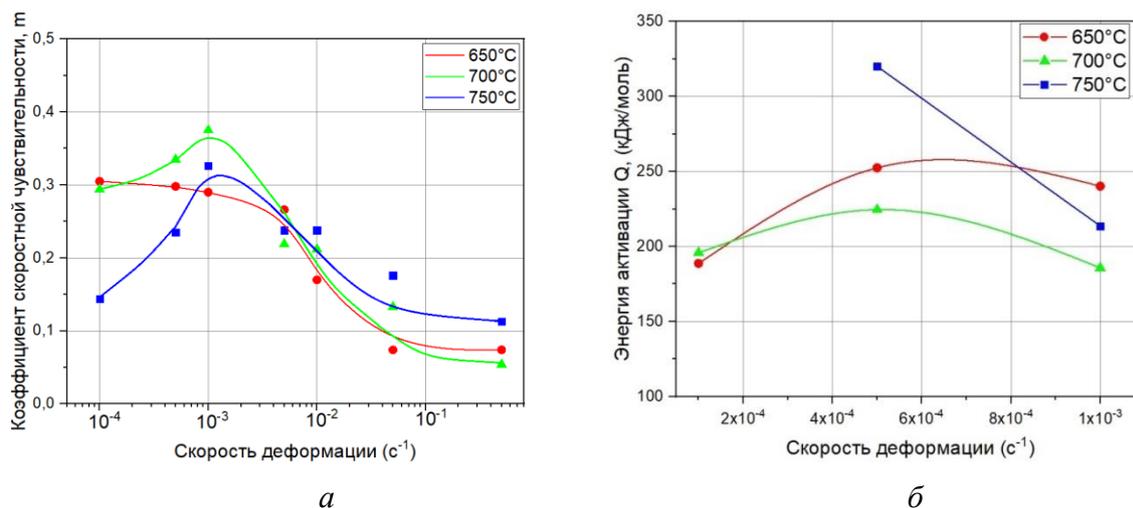


Рис. 1. Зависимость коэффициента скоростной чувствительности от скорости деформации (а), расчетные значения энергии активации сверхпластичности (б)

По результатам расчета коэффициента скоростной чувствительности наличие эффекта сверхпластичности наблюдается в диапазоне скоростей деформации $1 \times 10^{-4} - 1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Результаты расчета энергии активации показали, что СП проявляется при значениях близких к 200 кДж/моль. СП проявляется при температуре 650 °С и скорости деформации $1 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ и при температуре 700 °С и скоростях деформации 1×10^{-3} и $1 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. При температуре 750 °С и скорости деформации $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ активно протекает рекристаллизация.

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-10167, <https://rscf.ru/project/21-79-10167/>.

Список литературы

1. V.N. Moiseyev / Titanium Alloys Russian Aircraft and aerospace applications, 2006
2. Structural and mechanical properties of nanocrystalline titanium processed by severe deformation processing / A. A. Popov, I. Yu. Pyshmintsev, S. L. Demakov et al. // Scripta Mater. – 1997. – № 37. – P.1089-1094
3. Dyakonov, G.S.; Raab, G.I.; Pesin, M.V.; Polyakov, A.V.; Semenova, I.P.; Valiev, R.Z. Superplastic-Like Behavior and Enhanced Strength of a Two-Phase Titanium Alloy with Ultrafine Grains. Adv. Eng. Mater. 2022, 24, 2101592.
4. Zherebtsov, S.V.; Kudryavtsev, E.A.; Salishchev, G.A.; Straumal, B.B.; Semiatin, S.L. Microstructure Evolution and Mechanical Behavior of Ultrafine Ti 6Al 4V during Low-Temperature Superplastic Deformation. Acta Mater. 2016, 121, 152–163.

ВЛИЯНИЕ ТЕКСТУРЫ НА ИНТЕРВАЛ ХРУПКО-ВЯЗКОГО ПЕРЕХОДА УМЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Модина Ю.М., Стоцкий А.Г., Дьяконов Г.С., Семенова И.П.

*Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия
modina_yulia@mail.ru*

Формирование ультрамелкозернистых (УМЗ) состояний в металлах и сплавах методами интенсивной пластической деформации (ИПД) существенно влияет на особенности микроструктуры, от которых, в свою очередь, зависят свойства УМЗ материалов. Например, текстурированный материал вызывает сильную анизотропию механических свойств [1]. В работе [2] было отмечено, что анизотропия ударной вязкости проявляется только в области температуры хрупко-вязкого перехода. Поэтому необходимо особое внимание изучения влияния структурных и текстурных эффектов на интервал вязко-хрупкого перехода и механизмы разрушения в УМЗ двухфазных титановых сплавах.

Проанализировав кривую изменения КСВ от температуры испытаний для титанового сплава ВТ6 (рис.1), можно отметить, что интервал хрупко-вязкого перехода после РКУП составил от (T_H) 100 до (T_B) 600 °С, где T_H и T_B это нижний и верхний пределы хладноломкости, соответственно, а температурой хрупко-вязкого перехода ($T_{ХР}$) можно считать 350 °С; после РКУП+осадки в направлении №1 – от 50 до 500 °С, $T_{ХР} = 275$ °С, а в направлении испытаний №2 – от 50 до 370 °С, $T_{ХР} = 210$ °С.

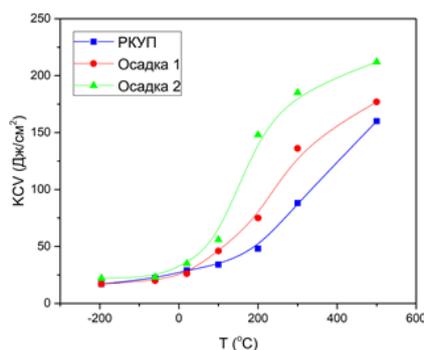


Рис. 1. Температурная зависимость поглощенной энергии КСВ сплава УМЗ сплава ВТ6

Таким образом, проведение дополнительной деформационно-термической обработки снижает температуру хрупко-вязкого перехода УМЗ сплава ВТ6, что повышает температурный запас вязкости конструкционного материала и снижает риск катастрофического разрушения изделия. Однако, стоит отметить, что в УМЗ сплаве ВТ6 после РКУП+осадка проявляется текстурный эффект, который влияет на анизотропию разрушения в зависимости от направления испытаний в образце, а также на смещение интервалов хрупко-вязкого перехода и температуры хладноломкости ($T_{ХР}$).

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-10167, <https://rscf.ru/project/21-79-10167/>.

Список литературы

1. V.D. Sitdikov, I.V. Alexandrov, M.M. Ganiev, E.I. Fakhretdinova, G.I. Raab Effect of temperature on the evolution of structure, crystallographic texture and the anisotropy of strength properties in the Ti grade 4 alloy during continuous ECAP. – 2015. – V. 41. – P. 44-51.
2. Гервасьев, А.М. Влияние микроструктуры и текстуры на трещиностойкость высокопрочных сталей для магистральных газопроводов нового поколения [Текст]: автореф. дис. на соиск. учен. степ. канд. техн. наук (05.16.01) / Гервасьев Алексей Михайлович; ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина». – г. Екатеринбург, 2011. – 24 с.

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В ТРЕХМЕРНЫХ НЕУПОРЯДОЧЕННЫХ МОДЕЛЯХ ПОТТСА

Муртазаев А.К.¹, Бабаев А.Б.^{1,2}

¹Институт физики им. Х.И. Амирханова ДФИЦ РАН, Махачкала, Россия

²Дагестанский государственный педагогический университет, Махачкала, Россия
akai2005@mail.ru

Изучение влияния различных дефектов структуры, содержащихся в твердом теле в виде примесей или в виде дислокаций на фазовые переходы (ФП) и критические явления (КЯ) представляет большой теоретический и экспериментальный интерес [1]. Это связано с тем, что большинство реальных твердых тел всегда содержит примеси и другие дефекты структуры, присутствие которых влияет на их физические свойства и, в частности, может существенно влиять на поведение систем при ФП. По этой причине существует серьезная необходимость знать закономерности влияния дефектов на те или иные свойства твердых тел. Без предварительных теоретических и экспериментальных исследований, ни один материал не может быть использован для практических целей. Поэтому в последнее время усилия многих исследователей были направлены на то, чтобы понять, как дефекты структуры влияют на поведение различных систем при ФП.

В связи с этим целью настоящей работы является исследование на основе одно-кластерного алгоритма Вольфа метода Монте-Карло (МК) влияния беспорядка, реализованного в виде замороженных немагнитных примесей на ФП в трехмерных системах, для которых в однородном неразбавленном состоянии наблюдается ФП первого рода. Для этого рассматривались трехмерные ферромагнитные (ФМ) модели Поттса с числом состояний спина $q=3$, $q=4$ и $q=5$ на простой кубической решетке.

Гамильтониан спиновой системы описываемой моделью Поттса с числом состояний спина q имеет следующий вид [2]:

$$H = -\frac{1}{2}J \sum_{i,j} \rho_i \rho_j \delta(S_i, S_j), S_i = P_1, P_2, P_3, \dots, P_q, \quad (1)$$

J – параметр обменного ферро- ($J>0$) взаимодействия, $\rho_i=1$, если узел i занят магнитным атомом, и $\rho_i=0$ если в i узле немагнитная примесь, P_q – обозначение состояний спина S_i . Расчеты проводились для систем с периодическими граничными условиями при концентрациях спинов $p=1.00; 0.90; 0.80; 0.70; 0.65$. Исследовались системы с линейными размерами $L \times L \times L = N$, $L=20 \div 120$. Анализ рода ФП проводился с применением метода гистограммного анализа данных. Методика определения температуры ФП методом кумулянтов Биндера и особенности гистограммного анализа данных рассмотрена в работах [3,4].

Полученные данные свидетельствуют о том, что замороженный беспорядок, реализованный в виде немагнитных примесей в ФМ моделях Поттса на простой кубической решетке может привести к ФП второго рода. Для этих моделей исследовано критическое поведение в зависимости от степени разбавления. Численно установлено независимость отношения критических индексов β/ν и γ/ν при изменении концентрации немагнитных примесей c в широком интервале разбавления, где $c=1-p$. Для выяснения причины смены ФП первого рода на ФП второго рода анализировались магнитные конфигурации в зависимости от немагнитного беспорядка. Установлено, что немагнитный беспорядок препятствует сосуществованию различных фаз характерных для ФП первого рода в трикритической точке.

Список литературы

1. Vasilyev O., Berche B., Dudka M., Holovatch Yu., Phys. Rev. E, **92**, 042118 (2015).
2. Wu F.Y., Exactly Solved Models: A Journey in Statistical Mechanics, World Scientific (2009).
3. Murtazaev A.K., Babaev A.B., Materials Letters, **238**, 321 (2019).
4. Бабаев А.Б., Муртазаев А.К. Физика твердого тела, **65**, 636 (2023).

ТЕОРИЯ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ: НОВЫЙ ВЗГЛЯД НА СТАРЫЕ МОДЕЛИ

Назаров А.А.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
aanazarov@imsp.ru*

Структурная сверхпластичность, заключающаяся в способности мелкозернистых сплавов при определенных скоростях деформации и температурах деформироваться растяжением на тысячи процентов, давно стала промышленной технологией, позволяющей изготавливать широкий спектр деталей и конструкций из промышленных сплавов, в особенности для авиационной и космической техники [1]. Вместе с тем, вопросы теоретического описания сверхпластического течения до сих пор будоражат исследователей. Начиная с работы Эвери и Бэкофена [2], были предложены десятки моделей, описывающих зависимость напряжения течения от размера зерен, скорости деформации и температуры. В этих моделях главным образом в качестве основного механизма, в соответствии с данными экспериментов, принимается зернограничное проскальзывание (ЗГП), а в качестве механизма, аккомодирующего несовместности деформации, возникающие при действии ЗГП, принимается диффузия или генерация дислокаций (решеточных или зернограничных). При этом практически все модели стремятся получить «красивую» зависимость типа $\dot{\epsilon} \propto \sigma^2/d^2$, то есть, коэффициент скоростной чувствительности напряжения течения $m = \partial \ln \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon}$, в точности равный 0.5, поскольку эксперименты показывают близкие (но не равные в точности) к этому значения. В научной литературе даже наших дней при анализе своих данных многие исследователи по собственным предпочтениям ссылаются на некоторые старые модели, в основе которых лежат физически неправомерные предположения.

В докладе будет проведен анализ наиболее часто цитируемых в западной литературе моделей Бола и Хатчинсона [3], Муерджи [4] и Гифкинса [5], в которых рассмотрена аккомодация ЗГП испусканием границами и стыками зерен дислокаций и получено соотношение $\dot{\epsilon} \propto \sigma^2/d^2$. Будет показано, что в расчетах указанных работ содержится принципиальная ошибка, заключающаяся в том, что при расчете напряжения, действующего на дислокации, испускаемые скоплением зернограничных дислокаций (ЗГД), вместо выражения для напряжения, создаваемого скоплением, подставляется напряжение, действующее на головную дислокацию скопления, и это качественно меняет результат.

Проведен уточненный анализ аккомодационных процессов при сверхпластическом течении - аккомодации внутриверного дислокационного скольжения путем переползания внесенных ЗГД в границах зерен и аккомодации ЗГП путем расщепления ЗГД в тройных стыках зерен и показано, что во всех случаях кинетика деформации описывается зависимостью вида

$$\dot{\epsilon} = A_1 \frac{GV_a \delta D_b \sigma}{kT d^3 G}, \quad (1)$$

где G – модуль сдвига, V_a – атомный объем, δD_b – коэффициент зернограничной диффузии, умноженный на диффузионную ширину границ зерен, σ – напряжение, d – размер зерен, k – коэффициент Больцмана, T – температура и A_1 – численный коэффициент, примерно равный 300. Это соотношение качественно совпадает с зависимостью для диффузионной ползучести Кобла, но имеет примерно в шесть раз больший коэффициент A_1 .

Таким образом, не только при диффузионной аккомодации ЗГП, но и при аккомодации испусканием решеточных или зернограничных дислокаций, кинетика

сверхпластической деформации идеального поликристалла с зернами одинакового размера будет описываться выражением вида (1), в котором коэффициент скоростной чувствительности равен единице.

Наблюдаемый в экспериментах сигмоидальный характер зависимости скорости деформации от напряжения при этом объясняется следующими двумя факторами, характерными для реальных поликристаллов: наличием порогового напряжения σ_0 и распределением зерен по размерам, благодаря которому деформация части зерен, имеющих малые размеры, описывается выражением (1), а крупные зерна деформируются по механизму дислокационной ползучести, для которого $\dot{\epsilon} = A_3 \sigma^n$. В итоге, общее выражение, описывающее сигмоидальную кривую (Рис. 1), приобретает вид

$$\sigma = \sigma_0 + K_1 \dot{\epsilon} + K_3 \dot{\epsilon}^{m_3} \approx K_2 \dot{\epsilon}^{m_2}, \quad (2)$$

где $0 < m_2 < 1$.

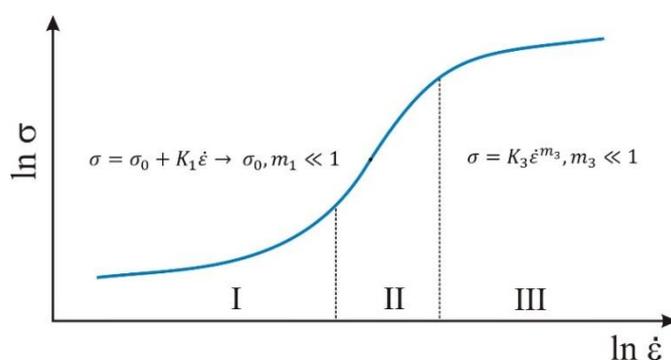


Рис. 1. Три области кривой сверхпластичности (сигмоидальная кривая)

В области I при уменьшении скорости деформации напряжение стремится к пороговому напряжению, которое обусловлено эффектами, тормозящими решеточные дислокации и зернограничное проскальзывание (напряжение Пайерлса, торможение на примесных атомах и т.д.), и наклон кривой уменьшается, соответственно, параметр m стремится к нулю. При увеличении скорости деформации в области III основным механизмом становится дислокационное скольжение в зернах, как при обычной высокотемпературной деформации, и в этом случае параметр m становится значительно меньше 0.5. В области II m имеет промежуточные между 0 и 1 значения, не обязательно равные 0.5. Его значение будет зависеть от факторов, характеризующих материал, как, например, его чистота, влияющая на пороговое напряжение, дисперсия распределения размеров зерен, которые зависят от способа получения и предварительной обработки материала. Этим объясняется отличие коэффициента скоростной чувствительности от точного значения 0.5 и его отличия не только для разных сплавов, но и для одного и того же сплава в разных экспериментах.

Список литературы

1. Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: Эксперимент, теория, технологии / под ред. Р.Р. Мулюкова, Р.М. Имаева, А.А. Назарова, В.М. Имаева, М.Ф. Имаева. - М.: Наука, 2014. - 284 с.
2. Ball M., Hutchinson M.M. // Met. Sci. J. 1969. V. 3. P. 1-7.
3. Mukherjee A.K. // Mater. Sci. Eng. 1971. V. 8. P. 83-89.
4. Gifkins R.C. // Metall. Trans. A. 1976. V. 7. No. 8. P. 1225-1232.
5. Avery D.M., Backofen W.A. // Transaction of the ASM. 1965. V. 58. P. 551-562.

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЛАТУНИ НА ФОРМИРОВАНИЕ БЛАГОПРИЯТНОЙ ДЛЯ ЕЕ ДАЛЬНЕЙШЕЙ ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ

Найзабеков А.Б.¹, Волокитина И.Е.¹, Арбуз А.С.², Уткин Н.Е.¹

¹Рудненский индустриальный институт, Рудный, Казахстан

²Назарбаев Университет, Астана, Казахстан

kolya.utkin03@gmail.com

Одной из основных задач термической обработки является получение оптимальной зеренной структуры сплавов с ультрамелким зерном, позволяющей избежать многих пороков сплавов, обусловленных ее зернограничным строением. В связи с этим разработка режимов термической обработки сплавов, обеспечивающих значительное измельчение зерна и связанное с этим существенное повышение пластичности и вязкости, а также снижение чувствительности к обратимой хрупкости, весьма актуальна и имеет большое практическое значение. Но на сегодняшний день повышение механических характеристик металлических сплавов путем применения традиционных видов термической обработки подробно изучены и практически исчерпаны. Дальнейший прогресс в решении этой задачи, может быть, достигнут путем применения перспективных способов термомеханических обработок металлов и сплавов, включающих различные режимы термической обработки (ТО) и различные способы обработки данных металлов и сплавов давлением. И в первую очередь уделяется внимание различным способам обработки металлов давлением, позволяющим реализовывать во всем объеме металла интенсивную пластическую деформацию. Одним из таких способов является радиально-сдвиговая прокатка (РСП).

Известно, что как технологические, так и эксплуатационные свойства медных сплавов можно значительно улучшить применением процессов термической обработки, приводящей к измельчению и трансформации структуры. И одним из перспективных процессов, позволяющим получить регламентированную микрокристаллическую структуру является предварительная термическая обработка. При этом при разработке технологии предварительной термической обработки меди и ее сплавов приходится учитывать две их особенности: высокую теплопроводность и активное взаимодействие с газами при нагреве.

Целью данной работы является исследование эволюцию микроструктуры латуни Л63 при различных режимах предварительной термической обработки.

Материалом исследования являются латуни марки Л63, как одна из самых ходовых латуней, в виду большого содержания цинка, хороших механических показателей и низкой стоимости. В ходе компьютерного моделирования эволюции микроструктуры латуни Л63 при различных режимах ПТО в программе Deform уже были определены оптимальные параметры для проведения лабораторного эксперимента по предварительной термической обработки заготовок перед радиально-сдвиговой прокаткой [1]. Но поскольку при моделировании латуни в базе материалов Deform отсутствуют какие-либо сведения о процессах фазовых превращений и выделения фаз, которые могут являться хрупкими, то для определения ПТО латуни марки Л63 было решено провести лабораторный эксперимент. На основании диаграммы состояния Cu-Zn были выбраны следующие ПТО: отжиг при температуре 500⁰С; отжиг при температуре 800⁰С; закалка при температуре 400⁰С; закалка при температуре 500⁰С; закалка при температуре 800⁰С.

Выбор температур нагрева под закалку был обусловлен желанием получить разный фазовый состав сплава. Первая температура 400⁰С, что немного выше температуры упорядочения β-фазы, но при быстром нагреве можно ожидать растворение частиц

хрупкой и твердой упорядоченной β' -фазы и образование небольшого количества пластичной β -фазы в нагретом состоянии. Нагрев до 500°C позволит получить в нагретом состоянии двухфазную структуру ($\alpha+\beta$) с достаточно большим количеством β -фазы. При температуре нагрева 800°C следует ожидать получения в нагретом состоянии однофазной структуры, которая состоит из кристаллов β -фазы. Время выдержки выбиралось из учета того, что для равномерного прогрева образца по всему сечению, необходимо 1 минута на 1 мм сечения.

Как известно из диаграммы состояния Cu-Zn структура латуни состоит из α или $\alpha + \beta'$ фаз, где α -фаза – твёрдый раствор замещения цинка в меди, имеющий решетку ГЦК, высокую пластичность, низкие значения прочности и твёрдости; β' -фаза – упорядоченный твёрдый раствор на базе интерметаллида CuZn с кристаллической решеткой ОЦК. Эта фаза характеризуется более высокой твёрдостью, чем α -фаза, и хрупкостью.

Анализ микроструктуры латуни марки Л63, полученной после отжига и закалок от различных температур показал, что медленное охлаждение при отжиге обеспечивает максимальный переход β -фазы в α -фазу. Но увеличение температуры отжига до 800°C приводит к росту зерна. Так при температуре 500°C получено зерно размером 40 мкм, а при температуре 800°C – 60 мкм. После закалки от 400°C получили преимущественно однофазную структуру с некоторым количеством β -фазы, которая характеризуется разнотернистостью, обусловленной формированием по границам зерен α -фазы зоны очень мелких зерен этой фазы и включений β -фазы. Закалка от 500°C за счет быстрого охлаждения обеспечила получение однородной структуры мартенситного типа из кристаллов α -фазы и остатков β -фазы. Кристаллы α -фазы имеют форму пластинок, на границах этих кристаллов наблюдаются остатки β -фазы (темные участки). При закалке от 800°C наблюдается структура, состоящая из остатков исходной α -фазы и участков двухфазной структуры, которая включает кристаллы метастабильной β -фазы с дисперсными выделениями α -фазы в середине этих участков. Так как травитель окрашивает β -фазу в темный цвет, видно, насколько возрастает количество β -фазы.

После проведения термической обработки были выполнены измерения микротвердости полученных образцов. Микротвердость латунных образцов после отжига составила 560 МПа при температуре 500°C и 485 при температуре 800°C . После закалки от 400°C твердость сплава составила 960 МПа. Закалка от 500°C обеспечила получение твердости на уровне 1100 МПа. Закалка от 800°C с помощью быстрого охлаждения обеспечила получение за счет повышенного выделения β -фазы повышение показателей твердости до 1120 МПа.

Вывод: Так как β -фаза охрупчивает латуновый сплав, то она является нежелательной для дальнейшего деформирования образцов. Поэтому наиболее подходящей ПТО для латуни марки Л63 является отжиг. С целью энергосбережения и получения более мелкозернистой структуры после деформирования методом радиально-сдвиговой прокатки в качестве ПТО для латуни выбран отжиг при температуре 500°C .

Благодарности

Данное исследование финансировалось Комитетом науки Министерства науки и высшего образования Республики Казахстан (Грант № AP14869128).

Список литературы

1. Найзабеков А.Б., Лежнев С.Н., Волокитина И.Е., Панин Е.А., Волокитин А.В. Компьютерное моделирование процесса предварительной термической обработки медных и латунных сплавов.// Машиностроение: сетевой электронный научный журнал. 2023. Том 10, №1. – С. 36-41.

ЛОКАЛИЗОВАННЫЕ ДИСКРЕТНЫЕ БРИЗЕРЫ

Наумов Е.К.^{1,2}, Дмитриев С.В.^{1,2}

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук,
Уфа, Россия*

²*Институт физики молекул и кристаллов, Уфимский федеральный исследовательский
центр РАН, Уфа, Россия
naumovek@kristallcom.ru*

Интерес к нелинейным колебаниям решетки возрос в последние десятилетия из-за того, что кристаллические материалы подвергаются высокоамплитудным воздействиям во многих сферах деятельности человека. Один из эффектов нелинейности в дискретных периодических структурах заключается в возможности существования локализованных в пространстве колебаний большой амплитуды, называемых дискретными бризерами (или собственные локализованные моды). Изучение и описание таких бризеров в одномерной четырехугольной кристаллической решетке, полученных при помощи локализованной функции, является предметом представленной статьи.

В ходе исследования было получено две однокомпонентные моды квадратной кристаллической решетки, с частотой колебания выше фононного спектра. Из этих двух мод было образовано одиннадцать возможных локализованных ДБ.

Мы подчеркиваем, что начальные условия, используемые для возбуждения ДБ, не дают точных пространственно локализованных решений, но позволяют получать долгоживущие квазibriзеры. Часть энергии, первоначально переданной в локализованную колебательную моду, излучается, и после переходного периода, колебания стабилизируются. Параметры функции локализации выбираются таким образом, чтобы энергия, выделяемая во время стабилизации квазидышащей модели, была минимальной. Такая квазидышащая модель является прототипом исследуемого локализованного дискретного бризера.

На основе полученных графиков зависимости амплитуды колебания одного из атомов бризера в четырехугольной решетке от времени можно сделать выводы, что описанные бризеры устойчивы, т.к. с течением расчетного времени амплитуда колебания атома в идеальной кристаллической решетке не меняется.

Так же в ходе расчета был выявлен движущийся дискретный бризер. Его особенностью является свойство его движения по кристаллической решетке. Такое движение атома может быть возбуждено при помощи воздействия определенных сил на атомы решетки. Результатом такого возбуждения является дискретный бризер, который не просто локализован в одной точке, а движется в строго определенном направлении в пространстве.

Начались работы по изучению передачи энергии двумерному кристаллу при локальном воздействии на него на частоте вне фононного спектра. Показана возможность передачи энергии кристаллу посредством возбуждения дискретных бризеров.

Список литературы

1. Dolgov, A.S.: On localization of oscillations in nonlinear crystal structure. Sov. Phys. Solid State 28, 907 (1986).
2. Sievers, A.J., Takeno, S.: Intrinsic localized modes in anharmonic crystals. Phys. Rev. Lett. 61, 970 (1988).
3. Page, J.B.: Asymptotic solutions for localized vibrational modes in strongly anharmonic periodic systems. Phys. Rev. B 41, 7835 (1990).

ПОИСК ЭФФЕКТИВНЫХ РЕЖИМОВ АНОДНЫХ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННЫХ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ И ПОЛИРОВАНИЯ СТАЛИ 20 В КАРБАМИДНО-ХЛОРИДНОМ ЭЛЕКТРОЛИТЕ

Наумов И.М.¹, Носова М.А.¹, Маркина Л.М.¹, Сокова Е.В.¹, Гапонов В.А.²

¹*Костромской государственной университет, Кострома, Россия*

²*Московский государственный технологический университет «СТАНКИН»,
Москва, Россия
naumov993@gmail.com*

Данная работа посвящена изучению особенностей и эффективности комплексной обработки образцов из стали 20, включающей анодные электролитно-плазменную нитроцементацию и полирование (ЭПП) в одном и тоже растворе электролита температурой $22\pm 2^\circ\text{C}$.

Обработке подвергались цилиндрические образцы высотой 15 мм и диаметром 11 мм в электролите, содержащем 10% (масс.) хлорида аммония и 15% (масс.) карбамида. Нитроцементацию проводили в течение 5 минут при температуре 850°C , а последующее ЭПП – в течение 1 минуты при напряжениях 275–450 В. Расход электролита при нитроцементации составлял 2,5 л/мин, а при ЭПП – 1,0 л/мин.

Выявлено, что ЭПП нитроцементованной стали эффективно при напряжениях 275–300 В. В этих условиях после комплексной обработки R_a шероховатость снижается до $0,2\pm 0,01$, что 1,25 раза меньше, чем у нитроцементованной поверхности (табл. 1). В тоже время R_z шероховатость снижается до $1,00\pm 0,20$ мкм, что 1,6 раза ниже, чем у образцов из стали после диффузионного насыщения. Комплексная обработка позволяет равномерно удалить наружный оксидный слой с поверхности материала, сформированный в результате высокотемпературного окисления при нитроцементации. Комбинирование анодных электролитно-плазменных нитроцементации и полирования позволяет в 5 раз уменьшить шероховатость стали 20 по сравнению с необработанным материалом.

Изучение морфологии поверхности стали 20 после нитроцементации и последующего ЭПП позволило определить динамику съема наружного оксидного слоя с поверхности образцов и разницу в структуре оксидного покрытия. Вероятно, при напряжениях ЭПП 275–300 В интенсивность электрохимического окисления достаточно высокая, что вместе с анодным растворением благоприятствует выравниванию поверхностного рельефа и R_a и R_z шероховатость поверхности снижается. С ростом напряжения полирования от 325 до 450 В наблюдается селективное растворение и оксидирование участков поверхности. В этом случае, после ЭПП нитроцементованной стали шероховатость поверхности увеличивается.

Изучение распределения микротвердости в поверхностном слое стальных образцов показало, что нитроцементацией при 850°C и закалкой в конце обработки микротвердость материала может быть увеличена до 1250 ± 10 HV (рис. 1), что в 8,3 раза превышает микротвердость необработанного материала. Толщина упрочненной зоны после химико-термического насыщения составляет около 100 мкм. Обнаружено, что последующее анодное полирование при напряжениях 275–425 В в целом снижает максимальную микротвердость и толщину упрочненного слоя. С ростом напряжения полирования от 275 до 325 В максимальная микротвердость модифицированного слоя изменяется от 720 ± 5 HV до 900 ± 5 HV. При дальнейшем увеличении напряжения ЭПП до 425 В микротвердость слоя уменьшается до значений, которые характерны для ненасыщенной стали 20 после закалки.

Трибологические испытания образцов из стали 20 показали, что коэффициент трения и убыль массы при трении нитроцементованных образцов могут быть уменьшены последующим анодным полированием при напряжениях 300–325 В и 375–400 В (рис. 2). Минимальный коэффициент трения 0,285 достигается после полирования при 375 В и в 1,5 раза ниже, чем у образцов, насыщенных азотом и углеродом. Убыль массы при трении образцов после комплексной обработки коррелирует со значениями коэффициента трения. После полирования при 375 В убыль массы при трении нитроцементованных образцов

наименьшая и составляет 1,7 мг. В целом, комплексной обработкой износостойкость стали 20 может быть повышена в 7 раз, а нитроцементацией без ЭПП – в 5,6 раза.

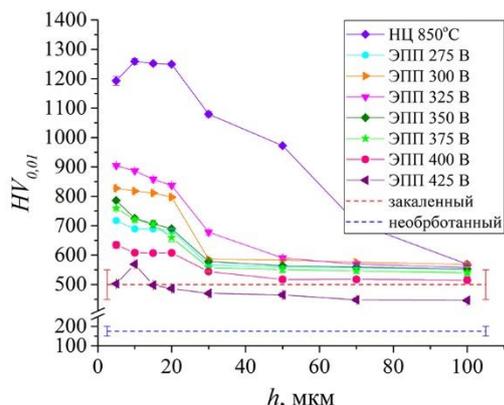


Рис. 1. Распределение микротвердости в поверхностном слое стали 20 после нитроцементации при 850°C в течение 5 минут, закалки и последующего электролитно-плазменного полирования в течение 1 минуты при различных напряжениях в электролите температурой 22±2°C, содержащем 10% (масс.) хлорида аммония и 15% (масс.) карбамида

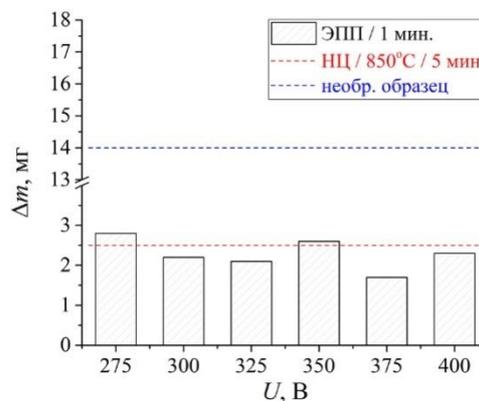


Рис. 2. Убыль массы при трении образцов из стали 20 после АЭПНЦ при 850°C в течение 5 минут, закалки и последующего ЭПП в течение 1 минуты при различных напряжениях в электролите температурой 22±2°C, содержащем 10% (масс.) хлорида аммония и 15% (масс.) карбамида

Таблица 1

Состав эл-та, % масс.	$T_{эл-та}$, °C	$T_{ЭПНЦ}$, °C	$v_{ЭПА}$, л/мин	$U_{ЭПП}$, В	$v_{ЭПП}$, л/мин	R_a , мкм	R_z , мкм	\square	$\square \Delta m$, мг
NH ₄ Cl – 10 (NH ₂) ₂ CO – 15	22±2	850	2,5	-	-	0,25±0,07	1,62±0,25	0,438	2,5
				275	1,0	0,19±0,04	1,06±0,21	0,442	2,8
				300		0,21±0,02	1,14±0,11	0,397	2,2
				325		0,43±0,07	2,33±0,68	0,311	2,1
				350		0,32±0,08	1,90±0,31	0,461	2,6
				375		0,30±0,04	2,02±0,25	0,285	1,7
				400		0,23±0,02	1,47±0,21	0,369	2,3
Необработанная сталь 20						1,0±0,10	7,0±0,50	0,694	14,0

Значения R_a и R_z шероховатости поверхности, коэффициента трения μ и убыли массы Δm при трении стали 20 после АЭПНЦ при 850°C в течение 5 минут, закалки и последующего ЭПП в течение 1 минуты при различных напряжениях в электролите температурой 22±2°C, содержащем 5% (масс.) хлорида аммония и 5% (масс.) аммиака. Условия сухого трения: контртело закаленная сталь ХВГ, нагрузка 10 Н, скорость скольжения 1,555 м/с, путь трения 1000 м.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА КОМБИНИРОВАННОЙ АСИММЕТРИЧНОЙ И СИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 КАК СПОСОБА УЛУЧШЕНИЯ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ЛЕНТЫ

Носов Л.В.¹, Песин А.М.¹, Пустовойтов Д.О.¹, Песин И.А.¹

¹Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,
Магнитогорск, Россия
nosov.leopold@yandex.ru

Алюминий является востребованным материалом в различных отраслях промышленности благодаря своим свойствам и широкой доступности.

При деформировании в холодном состоянии заготовки из алюминиевых сплавов металл быстро упрочняется и теряет пластичность. Для дальнейшего деформирования требуется проведение термообработки.

Холодная асимметричная прокатка при определенных скоростных режимах позволяет не только увеличить технологическую пластичность обрабатываемого металла, но и также увеличить относительное удлинение получаемой ленты. В таких случаях не возникает такого явления, как наклеп металла и следовательно появляется возможность существенно увеличить обжатия обрабатываемого металла [1].

В работе выполнено исследование возможности деформирования алюминиевого сплава Д16 с обжатием до 98% без применения отжигов. Это исследование проводилось в Лаборатории механики градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева, имеющей в своём составе уникальный прокатный стан 400. Результаты могут быть использованы для разработки рациональных режимов комбинированной асимметричной и симметричной прокатки [2].

В таблице 1 представлен рациональный режим комбинированной асимметричной и симметричной прокатки:

Таблица 1. Механические свойства исходного образца и образца после первого асимметричного прохода

Наименование	Временное сопротивление, Н/мм ²	Предел текучести, Н/мм ²	Относительное удлинение после разрыва, %
Исходный образец	192	141	6.2
Д16 V2V10 (после первого асимметричного прохода)	283	245	11.9

Анализ механических свойств исходного и прокатанного по режиму асимметричной прокатки образцов показал, что после 89% обжатия относительное удлинение образца после разрыва (его пластичность) не только не уменьшилось, как это происходит при классической симметричной прокатке, но и увеличилось практически в 2 раза. Было получено уникальное свойство: высокие прочность и пластичность.

Однако, целью работы было достигнуть общей суммарной деформации равной 98%, но после первого асимметричного прохода деформация составила 89%. В связи с этим было принято решение провести еще 11 симметричных прокаток с тем, чтобы достигнуть требуемого суммарного обжатия в 98%. Следует отметить, что металл с толщины 6мм был прокатан до толщины 0,11мм без дефектов и без термической обработки.

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-30015 (соглашение от 13.04.2023 года), <https://rscf.ru/project/23-79-30015/>

Список литературы

1. Pesin A.M. Scientific school of asymmetric rolling in Magnitogorsk / Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University. 2013. № 5 (45). С. 23-28.
2. Песин А.М., Пустовойтов Д.О., Барышников М.П., Бирюкова О.Д., Кожемякина А.Е., Носов Л.В., Грачев Д.В. Возможности стана 400 асимметричной прокатки и роботизированного комплекса Kuka 160 // Механическое оборудование металлургических заводов. 2021. № 1 (16). С. 9-13.

ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ БрБ-2, СОСТАРЕННОЙ В ПОСТОЯННОМ И ИМПУЛЬСНОМ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ

Осинская Ю.В., Емелин И.В.

*Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева, Самара, Россия
ojv76@mail.ru*

Хорошо известно, что искусственное старение закаленного сплава, в частности бериллиевой бронзы БрБ-2, приводит к существенному увеличению прочностных свойств сплава [1]. Также имеются предварительные данные о влиянии постоянного и импульсного магнитных полей на процесс фазообразования в медно-бериллиевых сплавах [2].

Для изучения процесса фазообразования в бериллиевой бронзе БрБ-2 выбраны следующие параметры термической обработки: температура старения 350 °С, времена старения: 0,17, 0,5, 1 и 2 ч. Процесс старения проводился в присутствии постоянного магнитного поля (ПМП) напряженностью 558,6 кА/м и в импульсном магнитном поле (ИМП) амплитудой напряженности 558,6 кА/м и частотой 2 Гц, а также в отсутствии таковых.

Анализ полученных результатов позволяет сделать следующие выводы:

1) Установлено, что наложение ПМП напряженностью 7 кЭ всегда приводит к возрастанию микротвердости бериллиевой бронзы БрБ-2 до 19 %, наблюдается отрицательный МПЭ.

2) Обнаружено, что наложение ИМП амплитудой напряженности 7 кЭ и частотой 2 Гц всегда приводит к уменьшению микротвердости бериллиевой бронзы БрБ-2 до 22 %, наблюдается положительный МПЭ.

3) Установлены оптимальные режимы термомагнитной обработки:

а) в ПМП – температура старения 350 °С, время старения 1 ч, напряженность магнитного поля 7 кЭ, при этом наблюдаются высокие прочностные свойства;

б) в ИМП – температура старения 350 °С, время старения 0,5 ч, амплитуда напряженности магнитного поля 7 кЭ, частота импульсов 2 Гц при этом наблюдаются высокие пластические свойства.

4) Методом рентгенофазового анализа обнаружено, что наложение ПМП приводит к активизации процесса фазообразования и увеличению искажений кристаллической решетки, в свою очередь ИМП затормаживает процесс старения.

5) Обнаруженный положительный и отрицательный МПЭ открывает возможность получения, из одного и того же сплава, детали с разным набором конструктивных свойств и характеристик для различных практических задач.

Список литературы

1. Чуистов К.В. Старение металлических сплавов. // Киев: Наукова думка. 1985. – 230 с.
2. Осинская Ю.В., Покоев А.В. Упрочнение бериллиевой бронзы БрБ-2 при старении в постоянном магнитном поле // Физика и химия обработки материалов. – 2003. – № 3, С. 12–17.

РЕНТГЕНОВСКОЕ И МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В СОСТАРЕННОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ АК9

Осинская Ю.В., Магамедова С.Г., Субботина Е.А.

*Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королёва, Самара, Россия
ojv76@mail.ru*

В настоящее время автомобильная и аэрокосмическая промышленность заинтересованы в легких металлических сплавах, которые обладают высокими конструкционными физико-механическими свойствами. Алюминиевые сплавы с высоким процентом кремния занимают первостепенное положение в соответствии с данными требованиями, обладая такими свойствами, как высокая удельная прочность, хорошая коррозионная стойкость, низкий коэффициент теплового расширения [1, 2].

Анализ результатов предыдущих исследований [3–5] стареющих металлических сплавов показал, что наложение постоянного и импульсного магнитных полей приводит к изменению микротвердости и пластичности, наблюдается магнитопластический эффект (МПЭ) [6]. Следовательно, целесообразным является использование магнитного поля для улучшения физико-механических свойств алюминиевого сплава АК9, что позволит, в случае достижения их высоких значений, предложить усовершенствованную технологию их обработки. В связи с этим, целью данной работы является комплексное экспериментальное исследование влияния импульсного магнитного поля (ИМП) амплитудой напряженности от 1 до 7 кЭ и частотой 2 Гц на микроструктуру, параметр решетки и процесс фазообразования в алюминиевом сплаве АК9, состаренном в течение 4 ч при температуре старения 175 °С.

Анализ экспериментальных данных позволяет сделать следующие выводы:

1. Металлографический анализ микроструктуры алюминиевого сплава АК9, состаренного при наложении ИМП, показал, что наблюдается изменение формы и уменьшение площади фазовых выделений чистого кремния в 1,3 раза по сравнению со старением без наложения поля. Увеличение амплитуды напряженности ИМП от 1 до 7 кЭ практически всегда приводит к уменьшению площади фазовых выделений чистого кремния.

2. Методом рентгенографического анализа установлено, что при наложении ИМП амплитудой напряженности от 1 до 7 кЭ на старение алюминиевого сплава АК9 наблюдается тенденция к увеличению параметра решетки сплава до 0,004 Å по сравнению со старением без поля. Стоит отметить (рис. 1), что с увеличением амплитуды напряженности ИМП ход графика параметра решетки практически не изменяется.

3. Рентгенофазовый анализ показал, что наложение ИМП на старение алюминиевого сплава АК9 приводит к увеличению интенсивности всех дифракционных линий до 17 раз, уменьшению их полуширины до 0,38°, что свидетельствует о формировании менее искаженной структуры сплава. Также, при всех режимах термомагнитной обработки наблюдается смещение всех линий в сторону меньших углов до 0,26° по сравнению со старением без поля, что обусловлено большими значениями параметра решетки сплава.

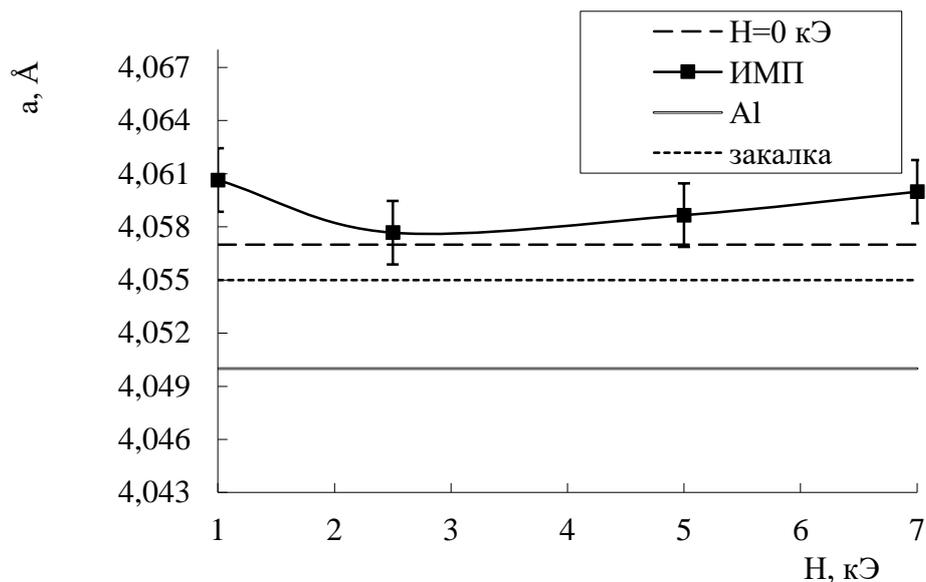


Рис. 1. Зависимость параметра решетки алюминиевого сплава АК9 от амплитуды напряженности импульсного магнитного поля

Список литературы

1. Справочник «Таблицы физических величин»: под редакцией Киконина И.К. – М.: АТОМИЗДАТ. – 1976. – 1008 с.
2. Фридляндер И.Н. Перспективные высокопрочные материалы на алюминиевой основе // *Металлов-е и терм. обработка мет-ов: науч.- техн. и произ. журнал*, №7, 2005. – С. 17–21.
3. Осинская Ю.В., Магомедова С.Г., Покоев А.В. // *Известия Российской академии наук* – 2021. – Т. 85. – №7 – С. 1025 – 1030.
4. Осинская Ю.В., Покоев А.В. // *Приложение к журналу. Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки*. – 2018. – Т. 23, № 123, Тамбов: ТГУ. – С. 484–487.
5. Осинская Ю.В., Покоев А.В., Дивинский С. и др. // *Известия РАН. Серия физическая*. — 2022. — Т. 86. № 11. — С. 1545-1552.
6. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В., Петржик Е.А. // *Кристаллография*. – 2003. – Т. 48. № 5. – С. 838–867.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СТАРЕНИЯ НА ПАРАМЕТРЫ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В СОСТАРЕННОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ АК9

Осинская Ю.В., Магамедова С.Г., Четверкин А.А.

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П.

Королёва, Самара, Россия

ojv76@mail.ru

В работах [1, 2] обнаружено, что физико-механические свойства и характеристики металлических сплавов, искусственно состаренных в постоянных и импульсных магнитных полях, существенно изменяются по сравнению со случаем старения без магнитного поля. Установлен магнитоэластический эффект (МЭЭ) [3, 4], проявляющийся в изменении пластических свойств металлических сплавов. В связи с этим, с целью проверки общности эффекта и получения улучшенных свойств металлических сплавов целесообразным является использование постоянного магнитного поля (ПМП) при термической обработке. В случае получения высоких значений конструктивных свойств становится возможной перспектива развития технологии термомагнитной обработки алюминиевых сплавов для получения требуемых физико-механических свойств. В связи с этим, целью данной работы является комплексное экспериментальное исследование влияния ПМП напряженностью 7 кЭ, времени отжига 4 ч и температуры старения от 120 до 200 °С на микроструктуру, фазовый состав, микротвёрдость, параметр решетки и параметры тонкой структуры состаренного алюминиевого сплава АК9.

Образцы из алюминиевого сплава АК9 после выдержки 2 ч и последующей закалки от 535 °С в воду отжигали при температурах от 120 до 200 °С длительностью 4 ч в ПМП напряженностью 7 кЭ и без него.

Анализ экспериментальных данных позволяет сделать следующие выводы:

- металлографический метод показал, что на поверхности металлографического шлифа наблюдается двухфазное состояние, соответствующее α -твердому раствору на основе алюминия и чистому кремнию. При наложении ПМП фазовые выделения чистого кремния становятся более вытянутыми и приобретают игольчатую форму, а их площадь уменьшается до 16 % по сравнению со случаем старения без наложения поля.

- методом измерения микротвёрдости установлен положительный МЭЭ (рис. 1), заключающийся в уменьшении микротвёрдости до 13 %, при этом пластические свойства сплава увеличиваются. Это можно объяснить тем, что при старении в ПМП структура алюминиевого сплава АК9 испытывает значительные изменения, становится более совершенной, однородной и менее искаженной как показали результаты рентгенофазового анализа, представленные ниже. Вследствие этого, движущиеся дислокации встречают на своем пути меньшее количество препятствий (фазы, границ зерен и т.д.), и сплав становится более пластичным.

- рентгенографический анализ показал, что рост температуры старения от 120 до 200 °С и наложение ПМП не оказывают существенного влияния на параметр кристаллической решетки сплава.

- методом аппроксимации обнаружено, что значения средних размеров блоков когерентного рассеяния при наложении ПМП всегда больше, чем в его отсутствие, а величина относительной микродеформации и плотность дислокаций меньше по сравнению со случаем без наложения магнитного поля, кроме того наблюдается корреляция между температурными зависимостями микротвёрдости и параметров тонкой структуры.

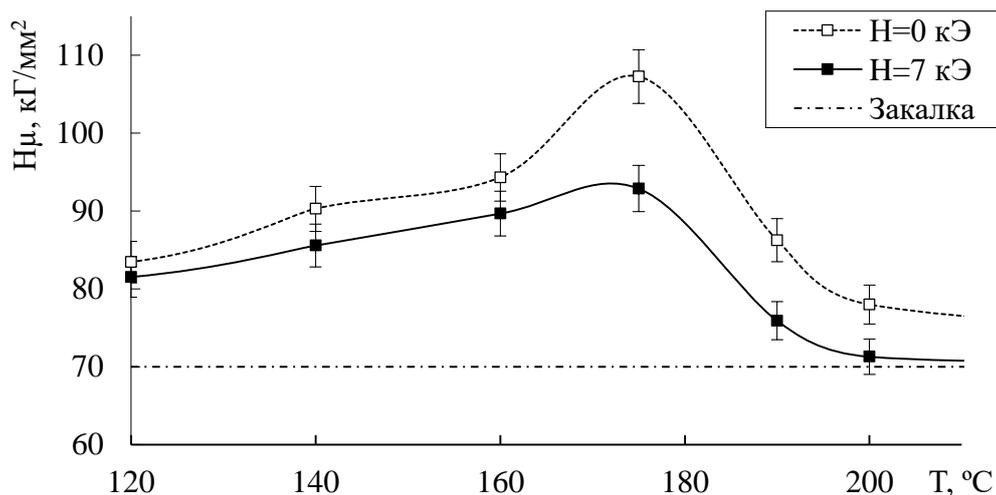


Рис. 1. Зависимость микротвердости алюминиевого сплава АК9 от температуры старения

- методом рентгенофазового анализа обнаружено, что наложение ПМП и увеличение температуры старения от 120 до 200 °C приводит к увеличению интенсивности всех наблюдаемых линий и уменьшению их полуширины, что свидетельствует о формировании более совершенной и однородной структуры сплава.

- результаты данной работы в совокупности с ранее полученными могут внести свой вклад для создания новых и развития существующих технологий термообработки сплава и прогнозирования его физико-механических свойств.

Список литературы

1. Осинская Ю.В., Покоев А.В., Магамедова С.Г. Влияние частоты импульсного магнитного поля на старение алюминиевого сплава Al – Si – Cu – Fe // Известия РАН. Серия физическая. – 2021. — Т. 85. № 7. – С. 1025–1030.
2. Осинская Ю.В., Покоев А.В., Дивинский С.В. и др. Магнитные свойства бериллиевой бронзы БрБ-2, состаренной в постоянном магнитном поле // Известия РАН. Серия физическая. – 2022. – Т. 86. Выпуск 11. № 11. – С. 1545–1552.
3. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В., Петржик Е.А. Магнитопластический эффект: основные свойства и физические механизмы // Кристаллография. – 2003. –Т. 48. № 5. – С. 838-867.
4. Моргунов Р. Б. Спиновая микромеханика в физике пластичности // Успехи физических наук. – 2004. – Т. 174. № 2. – С. 131-153.

МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ В95пч, СОСТАРЕННОМ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Осинская Ю.В., Макеев С.Р., Лебедев А.А.

*Самарский национальный исследовательский университет имени академика
С.П. Королёва, Самара, Россия
seregazd30@yandex.ru*

Технология искусственного старения является одним из наиболее распространенных методов трансформации свойств металлических сплавов, с помощью которого удастся в значительной мере повысить их конструкционные характеристики. В результате старения в кристаллической решетке сплава выделяются дисперсные кластеры, скорость роста которых зависит от внешних воздействий, в том числе от приложенного постоянного магнитного поля (ПМП). Установлено [1], что ПМП изменяет структуру, количество и размер упрочняющих фаз, которые в значительной мере тормозят движение дислокаций, что и определяет увеличение прочностных свойств сплавов, в частности, бериллиевой бронзы БрБ-2. Одной из причин влияния ПМП на микротвердость металлических сплавов является магнитное и структурное упорядочение, возникающее в сплаве [2]. В связи с этим, становится актуальным и практически важным выяснить влияние ПМП на свойства и структуру других цветных сплавов при старении, в частности, высокопрочного алюминиевого сплава В95пч. Целью данной работы является комплексное экспериментальное исследование влияния ПМП на величину магнитоэластического эффекта (МПЭ) и параметры тонкой структуры состаренного алюминиевого сплава В95пч.

Образцы одновременно закаляли в печи в атмосфере воздуха при температуре 470 ± 5 °С в течение 1 ч, затем охлаждали быстрым погружением в воду при температуре 20 ± 0.5 °С. Старение закаленных образцов проводили при температуре 140.0 ± 0.5 °С в вакуумной камере при давлении остаточных паров 10^{-3} Па, времени старения от 2 до 8 ч в ПМП напряженностью 557.0 ± 8.0 кА/м и без него.

Анализ экспериментальных данных позволяет сделать следующие выводы:

1. Наложение ПМП на старение сплава всегда приводит к увеличению микротвердости до 21 % (рис. 1). Наблюдается, так называемый, отрицательный магнитоэластический эффект (МПЭ) [3-5]. Кроме того, обнаружено, что ПМП не изменяет кинетики процесса старения исследуемого сплава. Увеличение микротвердости можно объяснить тем, что при наложении ПМП структура сплава становится более искаженной, как показали результаты рентгеновского анализа, приведенные ниже. Вследствие этого, движущиеся дислокации встречают на своем пути значительно большее количество стопоров (фазы, границ зерен и т.д.), и сплав становится более прочным.

2. Методом аппроксимации установлено, что значения средних размеров блоков когерентного рассеяния при наложении ПМП всегда меньше, чем в его отсутствие, а значения величин относительных микродеформаций и плотности дислокаций при наложении поля выше, чем значения, полученные без него. Это свидетельствует о том, что структура сплава при наложении ПМП на процесс старения становится более искаженной, чем в его отсутствие.

3. Результаты работы могут быть учтены при создании новых и развития существующих технологий термообработки алюминиевого сплава В95пч и прогнозирования его физико-механических свойств.

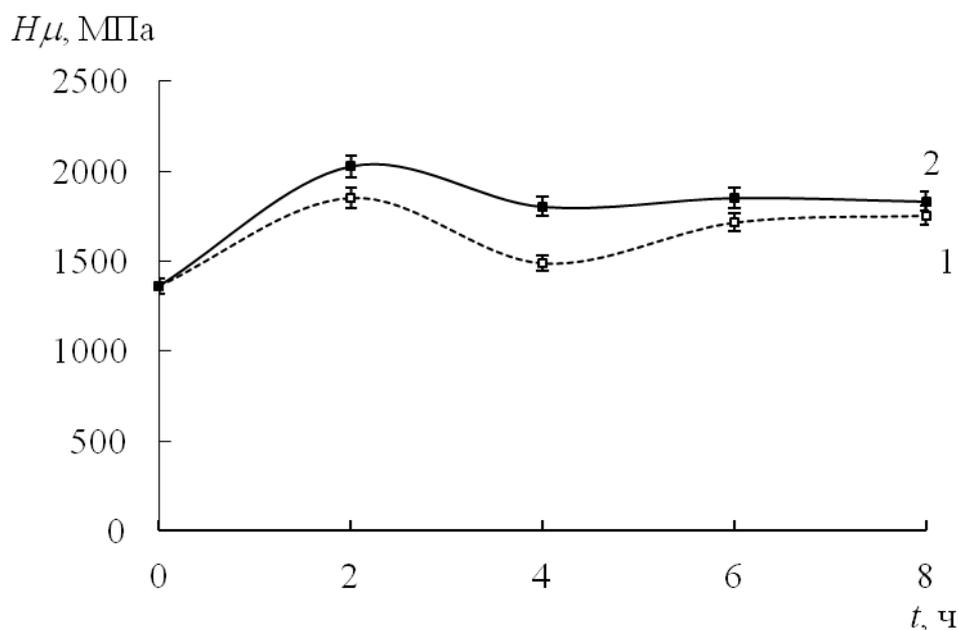


Рис. 1. Зависимость микротвердости алюминиевого сплава В95пч от времени старения (1 – старение без наложения ПМП, 2 - старение в ПМП напряженностью 557,0 кА/м.)

Список литературы

1. Осинская Ю.В., Покоев А.В., Пост Р., Вильде Г., Дивинский С.В. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2020. – №5. Москва: Наука. – С. 36–44.
2. Осинская Ю.В., Покоев А.В., Магамедова С.Г. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2023. – №3, Москва: Наука. – С. 105–112.
3. Молоцкий М.И. // Физика твердого тела. – 1991. – Т. 33. – № 10. – С. 3112-3114.
4. Головин Ю.И. // Физика твердого тела. – 2004. – Т. 46. – № 5. – С. 769-803.
5. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В. Петржик Е.А. // Кристаллография. – 2003. – Т. 48. – № 5. – С. 838-867.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СТАРЕНИЯ И МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЕ БрБ-2

Осинская Ю.В., Мигалин Н.В.

*Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева, Самара, Россия,
ojv76@mail.ru*

Старение как разновидность фазового превращения в твёрдом состоянии достаточно давно привлекает внимание ученых и практиков. С одной стороны, это объясняется сложностью протекающих при этом физических явлений и процессов, с другой – возможностью получения для промышленности сплавов с контролируемыми физико-механическими свойствами, необходимыми в конкретной отрасли и в каждом отдельном случае.

Существуют экспериментальные данные, показывающие, что искусственное старение закаленного сплава, в частности бериллиевой бронзы БрБ-2, приводит к существенному увеличению прочностных свойств сплава [1, 2]. Анализ литературных данных показывает, что влияние магнитного поля на процессы старения неферромагнитных сплавов в настоящее время изучено не полностью. До сих пор остается не выясненным физический механизм отклика диамагнитного сплава на воздействие магнитных полей. В то же время имеются предварительные данные [1-3], которые показывают, что постоянное и импульсное магнитные поля могут оказывать существенное влияние на микротвердость медных и алюминиевых сплавов при термической обработке.

Наблюдающийся эффект повышения микротвердости при наложении постоянного магнитного поля (ПМП) можно определить, как отрицательный магнитоэластический эффект (МПЭ) [5- 7], поскольку ПМП приводит к уменьшению пластических свойств сплава. Стоит отметить, что при наложении импульсного магнитного поля (ИМП) наблюдается увеличение пластических свойств сплава, обнаруживается положительный МПЭ, заключающийся в уменьшении микротвердости. На данный момент до конца не ясна физическая природа столь значительной реакции диамагнитного сплава на приложенные магнитные поля.

В связи с этим, целью работы является экспериментальное исследование методами измерения микротвердости и рентгенофазового анализа влияния постоянного и импульсного магнитных полей на микротвердость и процесс фазообразования в состаренной бериллиевой бронзе БрБ-2.

Анализ полученных результатов позволяет сделать следующие выводы:

1. Установлено, что наложение ПМП напряженностью 7 кЭ всегда приводит к возрастанию микротвердости бериллиевой бронзы БрБ-2 до 34 %, наблюдается отрицательный МПЭ.

2. Обнаружено, что наложение ИМП амплитудой напряженности 7 кЭ и частотой 2 Гц всегда приводит к уменьшению микротвердости бериллиевой бронзы БрБ-2 до 16 %, наблюдается положительный МПЭ.

3. Установлены оптимальные режимы термомагнитной обработки:

а) в ПМП – температура старения 350 °С, время старения 1 ч, напряженность магнитного поля 7 кЭ, при этом наблюдаются высокие прочностные свойства;

б) в ИМП – температура старения 400 °С, время старения 1 ч, амплитуда напряженности магнитного поля 7 кЭ, частота импульсов 2 Гц при этом наблюдаются высокие пластические свойства.

4. Методом РФА обнаружено, что наложение ПМП приводит к активизации

процесса фазообразования и увеличению искажений кристаллической решётки, в свою очередь ИМП затормаживает процесс старения.

Список литературы

1. Осинская Ю.В., Покоев А.В. // Физика и химия обработки материалов. – 2003. – № 3, С. 12–17.
2. Осинская Ю.В., Покоев А.В. // Физика металлов и металловедение. – 2008. – Т. 105, № 4, С. 1–6.
3. Осинская Ю.В., Покоев А.В., Ямщикова К.С., Шахбанова С.Г. // Известия РАН. Серия физическая. – 2018. – Т. 82. – №7, Москва: Наука. – С. 961–964.
4. Молоцкий М.И. // Физика твердого тела. – 1991. – Т. 33. – № 10. – С. 3112-3114.
5. Головин Ю.И. // Физика твердого тела. – 2004. – Т. 46. – №. 5. – С. 769-803.
6. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В. Петржик Е.А. // Кристаллография. – 2003. – Т. 48. – № 5. – С. 838-867.

НОВЫЕ СХЕМЫ СОВМЕЩЕННЫХ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ДЛЯ ЭФФЕКТИВНОЙ ПРОРАБОТКИ МЕТАЛЛА

Панин Е.А.¹, Есболат А.Б.¹, Уткин Н.Е.², Волокитин А.В.¹, Ахметова Г.Е.¹

¹Карагандинский индустриальный университет, Темиртау, Казахстан

²Рудненский индустриальный институт, Рудный, Казахстан

ye.panin@ttu.edu.kz

В последние годы представителями различных научных школ по обработке давлением было разработано немало новых инновационных методов деформационной обработки, которые позволяют существенно измельчать исходный размер зерна, приводя его к ультрамелкозернистому и даже наноструктурному состоянию. Это, в свою очередь, обеспечивает обрабатываемый материал комплексом свойств, уровень которых при традиционных способах обработки давлением является практически недостижимым. Такой результат становится возможным благодаря реализации эффекта, называемого «интенсивная пластическая деформация». Ключевым аспектом данных методов ОМД является реализация сдвиговых и/или знакопеременных деформаций. При этом еще одним положительным эффектом данных технологий деформирования является тот факт, что за счет интенсификации деформаций сдвига для получения заданного уровня проработки материала не требуется значительное изменение начальных геометрических размеров заготовки.

В настоящей работе представлены сведения о последних разработках авторов в области совмещенных процессов деформирования, реализующих интенсивные пластические деформации. Так, за последние два года авторами данной работы было разработано и исследовано два новых совмещенных процесса деформирования. Первый способ – совмещенный процесс «РКУП-Лайнекс» (рис. 1), ключевым отличием которого от классического процесса Лайнекс будет возможность деформирования без существенного изменения исходных размеров заготовки.

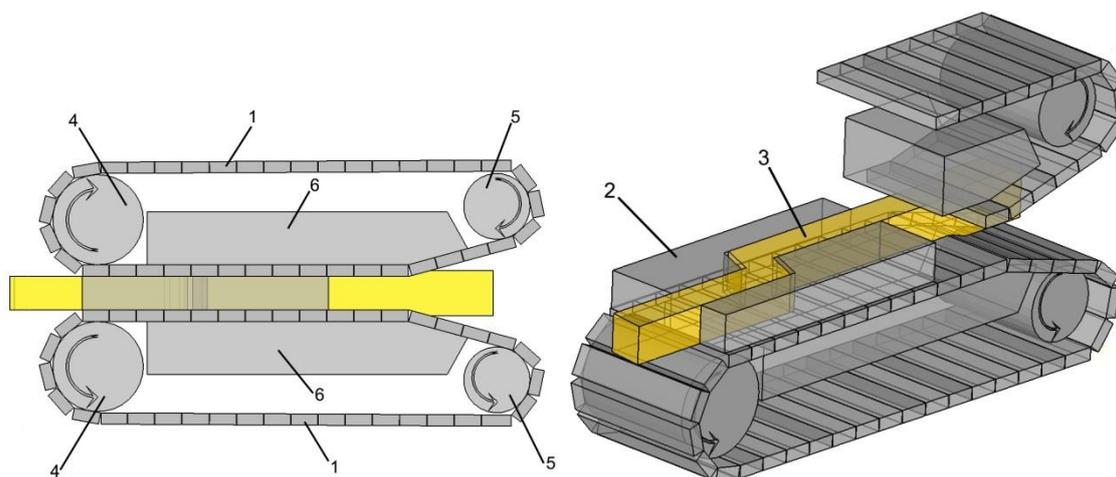


Рис. 1. Совмещенный процесс «РКУП – Лайнекс»

При аналитических исследованиях данного процесса и сравнении с ранее известным процессом «прокатка-РКУП» было выявлено, что новый процесс «РКУП-Лайнекс» позволяет осуществлять стабильное деформирование при меньших значениях усилий и меньшей величине угла стыка каналов в матрице, что приведет к повышению уровня проработки металла на стадии прессования. Также было проведено конечно-элементное моделирование процесса «РКУП-Лайнекс» для анализа эффективности

проработки металла. В ходе моделирования были рассмотрены основные параметры НДС: эквивалентная деформация, эквивалентное напряжение и среднее гидростатическое давление, а также эволюция микроструктуры и усилие деформирования на основных элементах совмещенного процесса: шкив, матрица и звено конвейера. Проведение вариационного моделирования позволило оценить вышеуказанные параметры при изменении основных технологических и геометрических параметров процесса.

Второй предложенный способ - совмещенный процесс «прокатка-РКУП» с комбинированными валками (рис. 2). Ранее рассмотренная схема деформирования «прокатка-РКУП», несмотря на все свои преимущества, все же имеет один недостаток. При многоцикловом деформировании по данной схеме заготовка будет несколько раз получать обжатие по высоте, что в результате приведет к существенному изменению размеров и формы исходного поперечного сечения, что зачастую является нежелательным, а иногда и негативным фактором. Поэтому данная схема была усовершенствована путем замены второй пары горизонтальных валков на вертикальные валки. Таким образом, после выхода из матрицы, заготовка будет получать обжатие не по высоте, как раньше, а по ширине. В результате изменение формы и размеров поперечного сечения будет менее интенсивным.

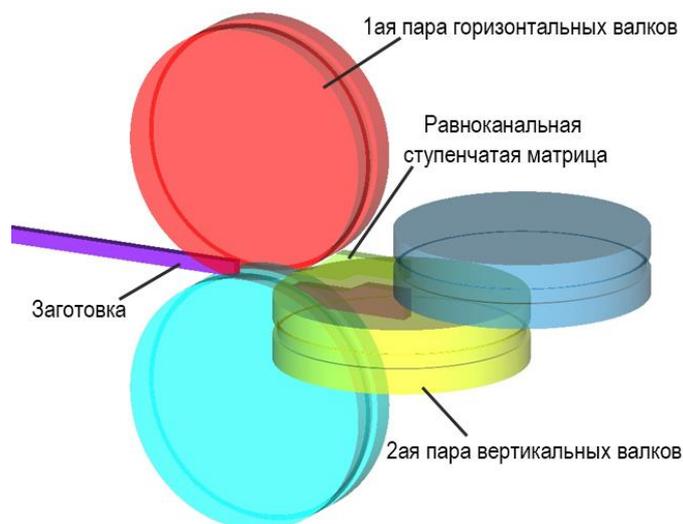


Рис. 2. Совмещенный процесс «прокатка-РКУП» с комбинированными валками

В рамках исследования данного процесса были проведены аналогичные этапы исследования. В ходе аналитических расчетов были получены эмпирические зависимости для усилия деформирования в валках равноканальной угловой матрицы, а также зависимости для определения оптимальных кинематических параметров обеих пар валков. В ходе конечно-элементного моделирования применялся ранее использованный вариационный принцип, в ходе которого изменялись различные геометрические и технологические параметры процесса с целью определения оптимальных значений для наилучшей проработки металла.

Благодарности

Данное исследование было профинансировано Комитетом науки Министерства науки и высшего образования Республики Казахстан (грант № AP13067723).

РАЗВИТИЕ МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТИРУЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ И СОВРЕМЕННЫЕ ТРЕНДЫ ИХ РАЗВИТИЯ

Парфенов Е.В.¹, Парфенова Л.В.²

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

²Институт нефтехимии и катализа УФИЦ РАН, Уфа, Россия
evparfenov@mail.ru

Общемировой тренд увеличения продолжительности жизни людей создает постоянно развивающийся запрос на разработку новых материалов, позволяющих заменять ткани организма, утрачивающие свои функциональные свойства. Из таких материалов изготавливают медицинские имплантаты – искусственные устройства, предназначенные для замены отсутствующей или поврежденной биологической структуры. Настоящее исследование фокусируется на имплантатах для ортопедии, потребность в которых составляет от 50 до 60% от общего количества устанавливаемых устройств. Согласно данным Росстата, в Республике Башкортостан фиксируется 30-35 тыс. переломов в год; из этого количества 35-45% требует установки ортопедического имплантата. Согласно исследованиям рынка имплантатов, проведенным РБК, 51% устройств предназначен для замены суставов, 13% для операций на позвоночнике, 12% – дентальные имплантаты, 24% – временные имплантаты для лечения переломов.

При развитии имплантатов для остеосинтеза различают 4 поколения устройств. Первое поколение основывается на использовании золота, заимствованных зубов и костей, и относится к временному отрезку от Древнего мира до середины XIX века. Второе поколение использует конструкционные материалы, в основном – нержавеющую сталь, и покрывает отрезок с середины XIX по середину XX века. Третье поколение имплантатов начинается с применения титана в 1952 г. Пер-Ингваром Бранемарком для остеосинтеза и основывается на применении титановых сплавов, сталей и полимеров медицинского назначения. В настоящее время развивается четвертое поколение имплантатов для ортопедии, основанное на разработке и применении биомиметических и биорезорбируемых материалов, при интенсивном использовании 3D печати.

Биомиметический подход к проектированию имплантируемых устройств для ортопедии включает 4 уровня подражания природе: механический, физический, химический, биологический. Механический уровень реализуется при конструировании имплантируемого устройства; наибольшую роль здесь играет приближение модуля упругости материала к величине, соответствующей костной ткани, а также применение 3D печати для природо-подобного дизайна устройства. Физический уровень реализуется при создании морфологии устройства, подражающей кости: пористые макроструктуры, обеспечивающие прорастание тканей, получают 3D-печатью; микро-пористость может быть обеспечена на титановых сплавах на основе метода плазменно-электролитического оксидирования (ПЭО). Данный метод позволяет реализовывать также химический уровень биомиметического подхода за счет включения в состав неорганического оксидного ПЭО-покрытия компонентов костной ткани, в первую очередь, кальцийфосфатов и гидроксиапатита. Биологический уровень реализуется на основе применения гибридных органических молекул, вносимых в поры ПЭО-покрытия и обеспечивающих сигналинг с межклеточным матриксом, например, на основе RGD-олигопептидов.

Таким образом, в докладе рассмотрены современные тренды развития медицинских имплантируемых материалов, что позволяет строить стратегии проектирования новых материалов для имплантируемых устройств.

Благодарности

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда, проект № 20-69-47029, <https://www.rscf.ru/project/20-69-47029/>

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПРОИЗВОДСТВА ХОЛОДНОКАТАНОЙ ЛЕНТЫ В ЛПЦ-8 ПАО «ММК» ИЗ ПОДКАТА ПОВЫШЕННОЙ ТОЛЩИНЫ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АСИММЕТРИЧНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Песин А.М.¹, Пустовойтов Д.О.¹, Локотунина Н.М.¹, Сверчков А.И.¹,
Барышникова А. М.¹, Носов Л. В.¹, Песин И.А.¹

¹*Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,
Магнитогорск, Россия
Anyabar1999@mail.ru*

Холоднокатаная лента является одним из востребованных видов металлургической продукции. Применение холоднокатаной ленты достаточно обширно и включает такие отрасли как машиностроение, строительство, авиационное и космическое строительство. Возникает необходимость разработки такой технологии изготовления холоднокатаной ленты, которая будет отвечать за эффективное функционирование изделия и способствовать повышению экономической эффективности производства. В связи с этим тема представленной работы, направленная на существенное повышение толщины горячекатаного подката, является несомненно актуальной. Увеличение толщины горячекатаного подката при производстве ленты существенно повысит производительность широкополосных станов горячей прокатки 2000 и 2500 ПАО «ММК», а также будет способствовать эффективному функционированию ленты в процессе эксплуатации. Для повышения качества готовой ленты необходимо применять такие методы обработки, которые не только будут выгодны с экономической точки зрения, но и позволят несколько улучшить механические свойства металла после прокатки. Среди таких методов можно выделить метод асимметричной прокатки, основанный на рассогласовании скоростей рабочих валков [1].

Все экспериментальные исследования, представленные в работе, проводили на уникальном лабораторно-промышленном стане ДУО 400 лаборатории «Механика градиентных наноматериалов им. А. П. Жиляева МГТУ им. Г. И. Носова» [2]. Данный стан по своим техническим характеристикам является единственным в мире и в прошлом году ему был присвоен статус уникальной научной установки. На стане ДУО 400 имеется индивидуальный привод рабочих валков для реализации процессов асимметричной и аккумуляющей прокатки с максимально допустимым усилием прокатки 2500 кН (250 тс) и крутящими моментами 2·65 кН·м, что обеспечивает возможность получения и испытания полноразмерных опытных образцов из различных металлов и сплавов [3].

Экспериментальные исследования возможности применения асимметричной прокатки для производства узкой ленты с целью увеличения толщины горячекатаного подката в условиях ПАО «ММК» показали, что применение асимметричной прокатки во 2,3 и 4 клетях стана 630 с коэффициентом рассогласования скоростей рабочих валков 1,25, позволяет снизить усилие прокатки и одновременно увеличить обжатия. Такой коэффициентом рассогласования скоростей рабочих валков не будет сказываться на износе валков, но будет значительно сказываться на увеличении производительности станов 2000 и 2500 и общем снижении производственных затрат на производство холоднокатаной ленты из сталей марок 08пс и 20.

При производстве ленты из стали 08пс толщиной 1 мм возможно увеличить толщину горячекатаного подката на 30–45%. При этом следует отметить, что механические свойства микроструктура стали 08пс после прокатки в асимметричном режиме значительно не изменились в сравнении с симметричным режимом прокатки. Аналогичные исследования были проведены для стали 20. При производстве ленты из стали 20 толщиной 2 мм возможно увеличить толщину горячекатаного подката на 30–

40%. При этом механические свойства микроструктура стали 20 после прокатки в асимметричном режиме значительно не изменились в сравнении с симметричным режимом прокатки.

Также были проведены экспериментальные исследования возможности прокатки ленты из сталей марок 08пс и 20 с большим рассогласованием скоростей рабочих валков, равным 5, на стане 400 лаборатории «Механика градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева». Асимметричная прокатка стали 08пс с коэффициентом рассогласования скоростей рабочих валков равным 5, при прочих равных условиях привела к одновременному увеличению обжатия с 62 до 80% и уменьшению усилия в 2,58 раз за один проход по сравнению с симметричной прокаткой. При прокатке в таком режиме и в продольном, и в поперечном сечении полосы наблюдается градиентная ультрамелкозернистая практически полностью рекристаллизованная микроструктура, размер зерна с одной поверхности составил 1мкм, а с другой 300 нм.

При прокатке стали 20 в асимметричном режиме с коэффициентом рассогласования скоростей рабочих валков равным 5, при прочих равных условиях асимметричная прокатка привела к одновременному увеличению обжатия с 75 до 83% и уменьшению усилия в 2 раз за один проход по сравнению с симметричной прокаткой. При прокатке в асимметричном режиме и в продольном, и в поперечном сечении полосы наблюдается градиентная ультрамелкозернистая частично рекристаллизованная микроструктура, размер зерна с одной поверхности составил 1мкм, а с другой 300 нм.

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-49-02041, <https://rscf.ru/project/22-49-02041/>.

Список литературы

1. Песин, А.М. Асимметричная прокатка листов и лент: история и перспективы развития / А.М. Песин, Д.О. Пустовойтов, О. Д. Бирюкова, А.Е. Кожемякина // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Metallurgy. – 2020. – Т. 20. № 3. – с. 81-96.
2. Pustovoytov, D. Asymmetric (Hot, Warm, Cold, Cryo) rolling of light alloys: A Review / D. Pustovoytov, A. Pesin, P. Tandon // *Metals* 2021. – 11 (956). – p. 1-46.
3. Песин, А.М. Новые интересные результаты, полученные на новом прокатном стане 400 асимметричной прокатки лаборатории Механики 109 градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева / А.М. Песин, Д.О. Пустовойтов, М.П. Барышников, Н.В. Копцева, Ю.Ю. Ефимова, И.А. Песин, Л.В. Носов, А.Е. Кожемякина // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. Тезисы докладов 80-й международной научно-технической конференции. Издательство: Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова (Магнитогорск), 2022. – с. 219.

ПРЕИМУЩЕСТВА И ОСОБЕННОСТИ АСИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКИ

Песин А.М.¹, Рааб Г.И.¹, Пустовойтов Д.О.¹

¹*Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,
Магнитогорск, Россия
giraab@mail.ru*

Асимметричная прокатка, как инструмент активного влияния на технологические, структурные и прочностные параметры проката, находится последнее время в зоне внимания металлургов и материаловедов передовых стран. Асимметрия при прокатке обеспечивается за счет разности скоростей вращения деформирующих валков. В представленной работе на базе литературных данных и собственных исследованиях систематизирована информация о реализующихся при асимметричной прокатке схем деформации, технологических особенностях, структурных изменений и физико-механических свойств. Установлено, что асимметричная прокатка обеспечивает снижение силы при одновременном существенном повышении разовой степени деформации за проход. Высокие разовые деформации, на фоне формирования в очаге схемы сдвига, способствуют более интенсивному изменению структуры и свойств. К тому же в этих условиях активно проявляется тепловой эффект и заметно трансформируется исходная структура, причем наблюдается градиент накопленной деформации, структурных элементов и механических свойств по сечению проката.

Благодарности

Исследования выполнены при финансовой поддержке гранта РФФИ (соглашение № 23-79-30015).

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДЕФОРМИРОВАНИЯ СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА С ВОЛНООБРАЗНОЙ ГРАНИЦЕЙ СОЕДИНЕНИЯ СЛОЕВ

Песина С.А., Пивоварова К.Г., Кожемякина А.Е., Бирюкова О.Д.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,
Магнитогорск, Россия
fimapatisonchik@inbox.ru

Элементы конструкций в виде пластин и оболочек широко используются в автомобилестроении, судостроении, авиационной и космической промышленности, химическом машиностроении. В последние годы усиливается тенденция замены традиционных конструкционных материалов, которые ранее применялись для изготовления этих элементов, на композиционные. Этому способствуют высокие удельные механические свойства композитов, что позволяет проектировать легкие и надежные конструкции. Одним из перспективных направлений является разработка композитов, повышающих механические характеристики за счет совершенствования их технологии изготовления [1, 2].

В работе [3] предложена технология холодной прокатки для изготовления слоистых композитов Al-Steel с улучшенной прочностью сцепления между слоями за счет механического заклинивания и повышенной пластической деформации на границе раздела. Повышенная прочность соединения слоистых композитов обеспечивается за счет создания волнообразных контактных поверхностей между алюминием и сталью с взаимным проникновением твердого материала в мягкий.

С целью исследования механических характеристик слоистого композита с волнообразной границей соединения слоев проведено моделирование процесса изгиба в программном комплексе SIMULIA/Abaqus. Моделирование проводилось для образцов слоистых композитов с плоской и волнообразной границей раздела. Амплитуда волны составляла $A = 0,125$ мм, а период $T = 2$ мм. В качестве материалов для композита были выбраны алюминиевый сплав АМг3 и сталь 08сп. Толщины слоев АМг3 и 08сп были одинаковыми и равными 0,5 мм. Размеры исследуемых образцов составляли 200х300 мм.

Рассматривали два типа образцов с волнообразной границей раздела: вырезанные вдоль и перпендикулярно направлению прокатки (рис. 1). Материалы слоев трехмерного деформируемого твердого тела задавались изотропными с повышающимися пределами текучести в зависимости от локальной пластической деформации по известным зависимостям. Размер стороны кубической ячейки конечно-элементной сетки выбирался равным 5 мм, что обеспечивало достаточную точность расчетов и технологически приемлемое время на их проведение.

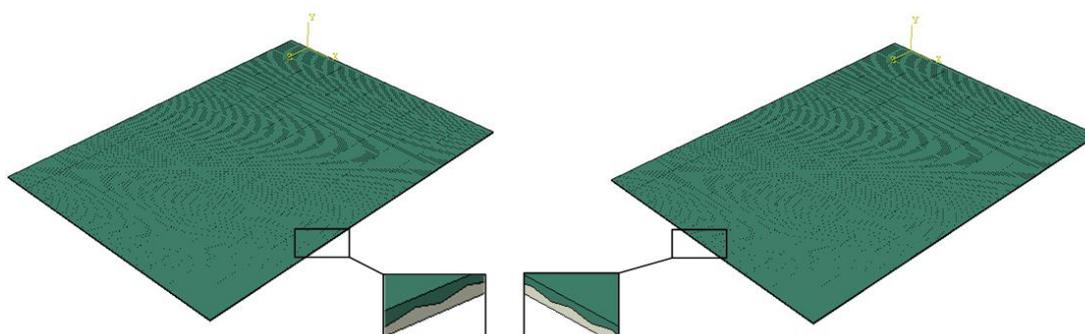


Рис. 1. Образцы слоистых композитов с синусоидальной границей раздела, вырезанные вдоль (а) и перпендикулярно (б) направлению прокатки

Согласно граничным условиям, узкие боковые грани образцов жестко фиксировались в пространстве. К центру образца прикладывалась концентрированная сила, равная 100 Н, направленная перпендикулярно его плоскости.

На рис. 2 приведены кривые прогиба в среднем сечении образцов. Наибольшее максимальное значение прогиба имеет образец с прямолинейной границей раздела (50 мм), далее следует образец композита с волнообразной границей раздела перпендикулярно линии прокатки (30 мм). Наименьшее максимальное значение прогиба имеет образец композита с волнообразной границей раздела по линии прокатки (3 мм).

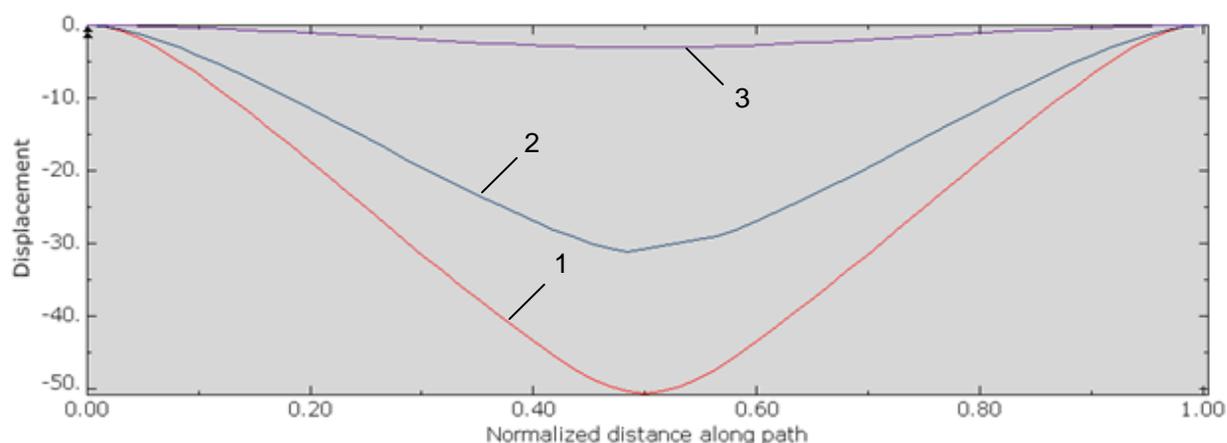


Рис. 2. Кривые прогиба (мм) по длине образцов:

1 - композит с прямолинейной границей раздела, 2 - композит с волнообразной границей раздела перпендикулярно линии прокатки, 3 - композит с волнообразной границей раздела вдоль линии прокатки

Таким образом, создание волнообразной границы соединения слоев сталеалюминиевого композита позволяет обеспечить повышение жесткости изделия, поскольку при одинаковом значении прикладываемого усилия величина деформации у образцов с волнообразной границей соединения меньше, чем у образца с плоской границей соединения.

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-20073, <https://rscf.ru/project/22-19-20073/> и финансовой поддержки Челябинской области.

Список литературы

1. Задачи моделирования и оптимизации панелей переменной жесткости и конструкций из слоистых композитов / А.И. Боровков, Д.В. Мамчиц, А.С. Немов, А.Д. Новокшенов // Известия Российской академии наук. Механика твердого тела. 2018. № 1. С. 113-122.
2. D. Wu et al. Development of an ABAQUS™ plug-in for predicting composite plates stiffness with in-plane periodicity / D. Wu, Z. Mei, Y. Zhu, H. Hu // SoftwareX. 2023. Vol. 21. P. 101281.
3. A. Pesin et al. FEM simulation of fabrication of Al-steel layered composites with mechanical bonding through the interfacial concavo-convex lock effect / A. Pesin, D. Pustovoitov, O. Biryukova, N. Plyina // Procedia Manufacturing. 2020. Vol. 50 P. 579-583.

ОЦЕНКА КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ БИОРАЗЛАГАЕМОГО ЦИНКОВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ ZN-4%AG-1%CU

Поленок М.В.¹, Хафизова Э.Д.¹

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
renaweiwei.179@mail.ru

В последнее время цинковые сплавы рассматриваются как материал для медицинского применения благодаря своей высокой биосовместимости и коррозионной стойкости [1]. Для повышения прочностных свойств и расширения областей применения цинка необходимы процессы легирования различными элементами безвредными для организма, а также использование различных схем и режимов деформационной и термической обработки.

Одним из перспективных направлений по повышению прочностных свойств металлов и сплавов является метод интенсивной пластической деформации (ИПД), который позволяет измельчать структурные элементы, что приводит к изменению свойств материала. Цинковый сплав системы Zn-4%Ag-1%Cu, благодаря высокой прочности и пластичности, полученной в ходе деформационной обработки, является многообещающим вариантом для создания временных биоразлагаемых имплантатов [2]. Одной из серьезных проблем, происходящие в организме, связаны с коррозионными процессами. Коррозионные процессы могут привести к выходу токсичных ионов металлов, которые могут вызвать нежелательные иммунные реакции или даже отторжение имплантата организмом. Из-за большой разницы между значениями стандартных потенциалов Ag (+0,80 В) и Zn (-0,76 В), данный сплав может иметь нестабильную скорость растворения в коррозионно-активной среде организма человека, что может препятствовать его применению в качестве материала имплантата.

Поэтому в настоящей работе исследовали скорость коррозии биоразлагаемого цинкового сплава системы Zn-4%Ag-1%Cu, подвергнутого методом ИПД. Гравиметрическим методом рассчитали скорость коррозии в исходном, РКУП и прокатанном состояниях. Скорость коррозии в деформированном состоянии растет и достигает 0,0323 мм/год, что соответствует клиническим требованиям, предлагаемым к биоразлагаемым материалам для сосудистых стентов.

Благодарности

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания на оказание государственных услуг ФГБОУ ВО «УУНиТ» (соглашение № 075-03-2023-119/1) «Молодежная научно-исследовательская лаборатория НОЦ «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях». Исследовательская часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО УУНиТ.

Список литературы

1. Yang H., Jia B., Zhang Z., Qu X., Li G., Lin W., Zhu D., Dai K., Zheng Yu. Alloying design of biodegradable zinc as promising bone implants for load-bearing applications // Nature Communications. – 2020. – V. 11. – № 1. – Article number 401.
2. Khafizova E.D., Fakhretdinova E.I., Islamgaliev R.K., Polenok M.V., Sitdikov V.D., Yilmazer H. Effect of Plastic Deformation on the Structure and Mechanical Properties of the Zn-4Ag-1Cu Zinc Alloy / Materials. – 2023. – V. 16(13), P. 4646.

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ КАЛЬЦИЯ НА КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭКСТРУДИРОВАННЫХ МЕДИЦИНСКИХ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ СПЛАВОВ Mg-1Zn-xCa

Полуянов В.А., Мерсон Е.Д., Мягих П.Н., Мерсон Д.Л.

*НИИ прогрессивных технологий, ТГУ, Тольятти, Россия
vitaliy.polyanov@gmail.com*

Введение

Актуальность изучения сплавов системы Mg-Zn-Ca в последнее время стремительно возрастает, что обусловлено их уникальным комплексом свойств, позволяющих использовать эти материалы для изготовления медицинских биорезорбируемых имплантатов, которые способны естественным образом растворяться в организме человека [1]. Одним из основных преимуществ таких материалов является возможность управления скоростью резорбции и механическими свойствами путем изменения химического состава и термической или термомеханической обработки. При использовании таких изделий, материал подвержен одновременному воздействию механических напряжений и агрессивной среды, что, как известно, способствует развитию коррозионного растрескивания под напряжением (КРН) [2]. КРН биорезорбируемых магниевых сплавов проявляется в виде преждевременного хрупкого разрушения конструкции при относительно низких напряжениях до окончания процесса заживления, что представляет опасность для пациента. Однако, несмотря на высокую значимость, явление КРН биорезорбируемых магниевых сплавов мировым научным сообществом практически не изучено. Цель данной работы - установить влияние содержания кальция на коррозионно-механические свойства экструдированного магниевых сплава Mg-1Zn-xCa.

Материалы и методы исследования

Для проведения исследования в данной работе было изготовлено три сплава состава Mg-1%Zn-0,14%Ca, Mg-1%Zn-0,28%Ca и Mg-1%Zn-0,42%Ca, которые в последствии подвергали гомогенизирующему отжигу в муфельной печи при 300 °С в течение 48 ч. и экструзии при температуре 370 °С со скоростью подачи 0,8 мм/с и коэффициентом экструзии 1:25 путем прямого прессования заготовки. Исследование микроструктуры проводилось при помощи оптической и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) SIGMA Carl Zeiss. Для проведения механических испытаний из экструдированных прутков путем токарной обработки были изготовлены цилиндрические образцы с размером рабочей части 30×6 мм. Механические испытания проводились по схеме одноосного растяжения при скорости деформации $5 \cdot 10^{-6}$ (0,01 мм/мин) с⁻¹ как на воздухе, так и в коррозионной среде, представляющей собой раствор Хэнкса. В процессе коррозионно-механических испытаний в автоматическом режиме производилось постоянное поддержание температуры (37±0,2 °С) и уровня pH (7,4±0,05) коррозионного раствора, а также его циркуляция внутри коррозионной ячейки.

Результаты

В результате металлографического анализа было установлено, что микроструктура всех сплавов представляет собой мелкие относительно равноосные зерна, средний размер которых после экструзии уменьшается с 19,7 до 6,7 мкм при увеличении содержания Ca с 0,14 до 0,42 %. Согласно данным EBSD анализа зерна имеют однородную кристаллографическую ориентацию, что свидетельствует о завершённой рекристаллизации. В структуре всех сплавов обнаружены частицы вторичных фаз глобулярной формы, которые преимущественно представлены фазой Mg₂Ca.

Установлено, что с увеличением содержания Са количество и размер таких частиц заметно растут.

В результате проведенных механических испытаний на воздухе установлено, что увеличение содержания Са в экструдированных сплавах Mg-1Zn-xCa с 0,14 до 0,42% приводит к увеличению их предела прочности со 196 ± 1 до 214 ± 1 МПа (рис. 1а), что обусловлено увеличением количества частиц вторичной фазы в микроструктуре этих сплавов. Вместе с тем, пластичность этих сплавов меняется немонотонно в зависимости от концентрации в них Са (рис. 1б). Так увеличение концентрации Са с 0,14 до 0,28% приводит к уменьшению деформации до разрушения с 38 до 18%, а при дальнейшем увеличении содержания Са до 0,42% наблюдается увеличение пластичности до 27%. На данный момент однозначны причины провала пластичности у сплава с 0,28% Са не установлены, однако следует отметить, что текстура данного сплава отличается от остальных меньшим средним углом разориентировки зерен, что могло привести к такому деформационному поведению. Установлено, что при испытаниях в коррозионной среде механические свойства всех сплавов существенно ниже, чем при испытаниях на воздухе. Также видно, что и прочность, и пластичность исследуемых сплавов, в результате испытаний в коррозионной среде, в зависимости от концентрации Са изменяются нелинейно. Установлено, что сплав Mg-1Zn-0,28Са по всем характеристикам обладает самой низкой стойкостью к КРН.

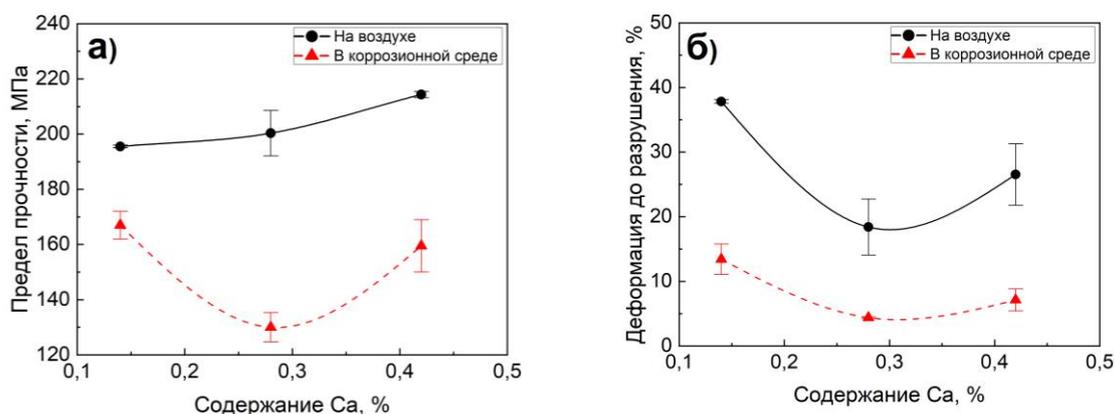


Рис. 1. Влияние содержания Са на прочность – (а) и пластичность – (б) экструдированных сплавов Mg-1Zn-xCa, испытанных на воздухе и в коррозионной среде

Таким образом, в результате проведения механических испытаний установлено, что изменение содержания Са в сплавах Mg-1%Zn-xCa от 0,14 до 0,42% оказывает неоднозначное влияние на их механические свойства при испытаниях на воздухе и в коррозионной среде. Наилучшими характеристиками с точки зрения стойкости к КРН обладают экструдированные сплавы Mg-1%Zn-0,14Ca и Mg-1%Zn-0,42Ca.

Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (проект 21-79-10378).

Список литературы

1. Kamrani, S., Fleck, C.: Biodegradable magnesium alloys as temporary orthopaedic implants: a review. *BioMetals*. 32, 185–193 (2019).
2. Jafari, S., Harandi, S.E., Singh Raman, R.K.: A review of stress-corrosion cracking and corrosion fatigue of magnesium alloys for biodegradable implant applications. *Jom*. 67, 1143–1153 (2015).

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ АСИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКИ БИМЕТАЛЛОВ СТАЛЬ - АЛЮМИНИЙ

Рааб А.Г.¹, Песин А.М.²

¹*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

²*Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,*

Магнитогорск, Россия

agraab@mail.ru

Асимметричная прокатка является востребованным процессом обработки металла давлением благодаря своей простоте, низкой стоимости и способности придавать материалам уникальные характеристики. В работе рассматривается применение математического моделирования на основе метода конечных элементов (МКЭ) процесса асимметричной прокатки пакетных заготовок в виде полос и листов для получения биметаллического композита. Проведено численное исследование закономерностей кинематики течения металла в очаге деформации при холодной асимметричной прокатке сталь - алюминиевого композита и анализ напряженно-деформированного состояния на границе контакта двух материалов, так же рассмотрено влияние рассогласования скоростей валков в процессе асимметричной прокатки и анализ других параметров процесса. Значительное внимание уделено выбору коэффициентов трения для различных скоростных параметров асимметричной прокатки что позволяет избежать потери контакта и обеспечить проникновения материалов друг в друга. При этом необходимо учитывать качество поверхностей контакта, их состояние и условия эксплуатации. Результаты исследования могут быть полезны при разработке рациональных режимов асимметричной прокатки в условиях интенсивной пластической деформации для сваривания двух различных материалов и получения сталь - алюминиевых биметаллических материалов.

Ключевые слова: асимметричная прокатка; прокатка с рассогласованием скоростей; метод конечных элементов; биметаллические композиты.

Благодарности

Исследования выполнены при финансовой поддержке гранта РНФ (соглашение № 23-79-30015).

УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТАЯ АЛЮМИНИЕВАЯ МАТРИЦА КОМПОЗИТА, АРМИРОВАННОГО БОРНЫМИ ВОЛОКНАМИ

Рамазанов И.А., Бобрук Е.В., Астанин В.В., Салатова С.

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
ilnar.ramazanov@yandex.ru*

Большой перспективой для применения обладают алюмоматричные композиты, армированные борными волокнами. В настоящее время известно множество способов получения алюмоматричных композитов, в том числе упрочненных карбидами бора: твердофазное или жидкотвердофазное компактирование порошковых смесей, газотермическое напыление композиционных смесей, пропитка борных волокон в жидком алюминии, однако нет упоминаний по получению композита алюминий - борное волокно путем сверхпластической деформации при пониженных температурах.

Целью работы является определение оптимальных условий получения сверхпластичной ультрамелкозернистой матрицы в виде алюминиевой фольги для создания композита, армированного борными волокнами.

В работе было получено ультрамелкозернистое однородное состояние алюминиевого сплава системы Al-Mg за счет термомеханической обработки, включающей закалку с температуры 480°C, интенсивную пластическую деформацию и изотермическую прокатку.

Так в настоящей работе, на примере ультрамелкозернистого сплава 1565ч показаны особенности низкотемпературной сверхпластичности образцов после разных режимов изотермической прокатки (Рис. 1). Например, при температуре 300°C в интервале скоростей $5 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ до $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ получены значения пластичности около 500-600 %, при этом параметр скоростной чувствительности составил 0,7-0,75. Определение параметра скоростной чувствительности определяли переключением скоростей.



Рис. 1. Вид образца после механических испытаний при температуре 300°C

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-00866, <https://rscf.ru/project/22-29-00866/>.

РАЗРАБОТКА ГЕОМЕТРИИ ПОРИСТЫХ СТРУКТУР, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДАМИ 3D-ПЕЧАТИ, ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ

Рыжкин А. А., Еникеев Н.А.

*НИИЛ «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях», Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
alex.sandr00@bk.ru*

Актуальность разработки и использования пористых структур обусловлена их широким применением в медицине и биологии. Пористые материалы могут использоваться как костные имплантаты, а также как платформа для локальной доставки лекарственных средств в поражённые ткани. 3D печать позволяет создавать индивидуальные и сложные конструкции, что повышает эффективность лечения различных заболеваний. В работе приведён обзор основных методов и технологий 3D печати, используемых для создания пористых медицинских структур. Обсуждаются преимущества и недостатки использования 3D технологии для создания пористых материалов с перспективой применения в медицине, обеспечивающих необходимую биосовместимость, доставку лекарств и тканевую инженерию.

Проанализированы методы моделирования и проектирования пористых структур, используемых в медицинской 3D печати с учётом проблем, связанных с разработкой геометрических параметров пористых структур, получаемых методами аддитивной печати. На этой основе были выбраны методики для проектирования пористых структур и создания 3D-моделей с различными параметрами геометрии пор и пористости образца заданной формы. Примеры разработанных геометрических моделей пористых структур проанализированы с точки зрения их применения в медицинской сфере. Проведено сравнение результатов моделирования с экспериментальными данными и лабораторными испытаниями, доступными в литературе. Проведена оценка эффективности применения пористых медицинских изделий, полученных с помощью 3D печати.

Благодарности

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда № 23-69-10003.

ЗАЩИТНОЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОЕ ПОКРЫТИЕ НА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Савина Я.Н.¹, Валиев Р.Р.¹, Назаров А.Ю.¹, Рамазанов К.Н.¹

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
savina12@liveinternet.ru

Для изготовления ответственных деталей газотурбинного двигателя (ГТД), таких как диски, лопатки компрессора, детали вентилятора и других, применяются конструкционные двухфазные титановые сплавы, имеющие коррозионную стойкость, сравнительно небольшой вес и высокие механические характеристики [1,2].

Развитие современного авиадвигателестроения приводит к необходимости повышения требований к эксплуатационным свойствам конструкционных титановых сплавов. Ведь детали из титановых сплавов работают в условиях агрессивной газовой среды, повышенных температур, на них действуют статические, динамические и циклические нагрузки, поэтому к таким деталям предъявляют особые требования – высокая прочность и жесткость, усталостная выносливость, высокая эрозионная стойкость [3].

Для деталей ГТД из титановых сплавов, работающих в экстремальных условиях, состояние и защита поверхности играет важную роль для обеспечения эксплуатационной надежности [4,5]. В последние годы активное развитие получило направление, связанное с применением высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) для защитных покрытий, также известных как многокомпонентные, состоящие из не менее 5 основных элементов, где содержание каждого элемента варьируется от 5 до 35 ат.% [6]. Смешивание элементов в этих соотношениях приводит к образованию простых фаз твердого раствора, повышению механических характеристик, коррозионной стойкости, ввиду особенностей химического состава и структуры ВЭС - высокой энтропии смешения, сильного искажения кристаллической решетки и замедленной диффузии [7] по сравнению с обычными покрытиями.

В настоящей работе приводятся исследования высокоэнтропийного покрытия системы (TiZrVCrAl)N, осажденного вакуумно-дуговым методом на поверхность титанового сплава ВТ6.

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-10118, <https://rscf.ru/project/23-79-10118/>.

Список литературы

1. Henriques, V.A.R. Titanium production for aerospace applications //Journal of aerospace technology and management. – 2009. – Т. 1. – С. 7-17.
2. M.J. Donachie Jr., Titanium - A Technical Guide, ASM International, Materials Park, OH, USA, 2000.
3. Singh, P., Pungotra, H., Kalsi, N. S. On the characteristics of titanium alloys for the aircraft applications //Materials today: proceedings. – 2017. – Т. 4. – №. 8. – С. 8971-8982.
4. R. Rajendran, Gas turbine coatings – An overview, Engineering Failure Analysis 26 (2012) 355-369.
5. A. Cavaleiro, J. M. De Hosson. Nanostructured coatings. Springer-Verlag: 2006.
6. Yeh, J.-W.; Chen, S.-K.; Lin, S.-J.; Gan, J.-Y.; Chin, T.-S.; Shun, T.-T.; Tsau, C.-H.; Chang, S.-Y. Nanostructured High-Entropy Alloys with Multiple Principal Elements: Novel Alloy Design Concepts and Outcomes. Adv. Eng. Mater. 2004, 6, 299–303.
7. George, E.P.; Raabe, D.; Ritchie, R.O. High-entropy alloys. Nat. Rev. Mater. 2019, 4, 515–534.

ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ МАТЕРИАЛЫ: СИНТЕЗ, СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И ПРАКТИЧЕСКОЕ ПРИМЕНЕНИЕ

Салищев Г.А.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Белгород, Россия
salishchev_g@bsu.edu.ru*

Высокоэнтروпийные сплавы - новая стратегия легирования сплавов, которая заключается в создании комбинации нескольких (обычно ≥ 5) основных элементов в эквивалентной или близкой к ней концентрации. Это определило их название, так как конфигурационная энтропия в сплавах должна возрасти пропорционально количеству составляющих их элементов. Главная особенность такого подхода к легированию сплавов заключается в создании многомерного композиционного пространства и, хотя к настоящему времени разработаны несколько сотен сплавов со свойствами, превосходящими свойства обычных, исследованы лишь малые его области. Это обстоятельство и привлекает исследователей всего мира.

Показано, что для синтеза таких сплавов могут быть использованы традиционные методы металлургии. Подавляющая часть разработанных на настоящий момент сплавов образована двумя основными группами элементов: 3d переходными Co, Cr, Cu, Fe, Mn, Ni, Ti, V и др., тугоплавкими Cr, Hf, Mo, Nb, Ta, Ti, V, W, Zr, редкоземельными Dy, Gd, Ho, Tb, Y и др. Внутри этих групп при определенной комбинации элементов могут быть созданы твердые растворы замещения, как матричная основа сплавов. Это сплавы систем: Co-Cr-Fe-Mn-Ni, Hf-Nb-Ta-Ti-Zr или Nb-Ta-Mo-W, а также, например, системы Dy-Gd-Ho-Tb-Y, соответственно ГЦК, ОЦК и ГП структуры. Первые по своей структуре и свойствам чрезвычайно близки к аустенитным сталям, а вторые в силу особенностей характеристик их образующих элементов к жаропрочным сплавам. Модификация состава сплавов этих систем, включая легирование дополнительными элементами, ведет к образованию, например, TRIP/TWIP сплавов, сплавов с дисперсным- и дисперсионным упрочнением за счет образования карбидов, нитридов, оксидов и интерметаллидов. Также благодаря особенностям легирования и фазовых превращений в этих системах могут быть созданы многофазные сплавы, одно- и двухфазные интерметаллические сплавы. Подобный подход позволяет вписать их в существующую классификацию металлических материалов.

Анализируется строение высокоэнтропийных сплавов. Демонстрируются примеры сложного взаимодействия элементов в этих сплавах и приводятся примеры возникновения в структуре наномасштабных флуктуаций или ближнеупорядоченных областей, их роли в упрочнении сплавов. Показаны возможности метода CALPHAD для дизайна сплавов, в том числе с интерметаллидной структурой. Приводятся данные о свойствах высокоэнтропийных сплавов в сравнении с традиционными материалами. Обсуждаются области возможного практического применения.

Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (Соглашение № 19-79-30066) с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

ИССЛЕДОВАНИЯ, РАЗРАБОТКА И РАЗВИТИЕ ТЕХНОЛОГИИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ И ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКИ В ИПСМ РАН

Сафиуллин Р.В.¹, Сафиуллин А.Р.¹

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
dr_rvs@mail.ru

Успех создания перспективной авиакосмической техники во многом определяется тем, насколько эффективно и всесторонне будут реализованы самые передовые научные достижения, прогрессивные конструкторские и производственные решения [1]. Разработка новых ресурсосберегающих технологических процессов, использующих материалы с высокими эксплуатационными свойствами и обеспечивающих получение облегченных полых жестких и прочных конструкций, открывает широкие возможности для создания перспективной авиакосмической техники. Конструкции в виде тонкостенных полых панелей и оболочек широко используются в летательных аппаратах, кораблестроении и ряде инженерных сооружений. Проведенные в последние десятилетия за рубежом и в России исследования показывают, что высокую эффективность при изготовлении многослойных полых конструкций обеспечивает технологический процесс, основанный на сочетании сверхпластической формовки с диффузионной сваркой (СПФ/ДС). Многослойные конструкции, получаемые методом СПФ/ДС, называют ячеистыми, так как они представляют собой тонкостенные оболочки, поделенные изготовленными заодно с ними перегородками на множество полых ячеек (рис.1). Метод СПФ/ДС в настоящее время рассматривается как один из наиболее перспективных, поскольку он обеспечивает гибкость проектирования и изготовления сложных конструкций с экономией по массе до 30% при снижении стоимости изготовления приблизительно на 50% [2].

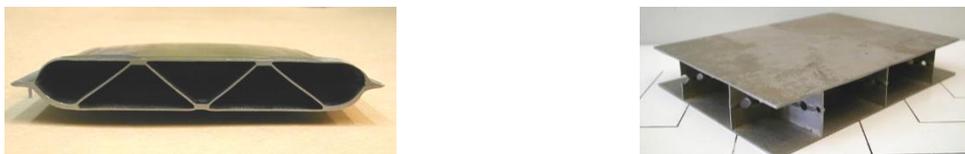


Рис. 1. Образцы трех и четырехслойных ячеистых конструкций

Успешная разработка и развитие технологии получения облегченных тонколистовых конструкций совмещением сверхпластической формовки и диффузионной сварки во многом зависит от глубины понимания природы сверхпластичности, природы формирования твердофазного соединения, кинетики формообразования рассматриваемых конструкций и взаимосвязи между этими явлениями. Это в свою очередь приводит к необходимости проведения систематических исследований сверхпластических материалов, изучению их механических и технологических свойств и поведения в условиях сверхпластической деформации. Для исследования и реализации процесса СПФ/ДС разработан целый ряд методик исследований и специализированное оборудование. Разработанные методики позволяют изучить кинетику и механизм процесса образования соединения в твердом состоянии в условиях сверхпластичности, исследовать формообразование многослойных конструкций, определить режимы формовки и сварки, исследовать механические и эксплуатационные свойства получаемых конструкций, а также разработать технологические рекомендации по изготовлению конкретных изделий [3].

В работе описаны результаты многолетних исследований по разработке технологии сверхпластической формовки и диффузионной сварки (СПФ/ДС), проводимые в ИПСМ РАН. Проведены исследования процесса формирования твердофазного соединения при сверхпластической формовке листовых титановых сплавов. Выявлено влияние сверхпластической деформации на кинетику и механизм формирования твердофазного соединения. Разработаны опытные технологические процессы получения типовых узлов авиакосмической техники, таких как крыло, обечайка, лопатки и панели полый конструкции трех и четырехслойного типа, изготовлены опытные партии изделий. Полученные изделия охватывают практически все возможные варианты конструкций — это плоские и цилиндрические панели, детали переменной строительной высоты и со сложной криволинейной поверхностью (рис. 2).

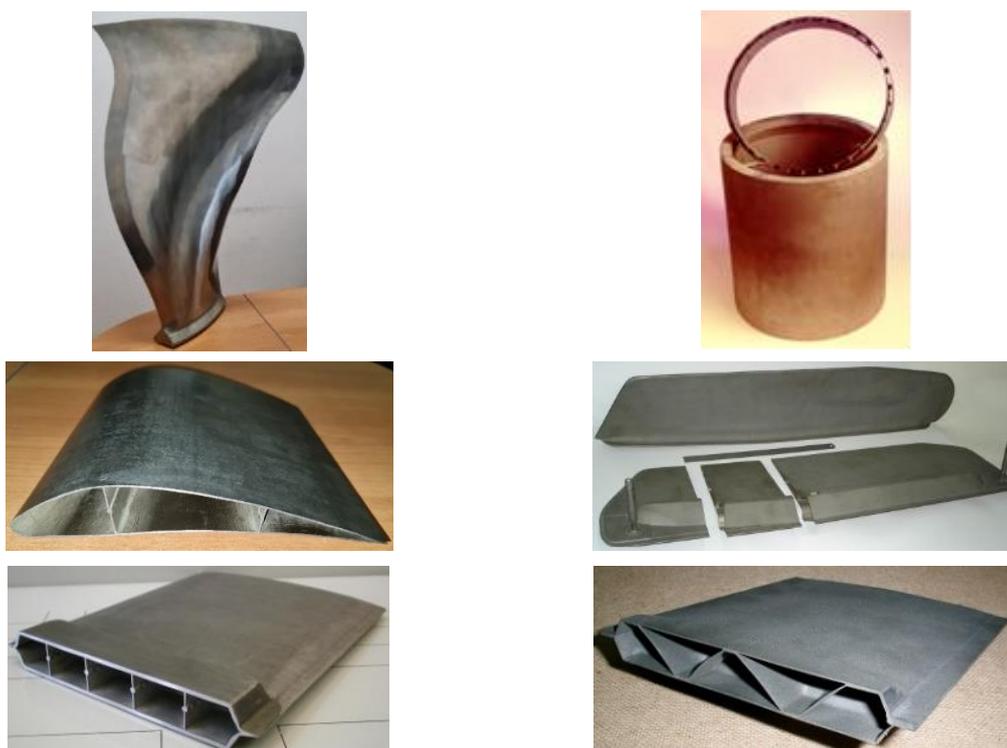


Рис. 2. Изделия, полученные по технологии СПФ/ДС в ИПСМ РАН

Обсуждены последние результаты и перспективы развития технологии СПФ/ДС.

Благодарности

Работа выполнена в рамках государственного задания ИПСМ РАН № НИОКР 122011900468-4 и 122011900474-5.

Список литературы

1. Иноземцев А.А. О программе создания авиационных газотурбинных двигателей пятого поколения семейства самолетов МС-21. Вестник пермского научного центра, № 4, 2010, с.28-46.
2. 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.
3. Сафиуллин Р.В. Сверхпластическая формовка и сварка давлением многослойных полых конструкций Часть II. Опыт ИПСМ РАН Письма о материалах. 2012. Т. 2. № 1 (5). С. 36-39.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРОБОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ АСИММЕТРИЧНОЙ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ ЛЕНТЫ ИЗ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРОК СТАЛЕЙ ДЛЯ ИСКЛЮЧЕНИЯ ОПЕРАЦИЙ ПРОМЕЖУТОЧНОГО ОТЖИГА

**Сверчков А.И.^{1,2}, Песин А.М.¹, Пустовойтов Д.О.¹, Корнилов Г.П.¹,
Бирюкова О.Д.¹, Локотунина Н.М.¹, Песин И.А.¹, Носов Л.В.¹**

¹ФГБОУ ВО "МГТУ им. Г. И. Носова, Магнитогорск, Россия

²ПАО «ММК» Научно-технический центр, Магнитогорск, Россия
sverchkov.ai@mmk.ru

Основное направление работы – экспериментальное моделирование и исследование возможности применения технологии асимметричной прокатки в условиях ЛПЦ-8 ПАО «ММК» для снижения количества технологических циклов «прокатка-отжиг» при производстве ленты из высокоуглеродистых марок стали. Для практической реализации технологии асимметричной прокатки необходимо наличие индивидуального привода рабочих валков. На ПАО «ММК» подобным оборудованием укомплектован непрерывный 5-ти клетевой прокатный стан ЛПЦ-8.

Существующая технологическая цепочка прокатки ленты толщиной 0,8 мм из стали марки 65Г в условиях ЛПЦ-8 ПАО «ММК» включает в себя 2 промежуточных отжига после прокатки на промежуточную толщину:

2,8 мм → 2,0 мм → отжиг → 1,3 мм → отжиг → 0,8 мм

Результаты экспериментов в лаборатории МГТУ показали, что имеется принципиальная возможность реализации технологических цепочек асимметричной прокатки ленты толщиной 0,8 мм из стали марки 65Г (или аналогов) с 1 промежуточным отжигом по схеме:

2,8 мм → 1,3 мм → отжиг → 0,8 мм

Эффективность асимметричной прокатки с точки зрения возможности снижения усилия значительно возрастает с увеличением степени обжатия. При обжатиях до 10-15% использование асимметрии малоэффективно для снижения усилия прокатки. А при обжатиях свыше 30-40% эффективность существенно возрастает. В частности, усилие при асимметричной прокатке с обжатиями 30-40% соответствует усилию при симметричной прокатке с обжатиями 10-15%.

Таким образом, асимметричная прокатка за счет рассогласования скоростей рабочих валков может быть использована для снижения усилий прокатки, повышения обжимной способности клетей и, как следствие, получения более тонкой ленты без использования промежуточных отжигов. Целью данной работы является экспериментальное опробование и сравнительный анализ энергосиловых параметров процессов симметричной и асимметричной прокатки, а также оценка возможности снижения количества операционных циклов «холодная прокатка – промежуточный отжиг» при производстве ленты из высокоуглеродистых марок сталей в условиях непрерывного пятиклетевого стана «630» ПАО «ММК».

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-49-02041, <https://rscf.ru/project/22-49-02041/>.

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В ТЕХНОЛОГИЯХ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОГО РЕМОНТА ДЕТАЛЕЙ МЕТОДОМ ПОСЛОЙНОЙ НАПЛАВКИ ПРОВОЛОКИ

Семенова И.П.

*Уфимский университет науки и технологий, Лаборатория многофункциональных материалов, Уфа, Российская Федерация
semenova-ip@mail.ru*

В машиностроении аддитивные технологии (АТ) часто применяются при ремонте сложных металлических изделий путем местного восстановления металлическим порошком или проволокой. Использование проволочного присадочного материала по сравнению с процессами на основе порошков, аддитивное производство с дуговым электродом предполагает более высокую производительность наплавки, а также повышенный коэффициент использования металла. При этом, общим недостатком титановых заготовок, полученных с использованием АТ путем послойной наплавки проволокой является формирование крупнозернистой дендритной структуры, ее сильная анизотропия, и, как следствие, более низкая по сравнению с монолитным сплавом твердость и прочность [1]. В настоящем исследовании решение данной проблемы предлагается за счет применения проволоки с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, полученной методом интенсивной пластической деформации [2]. Известно, что жидкий расплав генетически связан с исходным кристаллическим состоянием материала, в частности, природой межатомных связей и формируемым «ближним порядком» [3]. Можно предположить, что при относительно быстром нагреве в жидком расплаве в области надликвидусных температур сохраняются неравновесные группировки атомов, наследующие черты строения фаз, которые потом выделяются при охлаждении. Использование наплавочной проволоки с УМЗ структурой, которая характеризуется большим числом дефектов кристаллической решетки и границ зерен, позволит изменить механизм кристаллизации металла при аддитивной наплавке, что приведет к существенному измельчению структуры синтезированного материала и, как следствие, к повышению комплекса ее механических характеристик.

Результаты проведенных исследований на примере сплавов ВТ6 и Ti-15Mo, показали, что послойная плазменная наплавка УМЗ проволоки в синтезированных заготовках позволяет достичь механических свойств, сопоставимых к монолитному материалу и даже выше, за счет формирования более дисперсной ламеллярной структуры. Обсуждается природа данного феномена, а также перспективы повышения механических характеристик титановых сплавов, получаемых аддитивной технологией.

Список литературы

1. Щицын, Ю.Д.; Кривоносова, Е.А.; Трушников, Д.Н.; Ольшанская, Т.В.; Карташов М.Ф.; Неулыбин, С.Д. Использование СМТ-наплавки для аддитивного формования заготовок из титановых сплавов. *Металлург* 2020, 64(1-2), 67–74.
2. Semenova, I.P.; Shchitsyn, Y.D.; Trushnikov, D.N.; Gareev, A.I.; Polyakov, A.V.; Pesin, M.V. Microstructural Features and Microhardness of the Ti-6Al-4V Alloy Synthesized by Additive Plasma Wire Deposition Welding. *Materials* 2023, 16, 941. <https://doi.org/10.3390/ma16030941>
3. Г.В. Тягунов, Е.Е. Барышев, А.Г. Тягунов, В.С. Мушников, Т.К. Костина. О некоторых особенностях структурирования металлических жидкостей. *Вестник Южно-Уральского государственного университета. сер. Metallurgy*. 2018, 18(3), 16–25.

ВЛИЯНИЕ АККУМУЛИРУЮЩЕЙ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Д16 И ЧИСТОГО АL

Сементеева Ю.Р.¹, Аксенов Д.А.^{1,2}, Барышникова А.М.³

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

²Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа, Россия

³Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия
yu.nuriewa@yandex.ru

Алюминиевые сплавы являются легкими материалами, обладающими высокой удельной прочностью и пластичностью, что позволяет использовать их в различных отраслях промышленности. Однако, в связи с постоянным технологическим развитием к применяемым материалам предъявляются повышенные требования. Одним из эффективных способов увеличения прочности является интенсивная пластическая деформация, при которой измельчение структуры может происходить до ультрамелкозернистого или наноструктурного состояния. Среди всех известных методов ИПД можно выделить аккумулялирующую прокатку. Данный процесс не требует сложного оборудования, производительность может быть высокой, а количество производимого материала не ограничено.

Целью работы являлось создание композитного материала с коррозионно-устойчивой поверхностью и повышенными механическими характеристиками методом аккумулялирующей прокатки.

В работе были исследованы структура и свойства композита Al/Д16 полученного в ходе 1 цикла аккумулялирующей прокатки при температуре 350°C. Были подробно исследованы структурные изменения сплава Д16 и Al, и влияние деформации на коррозионную стойкость композита. Также были изучены механические свойства.

Начальные толщины пластин алюминия и сплава Д16 составляли 1 и 6 мм соответственно. Толщина двуслойной пластины Al/Д16 после прокатки составила 3,1мм. Исследования коррозионной стойкости композита Al/Д16 проводились согласно ГОСТ 9.913-90 с использованием 3% раствора NaCl, при температуре T = 20°C.

Были изучены структурные изменения сплава Д16 в исходном состоянии и после аккумулялирующей прокатки с помощью РЭМ и ПЭМ. В образцах исходного состояния сплава Д16 и после прокатки наблюдаются частицы вторых фаз, после прокатки средний размер частиц не изменяется -5 ± 3 мкм. Толщина алюминиевого слоя составляет 450 мкм. Микротвердость Д16 после аккумулялирующей прокатки вырастает до 1560 ± 50 МПа, Al до 360 ± 30 МПа. Прочность составила 330 ± 10 МПа.

Коррозионные исследования Д16 в 3% растворе NaCl показали, что коррозия имеет точечный характер. Алюминиевый слой композита устойчив к коррозии и может служить эффективной защитой для сплава Д16 против коррозии в 3% растворе NaCl. Размер питтингов после прокатки больше на 45%, чем у исходного образца, и составляет в среднем 8,25 мкм, но мест зарождения меньше. На сплаве Д16 после прокатки наблюдается коррозионное растрескивание, это вероятно связано с остаточным напряжением на границах зерен.

Таким образом, аккумулялирующая прокатка пластин чистого алюминия и сплава Д16 позволила получить композитный двуслойный материал с алюминиевым поверхностным слоем стойким к коррозии в 3% растворе NaCl, с микротвердостью 1560 ± 50 МПа и прочностью 330 ± 10 .

Благодарности

Благодарность: работа выполнена при поддержке Российского Научного Фонда (грант № 23-79-30015).

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ СВИНЦА С2 ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ 0,5Тл

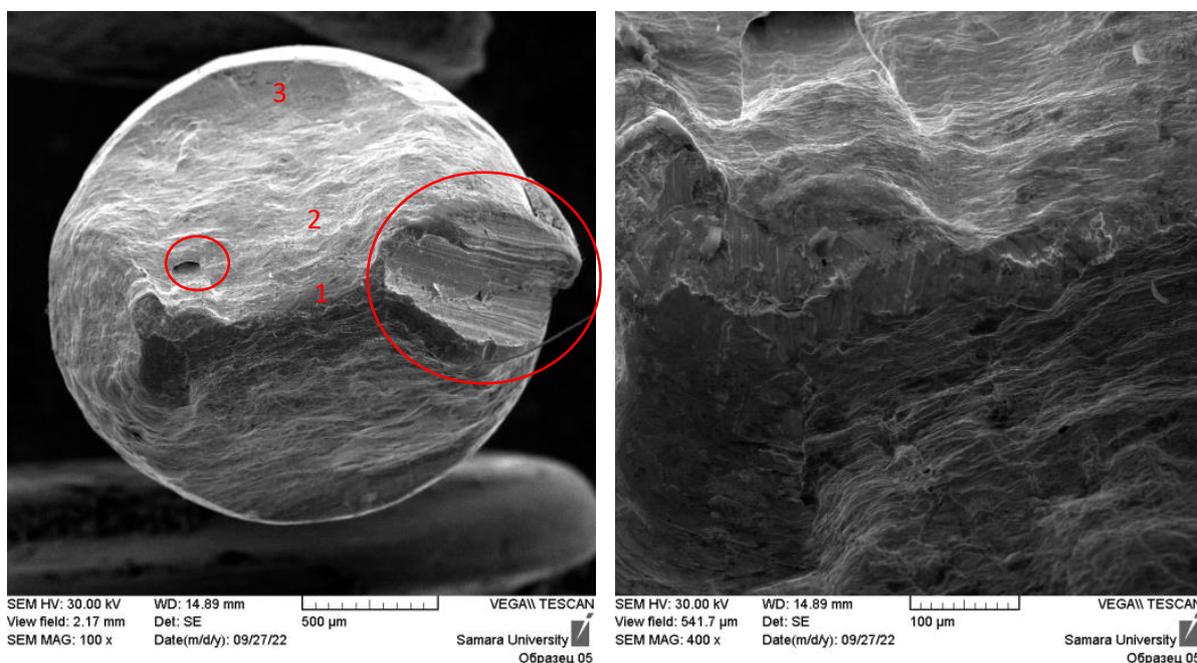
Серебрякова А.А., Шляров В.В., Загуляев Д.В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
aserebrakova87@gmail.com

В данном исследовании, показаны результаты изучения поверхности свинца марки С2 сформированной при разрушении в процессе ползучести. В испытаниях на ползучесть применялось такое внешнее воздействие как магнитное поле, которое способно существенно влиять на структуру и деформационные характеристики металлов [1]. Характер изменений зависит от величины индукции магнитного поля. Целью данной работы является исследование влияния индукции магнитного поля 0,5 Тл на формирование поверхности разрушения свинца.

В исследованиях процесса ползучести использован свинец марки С2, цилиндрические образцы диаметром 2 мм длиной 200 мм, содержание примесей не превышало 0,0214 %. Испытание на ползучесть и обработку магнитным полем выполняли на экспериментальной установке для испытаний на ползучесть, оснащенной электромагнитом, сконструированной и изготовленной в ФГБОУ ВО «СибГИУ» (условия эксперимента более подробно описан в [2]). Анализ морфологии поверхности разрушения проводили на растровом электронном микроскопе TESCAN Vega SB.

Получены РЭМ-изображения структуры изломов образцов, разрушенных в процессе ползучести с применением магнитного поля со значением индукции 0,5Тл (рис.1).



а б
Рис. 1. РЭМ-изображение излома образца, разрушенного в процессе ползучести с применением магнитного поля (значение индукции $B=0,5$ Тл)

На рис.1а и 1б, представлены изломы образцов, разрушенных с применением магнитного поля. Можно отметить, что прослеживается изменение морфологии поверхности по мере увеличения индукции магнитного поля. Здесь выявляются 3 зоны:

1 - волокнистая зона; 2 - радиальная зона; 3 - зона среза (долома). Волокнистая зона увеличена по протяженности, образуя прямую линию поперек образца, для 0,5Тл - 1300мкм (а) (учитывая скол). Ширина волокнистой зоны меняется неравномерно, происходит сужение. На рис. 1б, на образце видна дополнительная деформация - скол. По всей поверхности излома можно наблюдать ступенчатый рельеф (вязкие бороздки). Образование ступенек зачастую обусловлено соединением двух микроповерхностей разрушения, расположенных на разных уровнях, либо в результате скола вдоль границ двойников. Кроме того, на рисунке 1а выявлена ямка сдвига, образовавшаяся на поверхности среза, вытянута в направлении радиальной зоны.

Таким образом, данные испытания подтверждают влияние постоянного магнитного поля на диамагнитный свинец.

Благодарности

Исследование выполнено с использованием оборудования ЦКП «Материаловедение» ФГБОУ ВО «СибГИУ».

Список литературы

1. Серебрякова, А.А. Исследование деформационного поведения Al, Ti, Pb подвергнутого магнитной обработке / А.А. Серебрякова, В.В. Шляров, К.В. Аксенова // Современные Проблемы и Направления Развития Металловедения и Термической Обработки Металлов и Сплавов, посвященная памяти академика А.А. Байкова: сборник научных статей 3-й Международной научно-практической конференции (15 сентября 2022 года); Юго-Зап. гос. ун-т. Курск: Юго-Зап. гос. ун-т. – 2022. – С. 143-146.
2. Серебрякова А.А., Влияние магнитного поля с индукцией до 0,5 Тл на динамику деформационных характеристик свинца / А.А. Серебрякова, Д.В. Загуляев, В.В. Шляров // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2023. Т. 20, No 1. С. 52–58. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.01.006

ТРИБОЛОГИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СТАЛИ 20 ПОСЛЕ ЛОКАЛЬНОЙ ЦЕМЕНТАЦИИ ПРИ СТРУЙНОМ ЭЛЕКТРОЛИТНО- ПЛАЗМЕННОМ НАГРЕВЕ

**Сокова Е.В.¹, Наумов И.М.¹, Носова М.А.¹, Маркина Л.М.¹,
Белов Р.Д.¹, Гапонов В.А.²**

¹*Костромской государственный университет, Кострома, Россия*

²*Московский государственный технологический университет «СТАНКИН»,*

Москва, Россия

ekaterina.sokova44@gmail.com

Целью данного исследования является изучение влияния локальной электролитно-плазменной цементации на трибологические свойства избирательного участка поверхности стали 20.

Локальной цементации при струйном анодном и катодном варианте электролитно-плазменного нагрева подвергалась поверхность образцов из стали 20 длиной 5 см и диаметром 1,1 см. Обработку участка поверхности проводили в водном растворе электролита, содержащем хлорид аммония (10 % масс.) и глицерин (10 % масс.) при напряжении 250 В для анодного варианта нагрева, и 150 В для катодного варианта нагрева, что соответствовало температуре диффузионного насыщения 850–900 °С. Раствор электролита циркулировал в системе со скоростью 2,0 л/мин через теплообменник для поддержания температуры на уровне 25±2 °С, на выходе из которого с помощью сопла струей подавался на обрабатываемый участок поверхности. Общая площадь боковой поверхности вала составила 17,27 см², а площадь цементируемого по окружности участка не превышала 7,0 см². Диффузионное насыщение проводили в течение 1–3 минут в несколько этапов при периодическом изменении (относительно контакта с электролитом) обрабатываемого участка поверхности вращением вала. В конце обработки поверхность вала охлаждалась электролитом (закалка) путем отключения напряжения.

Результаты трибологических испытаний на 1 км при скорости скольжения образца 1,555 м/с по контртелу из закаленной стали ХВГ и нагрузке 10 Н показаны в таблице 1 и на рисунке 1. Коэффициент трения снижается после цементации при всех режимах струйной обработки в сравнении с контрольным образцом. Максимальное снижение коэффициента трения в 1,74 раза наблюдается после анодной цементации участка поверхности стали в течение 3 минут. Убыль массы в процессе трибологических испытаний у образцов после локальной цементации уменьшается в сравнении с контрольным образцом и коррелирует с коэффициентом трения. Анодная цементация в течение 3 минут при струйном электролитно-плазменном насыщении позволяет в 4,5 раза снизить потери массы при трении на модифицированном участке поверхности стали по сравнению с необработанным материалом.

Локальная анодная цементация приводит к снижению шероховатости поверхности на обрабатываемом участке. Высота неровностей профиля по десяти точкам снижается почти вдвое после обработки. Вместе с тем радиусы закругления вершин выступов шероховатости увеличиваются. Это приводит к менее глубокому внедрению их в поверхность контртела и снижению коэффициента трения, что показано в таблице 1.

На дорожках трения у всех образцов наблюдаются участки пластической деформации. Механизм изнашивания на цементованном участке поверхности вала из стали 20 – усталостный износ при сухом трении и пластическом контакте.

Таким образом, локальная электролитно-плазменная цементация позволяет не только в несколько раз снизить коэффициент трения и интенсивность изнашивания

участка поверхности стальных деталей, но и способствует снижению поверхностной шероховатости.

Таблица 1. Результаты трибологических испытаний образцов после анодной и катодной электролитно-плазменной цементации участка поверхности детали из стали 20

Вид обработки	без обработки (сырой)	анодная	анодная	анодная	катодная
Напряжение обработки, В	-	250	250	250	250
Время на участок, мин	-	1	2	3	3
Средний коэффициент трения за последние 100 м пути трения	0,609±0,007	0,422±0,005	0,417±0,005	0,350±0,004	0,503±0,006
Убыль массы образца за 1 км трения, г	12,80±0,23	4,13±0,07	3,98±0,07	2,87±0,05	8,37±0,15

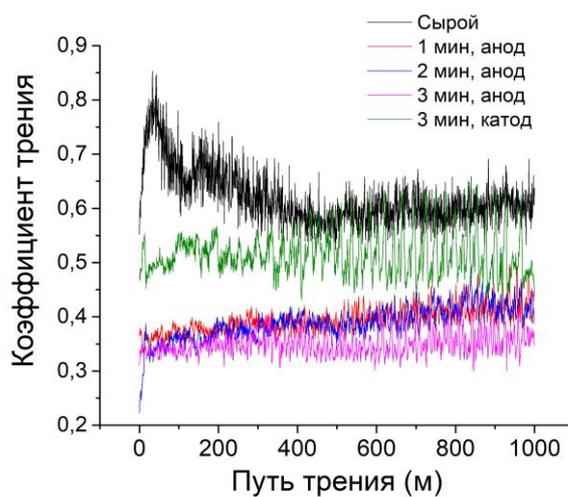


Рис. 1. Зависимость коэффициента трения от пути трения при различных режимах ЭПО. Путь трения 1 км при скорости скольжения образца по контртелу 1,555 м/с и нагрузке 10 Н

НАНОЧАСТИЦЫ МАГНИЯ, КАК АНОД ДЛЯ ПЕРЕЗАРЯЖАЕМОГО АККУМУЛЯТОРА

Соснин И.М., Акимов Е.Г., Мерсон Е.Д., Голованов А.А., Мерсон Д.Л.,
Костин В.И., Линдеров М.Л.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия
i.sosnin@tltu.ru

Большая емкость перезаряжаемого аккумулятора обеспечивает долгую непрерывную работу любого портативного электронного устройства. Возрастающие требования по миниатюризации таких устройств подталкивают исследователей к поиску новых материалов, которые могли бы стать альтернативой литию, традиционно применяемому в производстве анодов. С этой точки зрения магний имеет большие перспективы ввиду высокой теоретической объемной емкости $3832 \text{ мА}\cdot\text{ч}/\text{см}^3$, что почти в два раза превышает аналогичный показатель лития $2061 \text{ мА}\cdot\text{ч}/\text{см}^3$. В настоящей работе описаны результаты испытания электрохимической ячейки, функцию анода в которой выполняли дисперсные частицы магния, помещенные в токопроводящий полимерный материал. В исследовании были использованы фракции со средним размером частиц, отличающихся на два порядка: 43 нм и 5 мкм [1]. Таким образом было изготовлено две серии анодов, каждая из которых содержала нано- и микрочастицы магния, соответственно. В качестве катода в обоих случаях использовали наночастицы диоксида титана, также помещенные в токопроводящий полимерный материал. Водный раствор хлорида натрия и лимонной кислоты выступал в качестве электролита. Испытания электрохимической ячейки осуществляли в гальваностатическом режиме, силу тока варьировали в пределах от 0,5 до 10 мА. На рис. 1 показана зависимость удельной плотности энергии от силы тока разряда, из которой следует, что анод, содержащий наночастицы магния, по сравнению с микрочастицами показал значение удельной плотности энергии в 7 раз выше. Исследования в области размерного эффекта магниевых наночастиц открывают новые возможности создания миниатюрных перезаряжаемых аккумуляторов.

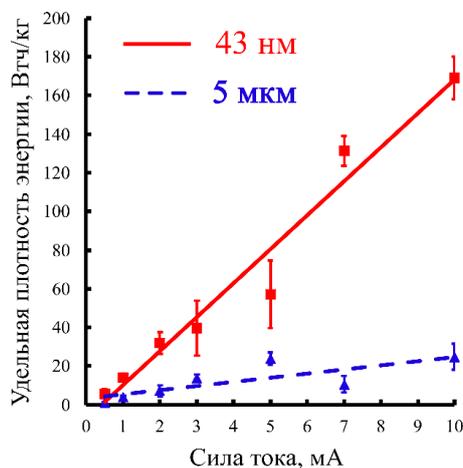


Рис. 1. Зависимость удельной плотности энергии от силы тока разряда аккумулятора, анод которого содержит дисперсные частицы магния разного размера

Благодарности

Работа выполнена при поддержке Министерства высшего образования и науки Российской Федерации, номер проекта FEMR- 2021-0011.

Список литературы

1. Sosnin I.M., Akimov E.G., Merson E.D., Golovanov A.A., Merson D.L., Kostin V.I., Linderov M.L. Magnesium nanoparticles as a highly stable anode for the electrochemical cell // Materials Science and Engineering: B. – 2023. – Vol. 296. – 116648.

ПОНИЖЕНИЕ УСТАНОВИВШЕЙСЯ РАСТВОРИМОСТИ Ag В Cu ПОД ДЕЙСТВИЕМ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ ПРИ НИЗКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Страумал П.Б.¹, Кречетов И.С.¹, Добаткина Т.В.¹

¹*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, 119334,
Москва, Россия
pstraumal@imet.ac.ru*

Ранее было обнаружено, что интенсивная деформация твердых растворов на основе меди методом кручения под высоким давлением (КВД) изменяет концентрацию растворенных атомов s . Она достигает определенного установившегося значения c_{ss} примерно после 1,5-2 оборотов плунжера. Целью этой работы было исследовать, как c_{ss} зависит от температуры КВД. Образцы сплава Cu – 8 мас.% Ag были отожжены при 790°C, 100 ч (образец 1) и 500°C, 770 ч (образец 2). После отжига при 790°C почти все атомы серебра были растворены в медной матрице. Образец 1 содержал всего несколько мелких частиц серебра размером ~20 нм, видимых только при помощи просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и невидимых при дифракции рентгеновских лучей (РФА). После отжига при 500°C все атомы серебра находились в осадках Ag, а медная матрица была почти чистой. Отожженные образцы подвергали КВД при 6 ГПа, 1 об/мин при комнатной температуре (около 300 К) и при 77 К. После КВД при 300 К концентрация серебра c_{ss} в образце 1 снизилась с 8 до 7,5 мас.% Ag, и образовались новые мелкие частицы серебра размером ~50-100 нм. В образце 2 c_{ss} увеличился с 1 до 5,5 мас.% Ag. Первоначальные равноосные частицы серебра вытянулись в виде волокон и частично растворились. Полученное в результате установившееся значение $c_{ss} = 5,5$ мас.% Ag согласуется со значением $c_{ss} = 5,5$ мас.% Ag, измеренным ранее (Acta Mater. 195 (2020) 184). После КВД при 77 К концентрация серебра c_{ss} в образце 1 составила 3 мас.% Ag, а в образце 2 - 6,5 мас.% Ag. Таким образом, оба значения были ниже, чем после КВД при 300 К. Это означает, что $c_{ss} = 4$ мас.% Ag после КВД при 77 К было ниже, чем после КВД при 300 К. То есть, динамическое равновесие между растворением и выделением атомов серебра смещается, и выделение преобладает при 77 К.

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-00625, <https://rscf.ru/project/22-29-00625/>

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ВЫЗВАННЫЕ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Страумал Б.Б.

*Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна (ИФТТ РАН), Черноголовка
НИТУ «МИСиС», Москва
straumal@issp.ac.ru*

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) не только приводит к сильному измельчению зерен и упрочнению материала, но также может вызвать диффузионные, а также бездиффузионные (мартенситные, сдвиговые) фазовые превращения. Нами изучено влияние кручения под высоким давлением (КВД) на диффузионные и мартенситные фазовые превращения в нанокompозитах на основе меди и титана. В разбавленных бинарных сплавах на основе меди КВД вызывает конкуренцию между формированием частиц второй фазы, вызванным деформацией, и их растворением в медной матрице. Состав медной матрицы после КВД такой, какой может быть получен после длительного отжига при определенной (эффективной) температуре T_{eff} . Величина T_{eff} в разбавленных бинарных сплавах на основе меди увеличивается с увеличением энтальпии активации диффузии второго компонента и его температуры плавления T_m . Вызванные КВД превращения между интерметаллидами Юм-Розери, ускоренный массоперенос, огранение границ зерен и сегрегация границ зерен также протекают таким образом, как если бы они происходили при определенной (повышенной) T_{eff} . В сплавах Cu–Al–Ni с памятью формы диффузионные превращения, вызванные КВД (выделение α_1 - и γ_1 -фаз), влияют на последующее мартенситное превращение. Сплавы Ti–Fe, Ti–Co и Ti–Nb перед КВД содержали либо смесь α - и β -фаз, либо смесь α -фазы и интерметаллидов (α +TiFe или α +Ti₂Co). Во время КВД образуются α' - и α'' -мартенситы, а также ω -фаза высокого давления. Обсуждаются диффузионные и бездиффузионные механизмы этих превращений.

Благодарности

Работа выполнена в рамках Государственного задания ИФТТ РАН.

ФОРМИРОВАНИЕ ОПТИМАЛЬНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ ДЛЯ ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT20

Стукалин Д.О.¹, Зайнуллина Л.И.¹, Александров И.В.¹

¹*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
stukalin.danil@mail.ru*

Титановые сплавы являются одними из основных конструкционных материалов и применяются в разных отраслях промышленности во всем мире. Высокая удельная прочность, низкая плотность, отличная коррозионная стойкость во многих агрессивных средах, жаропрочность и немагнитность – основные качества, сделавшие титановые сплавы привлекательными для самых различных применений.

Методы интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяют формировать ультрамелкозернистые (УМЗ) структуры и значительно повышать прочностные характеристики металлических материалов, включая псевдо- α титановые сплавы [1,2]. При этом важным этапом является подготовка микроструктуры сплавов для ИПД, как правило реализуемой кручением под высоким давлением (ИПДК) или равноканальным угловым прессованием (РКУП) [3].

В качестве материала для проведения исследований в настоящей работе был выбран псевдо- α титановый сплав VT20 (TA15). Данный сплав принадлежит к сплавам системы Ti-Al-Zr-Mo-V, относящимся к категории псевдо- α сплавов, и широко используется в обшивке крыла, корпусных деталях, деталях газотурбинных двигателей самолетов. Сплав был получен из Нанкинского технического университета (Китай).

В работе исследовано влияние режимов термической обработки на характер исходной микроструктуры, подходящей для последующей ИПДК и/или РКУП. В качестве оптимальной микроструктуры, основываясь на обзоре доступных научных источников, рассматривалась микроструктура, характеризующаяся минимальной объемной долей α -фазы в микроструктуре.

Для определения температуры закалки образцы сплава были закалены с предварительной выдержкой при температурах выше температуры полиморфного $\beta \rightarrow \alpha$ превращения в течение 30 минут с последующим быстрым охлаждением в воде. Значения объемной доли α -фазы, оцененные методом оптической металлографии с использованием программного пакета ImageJ, составили 60%, 50% и 27%, соответственно, при закалке с температур 970°C, 980°C, 990°C. Таким образом, оптимальная температура закалки составила 990°C, так как при данной температуре была сформирована микроструктура с меньшей объемной долей α -фазы.

После закалки были проведены отжиги при температурах 780°C, 790°C, 800°C и временем выдержки в течение 1 часа с целью формирования структуры, состоящей из небольших зерен β -фазы и пластин α -фазы. Расчёты объемной доли α -фазы показали значения равные 33%, 50%, 60% при температурах 780°C, 790°C, 800°C, соответственно. Таким образом, оптимальная температура отжига составила 780°C.

Проведение закалки сплава с температуры 990°C привело к повышению микротвердости сплава по сравнению с исходным состоянием, с 335±20 HV до 389±11 HV. Такое повышение микротвердости может быть связано с образованием пересыщенного твердого раствора легирующих элементов в α -титане и повышением объемной доли β -фазы в закаленном состоянии по сравнению с исходным состоянием. Последующий отжиг образцов сплава при температуре 780°C привел к снижению

микротвердости до 367 ± 11 HV. Обнаруженное понижение микротвердости можно объяснить распадом пересыщенного твердого раствора и снижением объемной доли β -фазы.

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-43-00041, <https://rscf.ru/project/23-43-00041/>.

Список литературы

1. Кашапов О.С., Павлова Т.В., Истракова А.Р., Калашников В.С. Повышение прочностных характеристик жаропрочных псевдо- α -титановых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. – 2014. – №S5. – С. 73-80.
2. Polyakov A.V. Semenova I.P. Huang Y. Valiev R.Z. Fatigue Life and Failure Characteristics of an Ultrafine-Grained Ti–6Al–4V Alloy Processed by ECAP and Extrusion // *Advanced engineering materials*. – 2014. – P. 1038–1043.
3. Валиев Р.З., Александров И.В. *Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией*. – М.: Логос, 2000. – 272 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ИОННОГО АЗОТИРОВАНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Тагиров А.Ф., Агзамов Р.Д.

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
ainurtagirov@mail.ru*

Титановые сплавы занимают важное место среди современных конструкционных материалов. Благодаря жаропрочности, высокой удельной прочности, высокой коррозионной стойкости, низкой плотности и немагнитности титановые сплавы нашли широкое применение в авиационной и космической технике (например, при изготовлении таких ответственных деталей, как лопатки компрессора ГТД) [1,2]. В настоящее время для новых поколений ГТД характерной особенностью является замена традиционно используемых дисков с лопатками на моноколеса или блиски.

В авиационной промышленности конструкторами ставится задача – увеличение усталостной прочности лопаток моноколес ГТД. Надежность и долговечность лопаток в значительной степени зависят от физико-химического и структурно-фазового состава, микрогеометрии и остаточных напряжений в поверхностном слое. Поверхностные остаточные напряжения оказывают значительное влияние на сопротивление усталости деталей, работающих в условиях статических и знакопеременных нагрузок [3].

В настоящее время формирование сжимающих остаточных напряжений на поверхности деталей решается различными отделочно-упрочняющими методами, например, поверхностной пластической деформации (ППД) и ионной имплантации. Однако ионная имплантация ввиду своих возможностей неприменима для обработки моноколес вследствие перекрытия межлопаточного пространства (возможна только обработка одиночных лопаток), а ППД может привести к изменению геометрических параметров деталей.

Ионное азотирование является одним из наиболее распространенных методов модифицирования поверхности титановых сплавов. Для титана и его сплавов возможно применение не только высокотемпературного (850-950 °С), но и низкотемпературного (450-600 °С) ионного азотирования, которое стало возможным благодаря появлению, исследованию и применению различных способов интенсификации процесса насыщения поверхности азотом [1].

Азотирование титановых сплавов при высоких температурах приводит к росту кристаллитов, изменению микроструктуры и снижению служебных характеристик основного материала. Поэтому основной целью низкотемпературного процесса ионного азотирования титановых сплавов является создание небольшого упрочненного поверхностного слоя с сохранением высокого уровня механических свойств, полученных предварительной упрочняющей термической или другими методами обработки.

Таким образом, в данной работе рассматривается возможность применения низкотемпературного ионного азотирования к титановым сплавам, с целью сохранения высокого уровня механических свойств основного материала и формирования в поверхностном титановых сплавов остаточных напряжений сжатия.

Для повышения насыщающей способности газовой среды используют различные виды разрядов. Наиболее широко распространенным и часто применяемым в промышленности методом модифицирования поверхности, является азотирование в тлеющем разряде. Также одним из перспективных способов упрочнения поверхности титана и его сплавов, является способ локального азотирования поверхности, который

заключается в химико-термической обработке потоком аргон-азотной плазмы, получаемой с помощью дугового разряда в вакууме.

В данной работе проведена серия экспериментов по исследованию низкотемпературного ионного азотирования титанового сплава марки ВТ6 в несамостоятельном сильноточном дуговом разряде и в тлеющем разряде.

Представлены результаты влияния технологических режимов низкотемпературного ионного азотирования на поверхностную микротвердость кинетику роста модифицированного слоя и формирование поверхностных остаточных напряжений.

Показано, что кинетика образования нитридных фаз и формирование в поверхностном слое остаточных напряжений во многом определяется температурой ионного азотирования.

В результате исследования влияния температуры обработки на диффузионные процессы при ионном азотировании установлено, что азотирование, как в несамостоятельном сильноточном разряде, так и тлеющем разряде при температуре 450 °С позволяет увеличить поверхностную микротвердость образцов из титанового сплава ВТ6 в 1,2 раза.

После азотирования в тлеющем разряде при температурах 450, 500 и 600°С была получена глубина азотированного слоя 10, 13 и 17 мкм, соответственно. При азотировании в несамостоятельном сильноточном разряде при температурах 450, 500 и 600°С происходит увеличение глубины модифицированного слоя и составила 17, 20 и 28 мкм, соответственно.

Установлено что температура влияет на знак и величину остаточных напряжений. Так при ионном азотировании в несамостоятельном сильноточном дуговом разряде при температуре 600 °С величина остаточных напряжений составила $+12,4 \pm 10$ кгс/мм². При азотировании в тлеющем разряде при температуре 450 °С величина остаточных напряжений составила $-23,7 \pm 10$ кгс/мм².

Для апробации режимов ионного азотирования, отработанных на образцах была обработана опытная партия лопаток компрессора из титанового сплава ВТ6 в плазме несамостоятельного сильноточного дугового разряда и в плазме тлеющего разряда. Режим для азотирования лопаток подбирался исходя из проведенных исследований на образцах. Помимо измерения поверхностной микротвердости, глубины азотированного слоя и поверхностных остаточных напряжений на лопатках проведены усталостные испытания после ионного азотирования, результаты которых удовлетворяют требованиям конструкторской документации.

Благодарности

Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Государственного задания «Исследование физико-химических и механических процессов при формообразовании и упрочнении деталей для авиакосмической и транспортной техники» № FEUE-2023-0006.

Список литературы

1. Арзамасов Б.Н., Братухин А.Г., Елисеев Ю.С., Панайоти Т.А. Ионная химико-термическая обработка сплавов. М.: Изд-во МВТУ им Баумана, 1999, 400 с.
2. Погрелюк И.Н. Азотирование титановых сплавов // Международная конференция ОТТОМ-4, 2003 г. С. 182 – 198.
3. Смыслов А.М., Смылова М.К., Дубин А.И. О взаимосвязи релаксационной стойкости лопаток компрессора из титановых сплавов с параметрами сопротивления усталости // Вестник УГАТУ, 2012. Т.16, №1 (46). С. 24-29.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА ХЛАДОСТОЙКОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Тихонова М. С.¹, Долженко П. Д.¹, Дубровина Н. А.¹,
Беляков А. Н.¹, Кайбышев Р.О.^{1,2}

¹Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Белгород, Россия

²Российский государственный аграрный университет –МСХА имени К.А.Тимирязева,
Москва, Россия
tikhonova@bsu.edu.ru

Высокий интерес и потребность к конструкционным материалам с повышенными характеристиками прочности и ударной вязкости, применяемых в условиях крайнего севера при пониженных температурах усложняет применение традиционных аустенитных сталей из-за низкого предела прочности. Одними из перспективных в этом отношении материалами являются аустенитные коррозионностойкие стали с дополнительным легированием азотом, которые демонстрируют высокую прочность, коррозионную стойкость и высокую ударную вязкость даже при криогенных температурах.

В качестве объекта исследования в работе представлена сталь 03X22H10AG6M2 Fe баланс– 0,025% С –0,36 %N – 22% Cr – 10% Ni — 6,2% Mn – 0,34%Si – 1,9%Mo, химический состав которой разработан лабораторией механических свойств наноструктурных и жаропрочных материалов НИУ «БелГУ» Патент RU 2608251 «Хладостойкая аустенитная высокопрочная сталь». Сталь подвергали гомогенизационному отжигу при 1000 °С в течение 8 ч, охлаждению на воздухе с последующей прокаткой в горячем состоянии при температуре 1100 °С, $\epsilon = 1$. Микроструктура исследуемой стали характеризуется равноосными аустенитными зёрнами со средним размером 15 мкм, плотность дислокаций по данным расчета EBSD-анализа составляет $8 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$. Доля большеугловых границ в такой структуре составляет 0,97, из них доля специальных границ или границ двойникового типа $\Sigma 3$ равна 0,42. Механические свойства данной стали показали высокие характеристики прочности, пластичности и ударной вязкости. Так при комнатной температуре предел текучести составил 500 МПа, предел прочности 820 МПа удлинение до разрушения 50% в сочетании с ударной вязкостью KCV 420 Дж/м². Снижение температуры испытаний до -196 °С сопровождается ростом прочностных характеристик: σ_T составляет 1240 МПа, σ_B - 1670 МПа, удлинение до разрушения 41 % при достаточно высоких значениях ударной вязкости KCV 170 Дж/м². В работе обсуждаются вклады различных механизмов упрочнения в предел текучести стали при снижении температур испытаний в область криогенных значений.

Благодарности

Исследования выполнены с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

ЗАКОНОМЕРНОСТИ НАКОПЛЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ В АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ В УСЛОВИЯХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

Тихонский Н., Макаров С.В., Плотников В.А.

Алтайский Государственный Университет (АлтГУ), Барнаул, Россия
plotnikov@phys.asu.ru

Деформирование алюминий-магниевого сплава в широком интервале температур свидетельствует, что в ходе нагружения накопление деформации осуществляется двояким образом: монотонным путем, когда на зависимости деформации от времени (температуры) процесса отсутствуют события, нарушающие монотонность; немонотонным путем, когда на этой зависимости наблюдаются макроскопические деформационные скачки [1]. Эти особенности деформационного поведения металлов коррелируют с акустической эмиссией, сопровождающей процесс накопления деформации при высоких температурах: монотонное накопление деформации сопровождается низкоамплитудной акустической эмиссией; скачкообразное накопление деформации характеризуется высокоамплитудными единичными сигналами акустической эмиссии [2].

Известно, что эффект прерывистой текучести в алюминий-магниевого сплавах при механическом нагружении представляет собой процесс формирования полос деформации, являющиеся областями локализации пластической деформации. Прерывистая текучесть на зависимости напряжение – деформация проявляется в скачках (зубцах) напряжения, причем полоса деформации, ответственная за акты прерывистой текучести, является макроскопическим объектом и развивается из критического зародыша полосы. Наблюдаются два типа полос деформации: пространственно неорганизованные полосы и пространственно организованные. Каждый акт прерывистой текучести связан с появлением одной полосы деформации. Прерывистая текучесть сопровождается импульсами акустической эмиссии, коррелирующие с появлением полос деформации, то есть каждому скачку напряжений соответствует импульс акустической эмиссии.

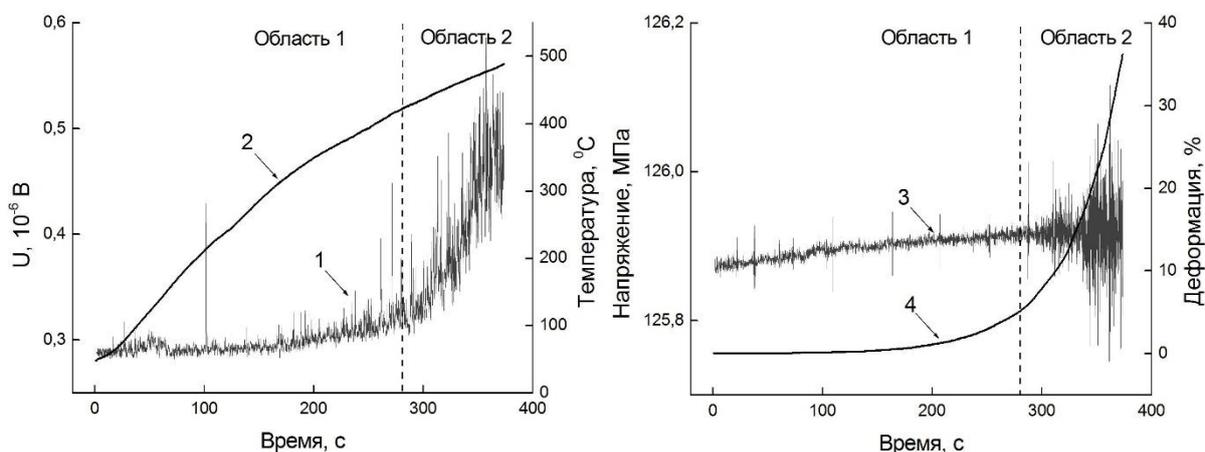


Рис. 1. Среднеквадратичное напряжение акустической эмиссии (1), температура (2), механическое напряжение (3) и деформация (4) в сплаве АМг5 при нагрузке 125 МПа в ходе неизотермического термомеханического цикла

Целью данной работы является исследование деформации, механических напряжений и акустической эмиссии в Al-Mg сплаве при нагружении в широком интервале температур – от комнатной до температуры плавления.

Образцы вырезались из пластины сплава АМг5 в виде стержней длиной 300 мм, в нижней части которых были сформированы области локализации деформации диаметром 4

мм и длиной 30 мм, а верхняя часть являлась волноводом. Образцы предварительно отжигали в условиях технического вакуума 10^{-5} мм рт. ст. при температуре 500°C в течение 1 часа и охлаждали с печью.

Из приведенных (рис. 1) экспериментальных данных по накоплению деформации и акустической эмиссии в образце, полученные в условиях неизотермического цикла при постоянном механическом напряжении величиной около 125 МПа следует, что при нагреве нагруженного образца наблюдается два участка накопления деформации (область 1, область 2). В низкотемпературной области 1 в температурном интервале $20 - 420^{\circ}\text{C}$ монотонному накоплению деформации величиной примерно 6 % с низкой скоростью ($0,2 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$) соответствует акустическая эмиссия, характеризуемая монотонным изменением среднеквадратического напряжения акустической эмиссии. В высокотемпературной области 2 при температуре около 420°C характер накопления деформации и акустической эмиссии меняется: быстрому возрастанию накопления деформации ($3,4 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$) соответствует активный рост амплитуды среднеквадратичного напряжения акустической эмиссии. При увеличении скорости накопления деформации механическое напряжение начинает осциллировать (рис. 1), причем амплитуда осцилляций увеличивается при повышении температуры. Осцилляции механического напряжения согласно [2] есть реакция системы машина-образец на скачки деформации, то есть наблюдаемый в экспериментах квазискачкообразный характер накопления деформации действительно представляет последовательность деформационных скачков разделенных малыми монотонными промежутками.

Переход к осцилляции механического напряжения может свидетельствовать о существенном изменении микромеханизма накопления деформации, а увеличение амплитуды акустических импульсов по мере повышения температуры характеризует увеличение колебательной энергии акустической эмиссии в объеме деформируемого материала.

Элементарным деформационным актом при нагружении образцов является формирование деформационной полосы. Очевидно, монотонное накопление деформации обусловлено слабой корреляцией в формирующейся системе деформационных полос. В то же время деформационные скачки свидетельствуют о высокой корреляции и локализации деформационных полос в макроскопическом масштабе, а импульсы акустической эмиссии характеризуют высокую когерентность элементарных акустических сигналов от системы деформационных полос, интерференция которых формирует единичный акустический сигнал.

В низкотемпературной области накопление деформации с низкой скоростью соответствует низкоамплитудная монотонная акустическая эмиссия, что свидетельствует о низкой корреляции элементарных деформационных актов. В высокотемпературной области быстрое накопление деформации соответствует быстрому монотонному росту высокоамплитудной акустической эмиссии, что приводит к формированию глобального макроскачка. Такой характер деформации свидетельствуют о высокой корреляции элементарных деформационных актов.

Список литературы

1. Макаров С.В., Плотников В.А., Потехаев А.И. Высокотемпературная пластическая деформация и акустическая эмиссия алюминия в слабоустойчивом состоянии // Известия вузов. Физика.-2013.-т.56. №6.- с. 23-30.
2. Шибков А.А. и др., Золотов А.Е., Желтов М.А., Гасанов М.Ф., Денисов А.А. Макролокализация пластической деформации при прерывистой ползучести алюминий-магниевого сплава АМг6 // ЖТФ, 2014, т. 84. №4. С. 40-46.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ОСОБЕННОСТИ 3D-НАПЕЧАТАННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V, ПОДВЕРГНУТОГО КВД

Усманов Э.И.¹, Савина Я.Н.¹, Валиев Р.Р.¹, Панин А.В.², Валиев Р.З.¹

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

²Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск, Россия
usm4nov-emil@yandex.ru

В последние годы активное развитие получили аддитивные технологии (3D-печать), которые являются одними из наиболее перспективных методов получения изделий из различных металлических материалов [1, 2]. Одним из эффективных методов 3D-печати является проволоочная электронно-лучевая аддитивная технология (ЭЛАТ), которая позволяет изготавливать крупногабаритные промышленные заготовки сложной формы с высокой производительностью и почти 100% эффективностью расхода сырья [2].

Известно, что с помощью ЭЛАТ можно успешно получать изделия из титанового сплава Ti-6Al-4V, который широко распространен в авиакосмической промышленности [1]. 3D-напечатанный титановый сплав Ti-6Al-4V имеет специфичную исходную микроструктуру, которая существенно отличается от такого же сплава, полученного традиционными способами производства (литье, штамповка и т.д.), однако при этом он обычно демонстрирует более низкие прочностные свойства [3].

Широко известно, что повышение прочностных характеристик металлических материалов связано с измельчением их зеренной структуры [4]. Наиболее эффективным методом измельчения структуры является кручение под высоким давлением (КВД), которое позволяет сформировать зерна размерами менее 100 нм [4], и научный интерес представляют возможные уникальные прочностные свойства, которые может обрести 3D-напечатанный сплав Ti-6Al-4V после данной обработки. В связи с этим в настоящей работе исследовали влияния обработки КВД на микроструктуру и микротвердость 3D-напечатанного методом ЭЛАТ сплава Ti-6Al-4V.

Результаты исследований показали, что обработка методом КВД позволяет сформировать в объеме 3D-напечатанного сплава Ti-6Al-4V ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру со средним размером зерен около 25 ± 10 нм, значительно повышая его микротвердость до 448 ± 5 НВ. Сформированная УМЗ структура состоит преимущественно из зерен α и β фаз в соотношении 92,8 и 7,2 % соответственно. В настоящей работе также приводится сравнение достигнутых результатов с полученными ранее на горячекатаном сплаве Ti-6Al-4V, подвергнутом КВД.

Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (грант № 22-19-00445).

Список литературы

1. Liu S., Shin Y.C. Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: A review // *Materials & Design*. 2019. Vol. 164. P. 107552.
2. Fuchs J., Schneider C., Enzinger N. Wire-based additive manufacturing using an electron beam as heat source // *Weld World*. 2018. Vol. 62, № 2. P. 267–275.
3. Panin A.V., Kazachenok M.S., Panin S.V., Berto F. Scale levels of quasi-static and dynamic fracture behavior of Ti-6Al-4V parts built by various additive manufacturing methods // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. 2020. Vol. 110. P. 102781.
4. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. *Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications*. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, Inc, 2013.

ИНТЕНСИВНАЯ И СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ КАК МЕТОДЫ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ ФОРМИРОВАНИЕ В КРУПНОГАБАРИТНЫХ ИЗДЕЛИЯХ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ

Утяшев Ф.З.

Член-корреспондент Башкирской академии наук

В англоязычной аббревиатуре обе пластические деформации, указанные в названии статьи, записывают как SPD. В одном случае S означает superplasticity-сверхпластическая, в другом, это severe – жесткая пластическая деформация. Обе деформации являются большими и даже сверхбольшими деформациями. Их осуществляют обычно с невысокими гидропрессовыми скоростями, но при разных температурах. Сверхпластическую при горячей, а интенсивную при теплой и холодной деформациях. Первая измельчает крупнозернистый материал до размеров зерен 1-10 мкм и такой материал приобретает возможность деформироваться в состоянии сверхпластичности при низком напряжении течения важным при формообразовании деталей. Вторая, т.е. интенсивная пластическая деформация, предельно измельчает зерна до субмикро-(1-0,1) мкм и нано (0,1-0,01) мкм размеров и существенно повышает сопротивление деформации, обеспечивая тем самым рекордную прочность материалам. Широкое использование этих деформаций на практике сдерживает высокая трудоемкость деформационной обработки, необходимая для получения УМЗ структуры.

В данной работе на основе анализа особенностей механики, структурных изменений, происходящих материалах при кручении под давлением в условиях СПД и ИПД, а также в результате разработки новых технических решений, рассмотрены технологические процессы, позволяющие снизить количество деформационных операций вплоть до одной с целью формирования УМЗ структуры в дисках и прутках больших диаметров.

ИЗУЧЕНИЕ ПЭО-ПОКРЫТИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВОВ Ti-Zr-Nb МЕТОДАМИ IN-SITU И EX-SITU ИМПЕДАНСНОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

Фаррахов Р.Г.¹, Аубакирова В.Р.¹, Сабитов А.Р.¹ Парфенов Е.В.¹

¹ФГБОУ ВО Уфимский университет науки и технологий
farrahov.rg@ugatu.su

Сплавы на основе системы Ti-Zr-Nb обладают памятью формы, содержат биосовместимые (нетоксичные) компоненты и имеют низкий модуль Юнга, близкий к костной ткани (до 30 ГПа), поэтому обладают большими перспективами применения в качестве медицинских имплантатов. Для улучшения остеоинтеграции имплантата применяют различные методы модификации поверхности, например, применяя современную экологичную технологию плазменно-электролитического оксидирования (ПЭО). ПЭО позволяет сформировать на поверхности пористый биомиметический слой, отличающийся коррозионной стойкостью, износостойкостью и биосовместимостью. Формирование ПЭО-покрытий связано со сложными физико-химическими процессами. В данном исследовании применяются методы in-situ и ex-situ импедансной спектроскопии для выявления механизмов образования покрытий, а также для разработки способов управления процессом.

ПЭО проводилась на автоматизированной установке в импульсном биполярном режиме с управлением по напряжению в фосфатном электролите. При этом амплитуда и скважность положительных и отрицательных импульсов напряжения составляла соответственно 430 В и 40 В, скважность импульсов 26 %. Импульсное напряжение линейно повышалось от нуля до рабочей амплитуды в течение 60 с и поддерживалось на заданном уровне. Для реализации in-situ импедансной спектроскопии была реализована развертка импульсов по частоте в диапазоне от 20 Гц до 10 кГц. Частота изменялась ступенчато (15 ступеней) с одинаковым шагом в логарифмическом масштабе. Полученные in-situ спектры обрабатывались в среде Matlab и программе ZView. Ex-situ импедансная спектроскопия образцов после ПЭО проводилась в растворе Рингера на электрохимической станции Elins P-5X.

Проведен анализ результатов in situ импедансной спектроскопии и предложена электрическая эквивалентная схема процесса ПЭО на разных этапах обработки. В начале процесса происходит процесс анодирования сплава и происходит рост бездефектного барьерного слоя, при этом искровых разрядов не наблюдается. Поэтому импедансный спектр, соответствующий данному промежутку времени, аппроксимирован схемой с одной постоянной времени – схема Рэндлса. Далее в процессе обработки возникают микрозаряды и формируется верхний пористый слой покрытия. Данная стадия была аппроксимирована схемой с двумя постоянными времени – лестничной схемой. На основе эквивалентной схемы замещения обоснован механизм процесса, включающий развитие микрозарядов во внутреннем барьерном слое покрытия, так как для данной части сопротивление переноса заряда отрицательное; такое поведение характерно для участков, соответствующих плазме микрозаряда. Методами in-situ и ex-situ импедансной спектроскопии получены структурно одинаковые электрические эквивалентные схемы, что подтверждает предложенный механизм процесса.

Таким образом, показано, что эквивалентная схема может быть инструментом для оценки стадий процесса и толщины покрытия. Режим in-situ импедансной спектроскопии перспективен с точки зрения управления формированием покрытия с заданными характеристиками, а ex-situ с позиции выявления теоретических основ механизма коррозии.

Благодарности

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда, проект № 20-69-47029, <https://www.rscf.ru/project/20-69-47029/>

О ПРИРОДЕ УПРОЧНЕНИЯ RE-СОДЕРЖАЩИХ 10% CR СТАЛЕЙ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ ПРИ 650°C

Федосеева А.Э.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Белгород, Россия
fedoseeva@bsu.edu.ru*

10% Cr стали, содержащие Re, могут быть использованы в качестве материала изготовления для элементов котлов и паропроводов, а также лопаток и роторов паровых турбин для тепловых электростанций, работающих на суперсверхкритических параметрах (ССКП) пара ($T = 600-620^\circ\text{C}$, $P = 250-300$ атмосфер).

Стали были подвергнуты нормализации с 1050°C в течение 1 часа, охлаждение на воздухе, с последующим отпуском при 770°C в течение 3 часов. Было проведено исследование структурных параметров и внутренних напряжений методом просвечивающей электронной микроскопии для двух 10% Cr-0,2% Re сталей с различным содержанием меди, вольфрама и молибдена в области высоких и низких напряжений после испытаний на ползучесть при температуре 650°C до минимальной скорости ползучести при различных приложенных напряжениях. В области высоких приложенных напряжений величина пороговых сдвиговых напряжений для стали с 3% W, 0.1% Mo и 0.2% Cu была на 18% ниже, чем для 10%Cr-2% W-0.5%Mo-0.8%Cu стали, в то время как в области низких приложенных напряжений величины пороговых напряжений близки для обеих сталей. Величина внутренних сдвиговых напряжений дает средние значения около 50 и 30 МПа для приложенных напряжений 140-130 и 120 МПа соответственно. Сравнение структурных параметров в исследованных сталях выявило следующие моменты:

(а) в обеих сталях при переходе от области высоких приложенных напряжений к области низких приложенных напряжений незначительно увеличивается ширина реек, при этом плотность свободных дислокаций в реечном пространстве падает на порядок;

(б) в обеих сталях плотность частиц карбидов $M_{23}C_6$ по малоугловым границам (МУГ) мартенситных реек снижается на 40% без существенного укрупнения этих частиц;

(в) в обеих сталях поведение фазы Лавеса и карбонитридов NbX одинаково.

Анализ вкладов дислокаций и вторичных частиц в пороговые напряжения выявил, что в 10%Cr-2%W-0.5%Mo-0.8%Cu стали при высоких приложенных напряжениях больший вклад в пороговые напряжения от зернограничных частиц, расположенных по МУГ мартенситных реек, вызван их измельчением. Добавление меди в 10%Cr стали обеспечивает большую объемную долю фазы Лавеса по МУГ мартенситных реек в области высоких приложенных напряжений. При низких приложенных напряжениях вклад в пороговые напряжения от зернограничных частиц в 10%Cr-2%W-0.5%Mo-0.8%Cu стали также выше по сравнению с ранее исследованной сталью, особенно, от карбидов $M_{23}C_6$, которые сохраняют высокую объемную долю по МУГ.

Таким образом, в области высоких приложенных напряжений, высокие пороговые напряжения вызваны высокой плотностью неоднородно распределенных по объему материала дислокаций и зернограничными частицами, расположенными по МУГ реек. Снижение пороговых напряжений в области низких приложенных напряжений происходит за счет сильного снижения плотности дислокаций и изменения дисперсии частиц по МУГ мартенситных реек.

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 19-73-10089-П, <https://rscf.ru/project/19-73-10089/>

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЯ ИЗ ОКСИДОВ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОГО НА TiNi ПОДЛОЖКЕ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Хабибова Е.Д.¹, Чернова А.П.¹, Семин В.О.²

¹*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, Россия*

²*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
edh2@tpu.ru*

Титановые сплавы медицинского назначения используются для реконструкции фрагментов костной ткани и лечения сердечно-сосудистых заболеваний благодаря их функциональным свойствам биоинертности. Например, сверхэластичные TiNi сплавы являются основными и незаменимыми материалами для малоинвазивной хирургии. Токсическое воздействие на живые ткани ионов металлов (Ni, Al, V, Co), высвобождаемых с поверхности медицинских имплантатов, подробно изучено [1]. Металлические имплантаты испытывают нагрузки (статические и циклические), которые приводят к более интенсивным коррозионным повреждениям поверхностей, взаимодействующих с биологическими жидкостями. На наш взгляд, наиболее продуктивными для повышения коррозионной усталости TiNi сплавов представляются методы, направленные на модификацию миниатюрных конструкций с целью формирования на их поверхности стабильных оксидных слоев. Одним из таких методов является электрохимическое анодирование [2, 3]. Однако, в литературе слабо освещен вопрос, связанный с оценкой барьерных свойств синтезированных оксидных слоев в результате анодирования TiNi. Вместе с тем предполагается, что формируемые оксидные слои могут эффективно препятствовать селективной коррозии TiNi сплавов в растворах, имитирующих биологические жидкости. Целью работы является анализ структуры и электрохимического поведения никелида титана в физиологическом растворе (0.9 масс. % NaCl), поверхность которого модифицирована электрохимическим методом.

Образцами выступали пластинки размером 1.0x1.5x1.0 см, вырезанные из прокатанной пластины никелида титана (МАТЭК-СПФ, Россия). Пробоподготовка образцов включала две стадии: механическая шлифовка и электролитическая полировка в смеси концентрированных кислот (3 ч. CH₃COOH и 1 ч. HClO₄). Анодирование проводилось при комнатной температуре в растворе, содержащем этиленгликоль (75 мл), дистиллированную воду (3 мл) и фторид аммония (0.3 г), в течение 120 минут при постоянном напряжении на аноде 20 В. Для оценки электрохимических свойств образцов с модифицированной поверхностью использовали методы импедансной спектроскопии (ЭИС) и вольтамперометрии. Применялась трёхэлектродная электрохимическая ячейка, состоящая из рабочего электрода (TiNi), хлорид-серебряного (Ag/AgCl) электрода сравнения, заполненного 1 М KCl, и графитового вспомогательного электрода. Для приготовления растворов использовали бидистиллированную воду. Измерения проводили на потенциостате PalmSens 4 (Compact Electrochemical Interfaces, Нидерланды) после выдержки при потенциале разомкнутой цепи в течение 15 минут. Площадь рабочей поверхности образцов составляла 1.5 см². Фоновым электролитом являлся 0.9 масс. % раствор NaCl. Окислительно-восстановительные реакции изучали с помощью метода циклической вольтамперометрии (ЦВА) при скорости развертки 0.01 В/с и в диапазоне потенциалов от -1.2 В до +1.2 В. ЭИС проводили при потенциале разомкнутой цепи, амплитуде возмущения синусоидального сигнала 0.01 В и в диапазоне частот от 0.05 Гц до 10⁵ Гц. Морфологию поверхности анализировали на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) высокого разрешения Apreo 2 S (Thermo Fisher Scientific, the United States) при ускоряющем напряжении 20 кВ.

Установлено (рис. 1 а), что в результате анодирования поверхность TiNi сплава является преимущественно пористой. Помимо этого, на некоторых участках поверхности (вставка к рис. 1 а) присутствуют столбчатые образования, представляющие собой оксидные нанотрубки размерами до ~80 нм. Диаграммы Найквиста образцов (рис. 1 б), проанализированные с помощью электрической эквивалентной схемы, представленной на вставке к рис. 1 б, содержащей сопротивление раствора (R_1), сопротивление переноса заряда (R_2) на границе раздела «электрод/электролит» и элемент постоянной фазы (CPE), имеют форму частей полуокружностей. По результатам ЭИС было установлено, что диаграммы Найквиста в высокочастотной области ($f > 10^4$ Гц) характеризуются линейными зависимостями, отвечающими формированию двойного электрического слоя на поверхности сплава.

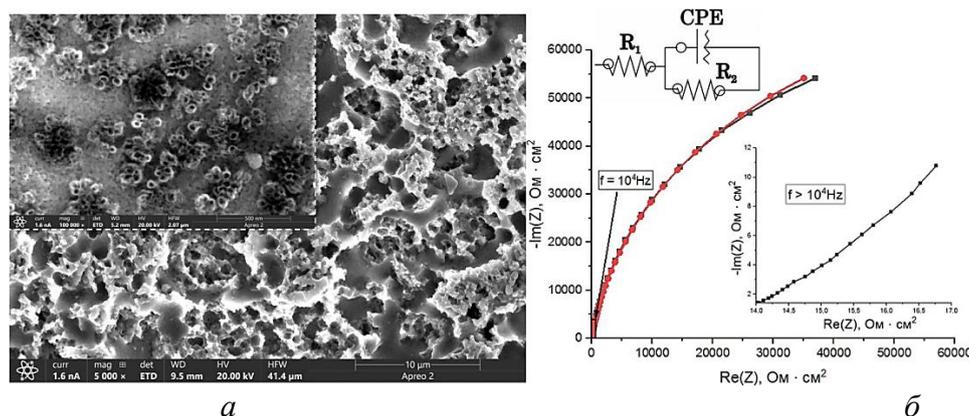


Рис. 1. СЭМ изображения (а) поверхности образцов TiNi после анодирования и диаграммы Найквиста, полученные в 0.9 масс. % растворе NaCl (б)

Характерные значения элементов электрической схемы ($R_1 = 14 \text{ Ом}$, $R_2 = 148 \text{ кОм}\cdot\text{см}^2$, $\text{CPE} = 3.80 \cdot 10^{-5} \text{ Ом}^{-1}\cdot\text{см}^2\cdot\text{с}^n$, $n = 0.92$) и вид кривых импеданса указывают на то, что на фазовой границе «TiNi/электролит» инициируются процессы переноса заряда, связанные с увеличением концентрации зарядоносителей. В данном случае структурным элементом цепи, характеризующим электрофизические свойства поверхностного (анодированного) слоя, является сопротивление переноса заряда. При проведении ЦВА измерений выявлено, что пробы диэлектрической оксидной пленки не происходит. Самое высокое значение плотности анодного тока ($\sim 50 \text{ мкА}/\text{см}^2$) обнаружено в первом цикле испытаний. Максимумы на кривых ЦВА соответствуют, предположительно, электрохимической реакции окисления воды: $2\text{H}_2\text{O} - 4\bar{e} \rightarrow \text{O}_2 + 4\text{H}^+$. Электрохимические эксперименты показали, что коррозионные характеристики (плотность тока коррозии, потенциала коррозии, сопротивление поляризации) TiNi сплава с анодированной поверхностью оказываются сопоставимыми с литыми сплавами без дополнительных поверхностных обработок [3]. Таким образом, предложенный режим анодирования образцов TiNi можно рекомендовать для создания имплантатов с пористой поверхностью и, наряду с этим, высокими коррозионными свойствами.

Список литературы

1. E. Bingham, B. Cohrssen, *Pattys toxicology*, 6th edn. – New Jersey: John Wiley and Sons. – 6200 p.
2. Evolution of anodised titanium for implant applications / J. Alipal et al // *Heliyon*. – 2021. – Vol. 7. – P. e07408. – DOI: 10.1016/j.heliyon.2021.e07408.
3. Self-assembled anodization of NiTi alloys for biomedical applications / R. Hang et al // *Applied Surface Science*. – 2020. – Vol. 517. – P. 146118. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2020.146118.

ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ЭЛЕКТРОЛИТА НА ПРОЦЕСС ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОГО ПОЛИРОВАНИЯ СТАЛИ 20X13 ПРИ РАЗЛИЧНОЙ ИСХОДНОЙ ШЕРОХОВАТОСТИ

**Хаматдинов Р.З., Рамазанов И.А.,
Муллаянова З.М., Парфенов Е.В.**

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Российская Федерация
khamatdinov.rz@ugatu.su*

Для безопасной и качественной финишной обработки изделий из нержавеющей мартенситных сталей наиболее подходящим является метод электролитно-плазменного полирования (ЭПП) [3]. Он уже применяется в задачах авиационной промышленности при подготовке поверхности лопаток и других узлов турбинных установок. Одним из материалов подходящих для изготовления таких деталей является сталь 20X13.

Для исследования влияния температуры образцы стали 20X13 (размеры 60x20x5 мм), которые предварительно были обработаны до шероховатости 0,32 мкм и 0,08 мкм. Всего 6 образцов. Они были подвергнуты ЭПП при напряжении 300 В при различных температурах электролита (70, 80, 90 °С), а именно 5% растворе сульфата аммония $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$. Температура электролита поддерживалась постоянной с точностью до 3 °С. Процесс проводился в 3 этапа: 1, 3, 5 минут от общего начала обработки. После каждого этапа проводились измерения поверхностных свойств.

Эффект полирования достигается во всем диапазоне исследованных температур электролита (70-90°С). По полученным зависимостям выявлено, что ЭПП снижает шероховатость R_a поверхности стали 20X13 до диапазона 0,09-0,11 мкм. Характер снижения экспоненциальный. В случае исходной шероховатости R_a 0,32 мкм увеличение температуры электролита способствует более быстрому процессу полирования стали 20X13, что связано с более интенсивным гидродинамическим воздействием парогазовой оболочки (ПГО) [1]. Изменение шероховатости образцов с исходной шероховатостью R_a 0,08 мкм незначительно. На снимках поверхностей образцов с растрового электронного микроскопа были обнаружены углубления (ямки) свидетельствующие о травлении. В случае первой группы образцов доля вытравленных зон увеличивается с увеличением температуры электролита. У второй группы образцов доля вытравленных зон для рассматриваемого диапазона температур электролита неизменна. На картах распределения элементов выявлена повышенная концентрация углерода в зонах расположения темных вторичных частиц на изображениях растрового электронного микроскопа. Убыль массы во всех режимах пропорциональна. На основе энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (EDX) обнаружено наличие железа, углерода, хрома, кремния, марганца, что соответствует параметрам ГОСТ 5632-2014 на сталь 20X13.

Таким образом, установлено, что влияние температуры электролита преимущественно только для скорости обработки. Вне зависимости от исследуемого диапазона температур электролита (70-90°С) при начальной шероховатости R_a 0,32 мкм образцов стали 20X13 возможно снижение данного параметра в 2 раза за время ЭПП от 1 до 3 минут и достижение предела в диапазоне шероховатости R_a 0,09-0,11 мкм после 5 минут. Влияние ЭПП на образцы с исходной шероховатостью 0,08 мкм при тех же условиях было незначительно для данного параметра. Пропорциональное уменьшение массы образцов с ростом длительности обработки, можно объяснить стационарностью

процесса. Во всех случаях выявлено наличие карбидов $Fe_{23}C_6$ и $Cr_{23}C_6$, образующихся в стали 20X13 в отожженном состоянии.

Список литературы

1. Куликов, И.С. Электролитно-плазменная обработка материалов / И.С. Куликов, С.В. Ващенко, А.Я. Каменев. – Минск : Беларус. навука, 2010. – 232 с
2. Ушомирская Л.А. Формирование газовой анодной оболочки и ее влияние на возможности электролитно-плазменной обработки сложных поверхностей / Л.А. Ушомирская, В.И. Новиков, А.И. Фоломкин // Металлообработка. 2012. №3. pp. 11-14.
3. Электролитно-плазменная обработка: моделирование, диагностика, управление [Текст] / [Е. В. Парфенов и др.]. - Москва : Машиностроение, 2014. - 380 с.

ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЦИНКОВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ ZN-AG-CU

**Хафизова Э.Д., Поленок М.В., Исламгалиев Р. К.,
Корзникова Е. А., Фахретдинова Э.И.**

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
ela.90@mail.ru*

Цинковые сплавы имеют большой потенциал для применения в медицине, как биорезорбируемый материал для имплантатов нового поколения, которые имеют свойство полностью растворяться в течение определенного времени без вреда для организма. Цинк обладает подходящей для костных имплантатов и сосудистых стентов скоростью коррозии, по сравнению с другими металлами, но маленькой прочностью и пластичностью. Применение метода легирования в сочетании с пластической деформацией приводят к повышению механических свойств.

В данной работе представлены результаты повышения механических свойств цинкового сплава системы Zn-Ag-Cu за счет изменения содержания количества серебра и применения интенсивной пластической деформации (ИПД). ИПД проводилась при повышенной температуре равноканальным угловым прессованием по маршруту Bc, угол пересечения 120° .

Изучение микротвердости проводили на твердомере EMCO-Test DuraJet 10 по методу Виккерса согласно ГОСТ 9450–76 при нагрузке 0,1 кг. Микроструктурные исследования проводились на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6490LV. Статические испытания проводили на электромеханической измерительной системе Instron 5982.

С повышением количества Ag размеры зерен уменьшаются, увеличивается содержания второй фазы (Ag,Cu)Zn₄. Применение ИПД приводит к измельчению зеренной структуры и выделению второй фазы и частиц AgZn₃ по границам зерен за счет динамической рекристаллизации. РКУП приводит к увеличению прочностных свойств, а также пластичности до 30%.

В работе приведены сравнительные структурные исследования цинковых сплавов и рассмотрены механизмы повышения их прочностных свойств.

Благодарности

Исследование выполнено Поленок М.В., Хафизовой Э.Д., Корзниковой Е.А, Фахретдиновой Э.И. при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания на оказание государственных услуг ФГБОУ ВО «УУНиТ» (соглашение № 075-03-2023-119/1) «Молодежная научно-исследовательская лаборатория НОЦ «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях». Исследование выполнено Исламгалиевым Р.К. при финансовой поддержке РФФИ 21-53-46017 СТ_а «Исследования по изготовлению и аттестации новых ультрамелкозернистых биodeградируемых уретральных стентов». Исследовательская часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО УУНиТ.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ БИМЕДИЦИНСКОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg-1%Zn-0,2%Ca, ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Худододова Г.Д.¹, Икрамова М.¹, Кулясова О.Б.¹, Исламгалиев Р.К.¹

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
Khudododova.gd@gmail.com

В последнее время магниевые сплавы привлекли большое внимание как потенциальные биоразлагаемые материалы для костных имплантатов из-за их резорбируемости в биосреде [1,2] и превосходных механических свойств, таких как высокая прочность и модуль упругости, близкий к модулю упругости кости [4]. Однако быстрая коррозия магниевых сплавов в хлоридсодержащих растворах, включая жидкости организма человека или плазму крови, ограничивает их клиническое применение [3,4]. Поэтому очень важно улучшить коррозионную стойкость магниевых сплавов для их клинического применения. Для разработки биоразлагаемых магниевых сплавов с хорошими механическими и коррозионными свойствами широко используется легирование различными химическими элементами. В частности Zn и Ca были выбраны в качестве легирующих элементов для разработки сплавов Mg-Zn-Ca из-за хорошей биосовместимости с человеческим организмом. Добавление Zn и Ca улучшает механические свойства и коррозионную стойкость магниевых сплавов. Другой перспективный путь улучшения комплекса механических свойств металлических материалов основан на измельчении структурных составляющих методом интенсивной пластической деформации (ИПД) [5].

В данной работе, на примере сплава Mg-1%Zn-0,2%Ca, проведен анализ изменения структур после интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК), а также проведены исследования механических и коррозионных свойств. Литые исходные образцы были подвергнуты гомогенизационному отжигу при температуре 450°C, время выдержки 24 ч. Применение данной термической обработки обеспечило устранение дендритной ликвации в материале. Формирование наноструктурного состояния осуществляли методом ИПДК при комнатной температуре. Для этого диски, диаметром 20 мм и толщиной 1,1 мм, подвергали кручению под давлением 6 ГПа со скоростью 1 об/мин. Количество оборотов при деформационной обработке было равно 10. Далее проводили дополнительные термические отжики ИПДК образцов в диапазоне температур от 150°C до 300°C. Механические испытания на растяжение проводили при комнатной температуре со скоростью нагружения 10^{-3} с^{-1} на плоских образцах с размерами рабочей части $4 \times 1 \times 0,5 \text{ мм}^3$. Исследование коррозионных свойств проводили с помощью гальванометрического метода. Для исследования весовой коррозии были использованы аналитические весы, обеспечивающие точность измерения до 0,001 мг. Перед исследованием каждый образец взвешивался, после чего образцы полностью погружали в раствор Рингера (состав: 8,6 г/л – NaCl; 0,3 г/л – KCl; 0,25 г/л – CaCl₂, физраствор pH 7) и выдерживали при температуре 36 °C в течение месяца.

Результаты механических испытаний на растяжение образцов сплава Mg-1%Zn-0,2%Ca представлены на рисунке 1а. Было установлено, что применение дополнительного отжига от 150 °C до 250 °C к ИПДК образцам сплава Mg-1%Zn-0,2%Ca привело к хрупкому разрушению. Сочетание высокой прочности (225 МПа) и пластичности (12%) было достигнуто в ИПДК образцах с дополнительным отжигом при 300 °C, что по прочности в 2 раза выше, чем значения гомогенизированного образца (рисунок 1а). Результаты коррозионных испытаний по потере массы гравиметрическим

методом сплава Mg-1%Zn-0,2%Ca показаны на рисунке 1 б. Установлено, что потеря целостности образца после ИПДК произошла уже на 7 сутки выдержки в растворе Рингера с потерей исходной массы 70%. Наиболее стойким состоянием сплава Mg-1Zn-0,2Ca оказалось гомогенизированное, где потеря массы на 32-е сутки составила 11,6. Как видно из графика скорость коррозии ИПДК образцов после термического отжига при 300 °С значительно снизилась и составила значения на уровне значений гомогенизированных образцов (рисунок 1, б).

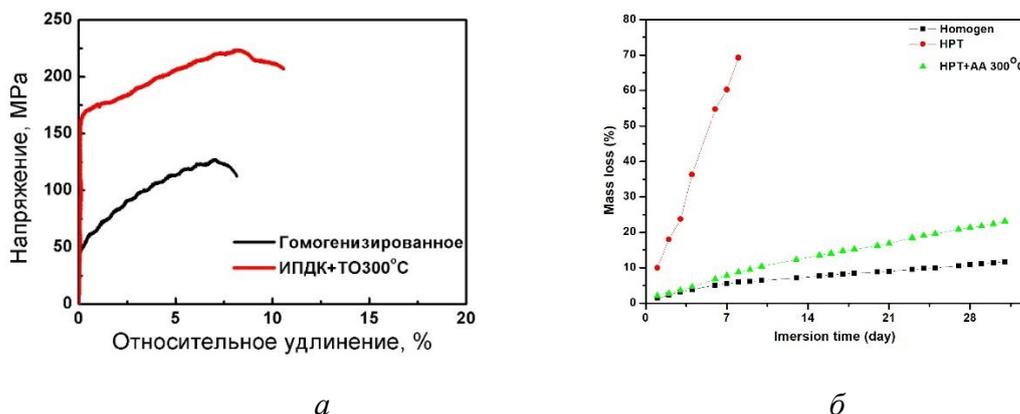


Рис. 1. а) Кривые механических испытаний на растяжение малых образцов сплава Mg-1%Zn-0,2%Ca; б) потеря массы образцов Mg-1%Zn-0,2%Ca в течение месяца

Список литературы

1. Witte F, Fischer J, Nellesen J, Crostack H-A, Kaese V, Pisch A, et al. In vitro and in vivo corrosion measurements of magnesium alloys. *Biomaterials* 2006; 27(7):1013–8.
2. Xu L, Yu G, Zhang E, Pan F, Yang K. In vivo corrosion behavior of Mg–Mn–Zn alloy for bone implant application. *J Biomed Mater Res* 2007;83A(3):703–11.
3. Staiger MP, Pietak AM, Huadmai J, Dias G. Magnesium and its alloys as orthopedic biomaterials: a review. *Biomaterials* 2006;27(9):1728–34.
4. Song G. Control of biodegradation of biocompatible magnesium alloys. *Corros Sci* 2007;49(4):1696–701.
5. Валиев Р.З., Жилияев А.П., Лэнгдон Т.Дж. Объемные наноструктурные материалы: фундаментальные основы и применения. Санкт-Петербург 2017.

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКОЙ СТОЙКОСТИ СПЛАВА TiNi

Чуракова А.А.^{1,2}, Э.И. Исхакова²

¹*Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа, Россия*

²*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

churakova_a@mail.ru

Сплавы с памятью формы (СПФ) нашли широкое применение в медицине в качестве имплантируемых в организм длительно функционирующих материалов. Особый класс сплавов с памятью формы составляют сплавы никеля и титана - сплавы NiTi. Диапазон их применения зависит от температуры мартенситного превращения и механических свойств [1-2]. Для использования сплавов TiNi в качестве устройств, работающих в коррозионных средах, или в качестве материалов имплантатов, предъявляет к ним повышенные требования по коррозионной стойкости в различных средах. Результаты исследований коррозионных характеристик никелида титана противоречивы. Потенциодинамические измерения, проведенные в различных работах, показали, что оба компонента сплавов никелида титана пассивируются в серной кислоте. Поляризационные кривые, снятые в речной воде состава (мг/л: NaHCO₃ - 300, CaCl₂ - 50, MgSO₄ - 50), свидетельствуют о том, что на чистом титане возможно лишь слабое и кратковременное выделение кислорода при потенциале 1,6 В, то оно подавляется параллельно протекающему анодному окислению титана, что приводит к утолщению оксидной пленки. Напротив, никель из-за наличия в речной воде хлоридов плохо поддается пассивации и при потенциале 0,4–0,5 В подвергается точечной коррозии. Никель вносит значительный вклад в увеличение электронной проводимости пленок, образующихся на его сплавах с титаном. Защита никелида титана от коррозии, особенно локальной коррозии, обусловлена наличием на его поверхности наружного слоя пленки оксидов титана, причем чем плотнее и однороднее по структуре и фазовому составу оксидный слой, тем выше коррозионная стойкость никелида титана и тем ближе он по коррозионным свойствам к титану и сплавам на его основе. Но особенности сплавов TiNi и широкий диапазон характеристик данных сплавов предполагает то, что возможно расширение сферы применения в том числе и в нефтяной и нефтехимической промышленности. Однако отсутствуют исследования коррозионно-механической стойкости сплавов TiNi в различных коррозионных средах.

В качестве материала исследования был выбран двухкомпонентный сплав TiNi с большим содержанием Ni относительно стехиометрии: Ti_{49,3}Ni_{50,7}, имеющие при комнатной температуре структуру аустенита B2. Для формирования твердого раствора на основе фазы TiNi и исключения предыстории получения материала проводилась закалка сплава из области гомогенности (от 800 °С 1 час) в воду. В качестве коррозионных сред использовались следующие растворы: 0,9 % NaCl, растворы Рингера и Хэнкса. Исследования коррозионной прочности проводились на стандартных объемных образцах в крупнозернистом состоянии путем механических испытаний на растяжение по схеме одноосного растяжения со скоростью перемещения траверсы $1,2 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ (0,0216 мм/мин). Испытания проводились как на воздухе при температуре 24 °С, так и в среде растворах Хэнкса, Рингера и 0,9% NaCl при температуре 37 °С.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что в коррозионных средах наблюдается снижение предела прочности и предела текучести от 1 до 6,3 % в зависимости от коррозионной среды. Наибольшее снижение характерно для раствора Хэнкса, наименьшее для раствора Рингера. В исходном состоянии на поверхности наблюдаются полосы деформации с характерным рельефом, излом квази-хрупкий с

характерными ступеньками и гребнями, однако при больших увеличениях можно наблюдать ямки более характерные для вязкого разрушения. Испытания в растворе Рингера не приводят к изменениям характера разрушения, на поверхности наблюдаются более выраженные полосы деформации.

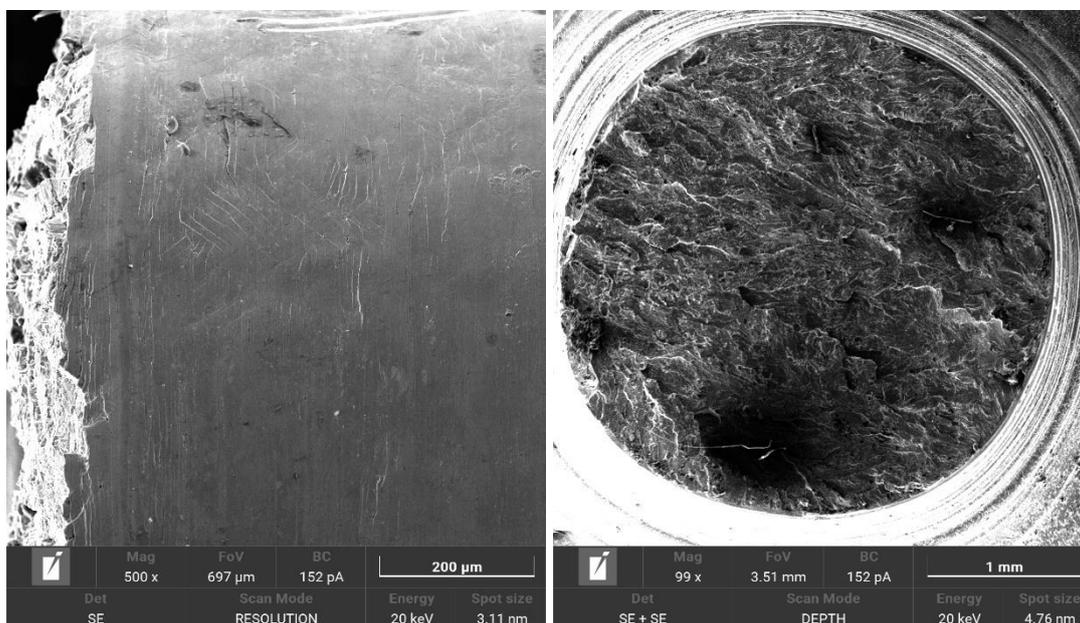


Рис. 1. Фотография поверхности и фрактография излома сплава TiNi в исходном крупнозернистом состоянии при испытаниях в растворе Рингера

В растворе 0,9% NaCl на поверхности образца помимо полос деформации наблюдаются в небольшом количестве продукты коррозии, излом имеет более выраженный вязкий характер с ямками различного диаметра и глубины. На образце после испытания в растворе Хэнкса по всей поверхности образца наблюдаются продукты коррозии и незначительные питтинговые коррозионные повреждения небольшого диаметра расположенные ближе к оси растяжения. Характер разрушения не изменился, для него также характерны как гребни, так и ямки.

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-73-00289, <https://rscf.ru/project/22-73-00289/>.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И ПОЛУЗУЧЕСТИ КОМПОЗИЦИОННОЙ КЕРАМИКИ ПРИ НАГРЕВЕ

Шаяхметов У.Ш.¹, Чудинов В.В.², Lai Wen³, Хамидуллин А.Р.⁴, Захаров А.В.⁵

¹УУНУТ, г. Уфа, Россия, rusairu@ufanet.ru

²БФ УУНУТ, г. Бирск, Россия, chudinovvv@rambler.ru

³Modena technology limited, China, rdcenter@modena.com.cn

⁴УУНУТ, г. Уфа, Россия, aidar_kh_r@mail.ru

⁵УУНУТ, г. Уфа, Россия, ralzax@yandex.ru

В настоящее время следует говорить о достаточно большом разнообразии технологий производств и номенклатуры керамических материалов, в том числе композитных. Для таких материалов особое значение имеет определение их прочностных свойств в широком интервале температур от абсолютного нуля до температур порядка нескольких тысяч градусов. Для выявления эксплуатационных свойств керамических композиционных материалов наиболее интересны деформационные свойства в режиме ползучести и механизмы ползучести при температурном воздействии. Исследование ползучести керамических материалов позволяет прогнозировать их поведение в условиях эксплуатации [1, 2].

Модельные эксперименты по изучению ползучести проводились на установке собственной разработки, позволяющей фиксировать деформации образцов материала диаметром до 40 и высотой до 80 мм в реальном времени.

В качестве примера опишем результаты исследования составах системы тонкомолотый α -Al₂O₃ – H₃PO₄ с удельной поверхностью порошка 2,1 м²/г в зависимости от нагрузки от 0,04 до 3,2 МПа, температуры испытания и температуры обжига образцов для определения закономерностей ползучести.

Исследования проводили в условиях обычной атмосферы в интервале температур 900–1550 °С с шагом 50 °С. Длительность изотермической выдержке под нагрузкой 28 часов. При этом, от 6 до 12 ч наблюдали неустановившуюся ползучесть. Для расчета скорости ползучести использовались данные деформации под нагрузкой в последующие 16-ть часов выдержки. Длительность некоторых испытаний доходила до 160 ч. Основываясь на предварительных испытаниях был подобран температурный диапазон испытаний на ползучесть в пределах от 900 до 1550 °С. При этом под нагрузкой 0,2 МПа исследуемый состав имел деформацию 0,6 % при 1285 °С (начало размягчения) и 4 % при 1345 °С.

При нагреве до 1050 °С под нагрузкой от 0,2 до 0,8 МПа деформация не наблюдается, но ползучесть в изотермических условиях происходит начиная с 900 °С. При повышении температуры до 1100 °С деформация до начала установившейся ползучести увеличивается при всех нагрузках, особенно значительна при нагрузке 0,8 МПа. При 1150 °С и нагрузках 0,4 и 0,8 МПа деформация увеличивается в 10–15 раз по сравнению с деформацией при 1100 °С. Рост деформации наблюдается до 1250 °С. Затем до 1400 °С она остается стабилизированной.

Эксперименты и расчеты параметров позволяют утверждать, что существуют две температурные области деформации, различающиеся характером закономерностей ползучести в зависимости от первичной температуры обработки фосфатных композитных материалов.

Для керамики характерны две области деформации. Первая область свойственна для композиций с неустойчивыми структурой и фазовым составом, когда термообработка проводилась в пределах температур от 300 до 800 °С, при изготовлении без обжиговой керамики.

На рисунке 1 представлены деформации композиции α -Al₂O₃ – H₃PO₄ под различными нагрузками.

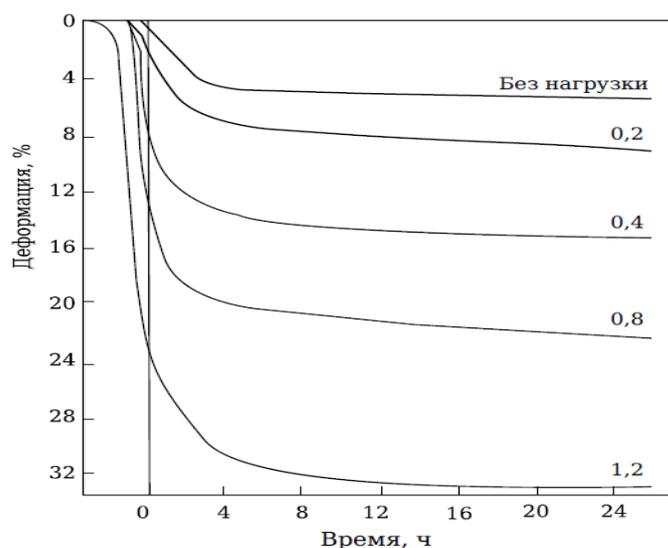


Рис. 1. Деформация композиции α -Al₂O₃ – H₃PO₄ при температуре 1300 °С под нагрузками

Вторая область деформации характерна для композиций со стабильными структурой и фазовым составом, подвергнутых обжигу при температурах выше 1000 °С. Это обуславливает наблюдаемые закономерности ползучести, свойственные керамикам.

Эксперименты по изучению высокотемпературной деформации и ползучести композиционной керамики на основе оксида алюминия и пирофиллитового сырья [3,4] были проведены с целью прогнозирования поведения её эксплуатационных параметров и для оптимизации технологического процесса при изготовлении материалов.

Нами разработаны наноструктурированные керамические композиционные составы и огнеупорные изделия (керамические спираледержатели, поризованные плиты, горелочные камни) на основе минерального сырья и фосфатного связующего, с температурой применения до 1900 °С. По физико-техническим показателям данные изделия не уступают импортным аналогам.

Список литературы

1. Шаяхметов У.Ш. Высокотемпературная деформация и ползучесть наноструктурированной композиционной керамики на основе оксида алюминия / У.Ш. Шаяхметов, А.Р. Мурзакова // Новые огнеупоры. 2014. № 6. С. 20-24.
2. Хамидуллин А.Р. Деформационные изменения структуры алюмофосфатных соединений при высокотемпературной обработке под нагрузкой / А.Р. Хамидуллин, У.Ш. Шаяхметов, Н.С. Васильева, И.И. Рахимкулова // В сборнике: актуальные вопросы современного материаловедения. Материалы VIII Международной молодежной научно-практической конференции. Уфа, 2021. С. 189-195.
3. Янышева Г.Х. Деформация и структура композиций на основе пирофиллитового сырья / Г.Х. Янышева, А.Т. Газизова, Г.Г. Ахметшина, В.В. Чудинов, У.Ш. Шаяхметов // В сборнике: Современные технологии композиционных материалов. Материалы III Всероссийской научно-практической молодежной конференции с международным участием. Отв. редактор Шаяхметов У.Ш., 2018. С. 264-266.
4. Мурзакова А.Р. Исследование высокотемпературной ползучести композиционных материалов на основе пирофиллитового сырья / А.Р. Мурзакова, У.Ш. Шаяхметов, В.С. Бакунов // Огнеупоры и техническая керамика. 2011. № 7-8. С. 38-42.

ВЛИЯНИЕ ПОСТДЕФОРМАЦИОННОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ГРАНИЦЫ ЗЕРЕН И СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg-AL-ZN

Шишкунова М.А.¹, Асфандияров Р.Н.^{1,2}, Аксенов Д.А.²

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

²Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа, Россия
shishkunomasha@gmail.com

Магниево-алюминиевые сплавы немагнитны, обладают достаточной теплопроводностью и высокой виброустойчивостью. Тем не менее, магний и его сплавы характеризуются низкими прочностью и коррозионной стойкостью. Для упрочнения магния и его сплавов используются методы, основанные на принципах интенсивной пластической деформации (ИПД). Однако после деформационной обработки увеличивается скорость деградации магниевых материалов в коррозионных средах. Для стабилизации неравновесной структуры после деформации используют термообработку при температурах ниже точки рекристаллизации, что позволяет увеличить пластичность материала, но при этом снижаются его прочностные характеристики. Ультразвуковое облучение, или ультразвуковая обработка (УЗО), является альтернативным методом, который позволяет снизить уровень структурной неравновесности в деформированных металлах.

В данной работе в качестве материала исследования был взят магниевый сплав системы Mg-Al-Zn. В исходном катаном состоянии в нем наблюдалась крупнозернистая структура со средним размером зерна 110 ± 20 мкм, микротвердость при этом составляла 440 ± 30 МПа, а временное сопротивление разрушению при растяжении – 190 ± 9 МПа.

Далее была проведена деформация исходных заготовок по совмещенной схеме, включающей редуцирование и последующее РКУП (редуцирование + РКУП) при температуре 350 °С. Она привела к формированию структуры бимодального типа: наблюдались как крупные деформированные зерна с размерами 10 – 20 мкм, так и мелкие зерна с размерами 1–2 мкм, образовавшиеся, скорее всего, в процессе рекристаллизации. По природе такой характер рекристаллизации можно отнести к непрерывному виду. Стоит отметить, что при комбинированной деформационной обработке сформировалась структура с довольно высокой долей большеугловых границ – около 72%. Измельчение структуры в процессе редуцирование + РКУП по предложенной схеме привело к росту прочностных характеристик. Так, величина временного сопротивления разрушению возросло с 190 ± 9 МПа до 280 ± 14 МПа, а микротвердость с 440 ± 30 МПа до 570 ± 40 МПа. Помимо этого, деформационная обработка по предложенной схеме привела к увеличению относительного удлинения, что может быть связано с формированием мелких рекристаллизованных зерен и к снижению объемной доли вторых фаз, что может быть связано с растворением частиц.

После деформации проводилась ультразвуковая обработка. Было установлено, что УЗО приводит к дальнейшему росту доли большеугловых границ до 89% по сравнению с деформационной обработкой. После УЗО произошло увеличение предела прочности до 310 ± 15 МПа. Наибольшая микротвердость после данной обработки наблюдалась в области центра, что вероятно связано с характером распространения стоячей волны в образце. Максимальное значение микротвердости составляло 1140 ± 80 МПа. После УЗО произошло незначительное увеличение общей объемной доли фаз, что вероятно связано с тем, что ультразвук активно воздействует на дислокационную структуру материала, тем самым приводя к увеличению скорости диффузии.

Исследования по коррозионной стойкости образцов сплава в соляной кислоте (НСl) в исходном, деформированном и подвергнутом УЗО состояниях показали, что наиболее

быстро под действием коррозии разрушается образец после редуцирования с последующим РКУП. Можно отметить, что на поверхности образца после редуцирования + РКУП наблюдались коррозионные области с шириной, близкой к размеру сформированных зерен, а в исходном и подвергнутом УЗО образцах произошло протравливание преимущественно в тонких границах. Анализ результатов коррозионных исследований показал, что для исходного состояния глубинный показатель составил 52 мм/год, деформированного состояния – 145 мм/год, а после УЗО он близок к показателю исходного состояния – 58 мм/год. Стоит отметить, что после ультразвуковой обработки существенно возросла доля границ с углами разориентировки в интервалах 27-32° и 86-90°, что соответствует специальным границам $\Sigma 13a$, имеющим полное совпадение и двойниковым границам $\Sigma 15b$ и $\Sigma 17a$, которые могут повышать сопротивление коррозии.

Таким образом, после обработки ультразвуком удалось повысить прочностные характеристики материала за счет увеличения плотности дислокаций и коррозионную стойкость благодаря увеличению доли специальных границ, имеющих полное совпадение и двойниковых границ.

Благодарности

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант № 22-79-10325).

ИССЛЕДОВАНИЕ ОХЛАЖДАЮЩИХ И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАСЛЯНЫХ СМАЗОЧНО-ОХЛАЖДАЮЩИХ ЖИДКОСТЕЙ

Шолом А.В.¹, Пилюгин С.М.^{1, 2}, Абрамов А.Н.²

*Технопарк «ХТЦ УАИ-РОСОЙЛ», г. Уфа, Россия
«Уфимский университет науки и технологий», г. Уфа, Россия
asholom@mail.ru*

Охлаждающие свойства смазочно-охлаждающих жидкостей (СОЖ), применяемых в процессах металлообработки, оказывают влияние на снижение температуры инструмента и обрабатываемого материала. Снижение температуры в зоне обработки повышает точность получаемых размеров заготовки за счет уменьшения температурных деформаций, увеличивает стойкость инструмента, оказывает влияние на остаточные напряжения в поверхностном слое [1].

В настоящее время исследователями и разработчиками СОЖ для процессов металлообработки, при испытаниях и определении эффективности СОЖ в лабораторных условиях, не достаточно внимания уделяется их охлаждающим свойствам [2-5].

Триботехнические характеристики СОЖ определяются с помощью многих широко известных методов и оборудования. Можно посмотреть их в описании данной СОЖ в прилагаемой документации. Или провести испытания по определению конкретных свойств.

Постоянно возникает вопрос о комплексной оценке взаимосвязи охлаждающих и триботехнических свойств различных СОЖ для применения их на конкретных этапах металлообработки. На данный момент данная информация отсутствует.

Следовательно, выявление взаимосвязи охлаждающих и триботехнических характеристик СОЖ является актуальной задачей.

Целью исследований является установление взаимосвязи между охлаждающими и триботехническими характеристиками масляных смазочно-охлаждающих жидкостей, широко применяемых в процессах металлообработки.

В «Технопарке ХТЦ УАИ – РОСОЙЛ» для определения охлаждающих характеристик закалочных и технологических жидкостей создана специальная установка УЗС-2 [6].

Установка предназначена для определения охлаждающих характеристик различных сред, таких как водные растворы полимеров, солей, закалочных масел и других жидкостей, применяемых машиностроению и металлургии, в соответствии с требованиями международных стандартов ISO 9950 (1999 г.), ASTM D6200 – 01 (2017 г.) и ASTM D6482 - 06 (2016 г.).

Исследование с помощью данной установки охлаждающего действия различных СОЖ, позволяет осуществить выбор СОЖ по охлаждающим свойствам [7].

Для исследования охлаждающих характеристик наиболее распространенных минеральных масел, которые используются в качестве СОЖ в процессах металлообработки, были выбраны:

- масла индустриальные И-5А, И-12А, И-20А, И-40А по ГОСТ 20799-88;
- масло компрессорное из сернистых нефтей КС-19 ГОСТ 9243-75.

Триботехнические характеристики исследуемых масел проводили на четырехшариковой машине трения ЧМТ-1 по ГОСТ 9490.

В результате проведенных исследований установлено следующее:

1. Выявлены зависимости охлаждающих характеристик от кинематической вязкости и плотности масляных смазочно-охлаждающих жидкостей. При этом установлено, что при увеличении вязкости масляных СОЖ с 7 сСт до 708 сСт, температура при максимальной скорости охлаждения увеличивается с 542 °С до 715 °С,

скорость охлаждения при 300 °С уменьшается с 6,2 °С/с до 4,3 °С/с, а время охлаждения до 600 °С уменьшается с 6,7 до 4,8 секунд.

2. Показано, что с увеличением температуры, при которой обеспечивается максимальная скорость охлаждения СОЖ, повышаются противозадирные и противоизносные свойства масляных СОЖ, определенные по ГОСТ 9490, на четырехшариковой машине трения.

Список литературы

1. Энтелис С.Г., Берлинер Э.М. Смазочно-охлаждающие технологические средства для обработки металлов резанием: справочник. М.: Машиностроение, 2-е изд., перераб. и доп. 1995. 496 с.
2. Худобин Л.В., Бабичев А.П., Булыжев Е.М. Смазочно-охлаждающие технологические средства и их применение при обработке резанием: справочник. М.: Машиностроение, 2006. 544 с.
3. Шашин А.Д. Исследование влияния СОЖ на процесс взаимодействия инструмента и заготовки при обработке металлов резанием: дис... канд. технич. наук 05.03.01/ Шашин, Андрей Дмитриевич.- Москва, 2003 - 118 с.
4. Бердичевский У.Г. Смазочно-охлаждающие средства для обработки материалов. Справочник. М.: Машиностроение, 1984, - 224 с.
5. Кисель А.Г., Реченко Д.С., Титов Ю.В., Пуртов Е.Д., Петров И.В.А. Подбор смазочно-охлаждающей среды для чистовой обработки. Системы. Методы. Технологии 2015 № 3 (27) с. 39-43.
6. Патент РФ № 2699698. Установка для определения охлаждающей способности технологической среды / Шолом А.В., Поляков А.Б., Тюленев Д.Г., Иванов В.В., Волкова Е.Б., № 2018125812; заявл. 12.07.2018; опубл. 09.09.2019, Бюл. № 25.
7. Тюленев Д.Г., Абрамов А.Н., Шолом В.Ю., Шолом А.В., Поляков А.Б. Исследование охлаждающей способности смазочно-охлаждающих жидкостей // КШП ОМД. 2019. № 4. С.34–41.

СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНОГО TI-NI-TA СПЛАВА, СИНТЕЗИРОВАННОГО НА ПОДЛОЖКЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫМ СПОСОБОМ: АНАЛИЗ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

Южакова С.И.¹, Остапенко М.Г.², Семин В.О.^{1,2}, Дьяченко Ф.А.², Мейснер Л.Л.²

¹*Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, Российская Федерация*

²*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск, Российская Федерация
sofayjakova@gmail.com*

В настоящее время методы модификации поверхности металлических сплавов концентрированными потоками энергий применяются для кратного повышения поверхностно-чувствительных характеристик – коррозионной стойкости, износостойкости. Особый интерес представляет электронно-пучковый способ синтеза поверхностных сплавов (ПС), позволяющий создавать тонкие (до 2 мкм) слои с определенным типом структуры, фазовым составом и высокими прочностными свойствами. Было показано [1, 2], что обработка системы «Ti-Ta-Si пленка/подложка TiNi» низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком приводит к аморфизации модифицированного слоя и генерации в подложке остаточных напряжений сжимающего типа. При этом упругопластические характеристики Ti-Ni-Ta-Si ПС оказались выше, чем у TiNi подложки. На наш взгляд, природа обнаруженных эффектов связана со структурными особенностями модифицированной зоны и остаточными напряжениями первого рода, уравновешенными в поверхностном слое толщиной до 20 мкм. Целью данной работы является анализ структуры синтезированного Ti-Ni-Ta ПС и рентгеновская оценка уровня остаточных напряжений в TiNi подложке, формируемых в результате электронно-пучковой обработки.

В качестве подложки для синтеза поверхностного сплава использовали образцы TiNi сплава марки TN1 (МАТЭК-СПФ, Россия) размерами 10×10×1 мм, вырезанные из горячекатаного листового проката (далее TiNi подложка). Исходные поверхности всех образцов перед облучением прошли трехступенчатую обработку, включающую химическое травление, механическую шлифовку и финишную электролитическую полировку, детально описанную в [1, 2]. Поверхностный сплав формировали путем чередования операций магнетронного осаждения пленки состава (ат. %) Ti₆₀Ta₄₀ толщиной 100 нм на TiNi подложку и последующего жидкофазного перемешивания системы пленка/подложка низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком (НСЭП) при плотности энергии при E= 2 Дж/см², числе импульсов n=10, числе циклов N=2. Суммарная толщина наплавленной Ti-Ta пленки составила h=200 нм (далее обозначим как [Ti-Ta]ПС/TiNi). Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре Shimadzu XRD-6000 в Cu-Kα излучении (λ= 1.54 Å) с использованием симметричных и асимметричных схем съемок. Структуру и химический состав образцов [Ti-Ta]ПС/TiNi изучали на просвечивающем электронном микроскопе JEM 2100, оснащенной системой энергодисперсионного анализа INCA Energy.

Фазовый состав исходного TiNi сплава представлен преимущественно фазой с B2 структурой, упорядоченной по типу CsCl (Рис. 1 а). Анализ дифракционной картины образца [Ti-Ta]ПС/TiNi показал, что наряду с рентгеновскими линиями матричной B2 фазы от TiNi подложки присутствуют рефлексы высокой интенсивности, соответствующие кубической фазе α-Ta (Рис. 1 б). Установлено, что в результате синтеза ПС значение параметра решетки B2 фазы уменьшается с 0.3013 нм до 0,2995 нм. Уменьшение параметров решетки фазы B2 обусловлено двумя факторами: изменением

химического состава матричной фазы и остаточными упругими напряжениями первого рода.

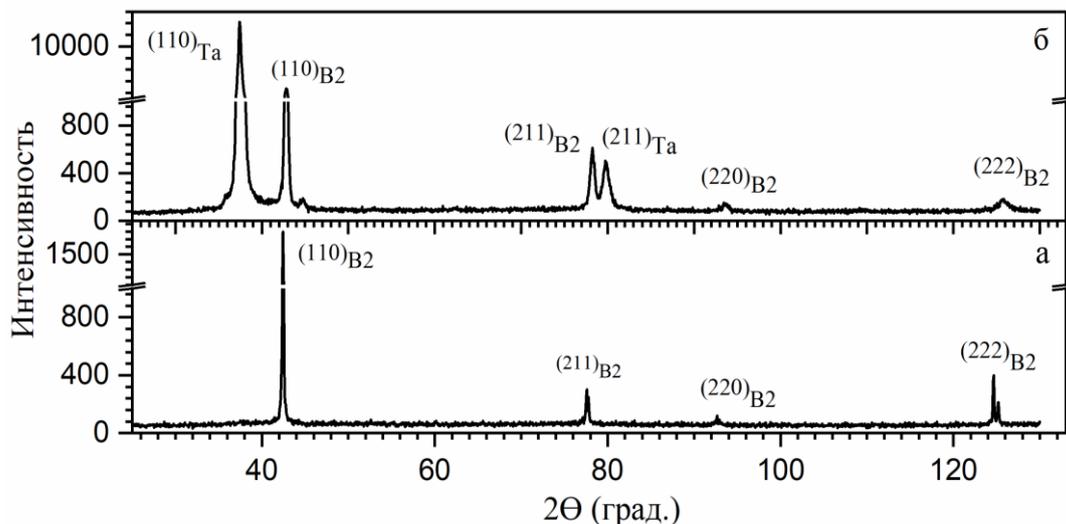


Рис. 1. Рентгенограммы исходного TiNi (а) и [Ti-Ta]ПС/TiNi (б). Симметричная схема съемки, Cu-K α – излучение

Электронно-микроскопические исследования образца [Ti-Ta]ПС/TiNi показали, что поверхностный слой толщиной ~ 200 нм характеризуется фазой на основе α -Ta, под которым сформировался ~ 200 нм-подслой с аморфной структурой. При этом, согласно электронно-микроскопическим исследованиям, электронно-пучковый синтез привел к формированию градиентной дефектной субструктуры преимущественно дислокационной природы на глубину в более, чем на 1 порядок большую, чем толщина самого ПС. Установлено, что величина остаточных сжимающих напряжений (в направлении, перпендикулярном к поверхности облучения) 1 рода в матричной B2 фазе, расположенной под ПС, достигает значений ~ 500 МПа. Напротив, оценки остаточных деформаций и напряжений 2 рода показывают их невысокий уровень (≤ 150 МПа по абсолютной величине). Сделано заключение, что синтез ПС способствует генерации значительных остаточных напряжений первого рода, распределенных в приповерхностной области TiNi подложки на глубину до 15 мкм. Предположительно, природа ненулевых остаточных напряжений в приповерхностных зернах B2 фазы обусловлена наличием радиационно-индуцированных дислокаций, повышением суммарной плотности дислокаций и внутризеренным дислокационным упрочнением.

Список литературы

1. Microstructural characterization and properties of a Ti-Ta-Si-Ni metallic glass surface alloy fabricated on a TiNi SMA substrate by additive thin-film electron-beam method / L.L. Meisner et al // Surf. Coat. Technol. – Vol. 404. – 2020. – P. 126455. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.126455.
2. Structure and residual stress distribution in TiNi substrate after fabrication of surface alloy using electron-beam treatments / M.G. Ostapenko et al // Acta Mater. – Vol. 231. – 2022. – P. 117893. – DOI: 10.1016/j.actamat.2022.117893.

Благодарности

Исследования выполнены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0003. Авторы выражают благодарности директору ТНЦ СО РАН А.Б. Маркову и м.н.с. ЛВЭ ИСЭ СО РАН Е.В. Яковлеву за помощь в проведении экспериментов по электронно-пучковой обработке.

SURFACE MODIFICATION OF BIODEGRADABLE MG-BASED IMPLANT MATERIALS BY PEO AND PEO COUPLED WITH EPD

U. Nasiruddin¹, R. Shishir¹, V. Ponnilavan¹, E. Parfenov², N. Rameshbabu^{1*}

¹Department of Metallurgical and Materials Engineering, National Institute of Technology, Tiruchirappalli, Tamilnadu (620015), India.

²Department of Materials Science and Physics of Metals, Ufa University of Science and Technology, 12 Karl Marx Street, Ufa 450008, Russian Federation

* Presenting and corresponding author, email: nrb@nitt.edu

Magnesium alloys are widely proposed as temporary implant materials, such as bone plates, nails, rods and screws, etc., due to their favourable characteristics such as biodegradation, non-toxicity of Mg²⁺ ions when released in lower levels, and suitable Young's modulus. The favourable aspects of Mg alloys make them suitable candidate materials for temporary implant applications with the benefits of avoiding stress shielding and revision surgeries. Pure Mg suffers from poor mechanical properties. The selection of Mg alloys for temporary implant applications is based on mechanical properties, degradation rate and cell compatibility. Unfortunately, most non-toxic Mg alloys degrade significantly faster under a physiological environment and lose their mechanical integrity before the patient's recovery. Moreover, the higher metal degradation rate will raise the local pH and result in hydrogen accumulation. The above phenomena adversely affect cells' viability and proliferation, resulting in necrosis. So, for the commercial implementation of Mg-based implants, the metal degradation rate has to be brought down by a suitable process or combination of processes. Among all the surface treatments over Mg, plasma electrolytic oxidation (PEO) is the aptest choice for implant applications. The implant surface can be converted into a bioactive and degradation-resistant oxide layer due to the development of a ceramic coating with inner barrier and porous outer layers. The porous outer layer of PEO with a higher surface area will result in easier cell adhesion, better anchorage and nutrient adsorption. At the same time, the continuous inner layer will act as a saviour against corrosion. PEO is a simple electrochemical oxidation process, which is environmentally friendly, and the specimen can be coated irrespective of its complex shape. PEO is widely researched over Mg-based alloys for biological and industrial applications. Corrosion resistance and cell compatibility of PEO-treated Mg alloys can be further enhanced by partially sealing the outer pores with bioactive nanoparticles. This can be achieved by coupling PEO with the electrophoretic deposition (EPD) process. By adding suitable nanoparticles such as hydroxyapatite or bioactive glass to the PEO electrolyte system, the Mg oxide and nanoparticle composite coatings can be fabricated on Mg alloys, improving corrosion resistance and cell compatibility. This paper reviews the surface modification of Mg alloys by PEO and PEO-coupled EPD processes for biomedical applications.

LOW TEMPERATURE SUPERPLASTICITY OF UFG ALLOYS: DEVELOPMENT OF RESEARCH IN UFA

Valiev R.Z.^{1,2}

¹*Ufa University of Science and Technology, Ufa, Russia*

²*Saint Petersburg State University, St. Petersburg, Russia*

Ruslan.valiev@ugatu.su

Superplasticity of materials is an important field of both basic- and applied scientific research because it presents significant challenges in the areas of flow mechanisms and materials plasticity physics and it forms the underlying basis for the commercial advanced superplastic forming industry [1,2]. Taking into account scientific tasks as well as the economic considerations, achieving superplastic forming at the lowest possible temperature remains a priority. The report reviews the history of scientific discoveries in the field of low-temperature superplasticity (LTSP) made in Ufa and then in different laboratories of the country and abroad. Special attention is paid to the recent results on superplasticity of an ultrafine-grained commercial Al alloy, which can be deformed for elongation of 500% at ultralow homologous temperature below 0.5 (i.e., below 200 °C) by a novel deformation mechanism (fig.1) [3]. During the superplastic deformation, grain boundary sliding, as the main flow mechanism, is enhanced by the increased diffusion in grain boundaries, when ultrafine-grained materials have grain boundary segregation of specific alloying elements. The practical relevance of these results is presented and discussed.

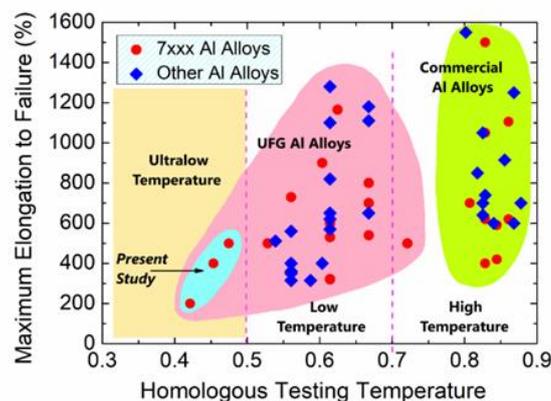


Fig. 1. Significance of the new results indicated by reviewing the temperature dependence of superplasticity of commercial Al alloys [3]

Acknowledgements

This research was supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation under project No. 13.2251.21.0196 (grant agreement No. 075-15-2023-443).

References

1. **Kaibyshev, O.A. Superplasticity of alloys, intermetallics and ceramics:** Berlin/New York: Springer-Verlag, 1992.-316
2. **Langdon, T.G. Twenty-five years of ultrafine-grained materials: Achieving exceptional properties through grain refinement** / T.G. Langdon // *Acta Materialia*. – 2013. - № 61. P. 7035-7046.
3. **Chinh, N.Q. Ultralow-temperature superplasticity and its novel mechanism in ultrafine-grained Al alloys** / M.Yu. Murashkin, E.V. Bobruk, J.L. Lábár, J. Gubicza, Z. Kovács, A.Q. Ahmed, V. Maier-Kiener, R.Z. Valiev // *Materials Research Letters*. – 2021. - № 9. P. 475-482.

SUPERPLASTIC DEFORMATION BEHAVIOR OF Ti-Fe-B ALLOY PROCESSED BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION AND HYDROGENATION

Yuecheng Dong^{1,2}, Yaoyao Mi¹, Alexandrov I.V.²

¹*College of Materials Science and Engineering/Tech Institute for Advanced Materials, Nanjing Tech University, Nanjing, China*

²*Department of Materials Science and Physics of Metals, Ufa University of Science and Technology, Ufa, Russia*

E-mail: dongyuecheng@njtech.edu.cn, myy20177030139@163.com, alexandrov.iv@ugatu.su

Fe is often used to design low-cost titanium alloys due to its low price. Besides that, as the strongest eutectoid β stabilizing element, Fe element alloying is beneficial to the properties of titanium alloy, such as strength, toughness, superplasticity and so on. As we all known, the elongation to failure even exceed 2000% for superplastic titanium alloy SP700 (Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe), which is mainly due to the addition of Fe element with a high diffusion coefficient.

In the present work, a novel low cost titanium alloy Ti-2Fe-0.1B was designed, the grain size could reach to 2.7 μ m after traditional hot rolling process. High temperature experiments were carried out at the range of temperature of 550°C~750°C and strain rate of $1 \times 10^{-3} \text{s}^{-1} \sim 1 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$. Results indicated that superplasticity exhibits in every deformation condition for Ti-2Fe-0.1B titanium alloy, the maximum elongation obtained 452 % at 750 °C and $1 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ for Ti-2Fe-0.1B titanium alloy. In particular, elongation reached to 183% at low temperature 550°C and high strain rate $1 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$.

On the other hand, Ti-2Fe-0.1B titanium alloy was performed by hydrogenation treatment, then further processed by high pressure torsion. The superplastic deformation behavior of nanocrystallined hydrogenated Ti-2Fe-0.1B titanium alloy was carried out at 500 °C and $1 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$. Results indicated that the maximum elongation to failure increased to 600 %. The microstructure evolution and phase transformation was studied, and the effect of hydrogen and grain size on superplastic deformation behavior of Ti-2Fe-0.1B titanium alloy was revealed.

Acknowledgements

The research is supported by the Russian Science Foundation (23-43-00041), the National Natural Science Foundation of China (51931008), the National Key R&D Program of China (2021YFB3700802), and the Project Funded by the Priority Academic Program Development of Jiangsu Higher Education Institutions (PAPD). Authors are grateful to the personnel of the Research Equipment Sharing Center “Nanotech” of Ufa University of Science and Technology for their assistance with instrumental analysis.

INFLUENCE OF BUILDING DIRECTION AND HIGH-FREQUENCY ULTRASONIC PEENING ON FATIGUE LIFE OF STAINLESS STEEL 316L MANUFACTURED BY SLM

Hao Wang^{1,2}, Xiaoyong Shu^{1,2}, Jianping Zhao^{1,2}, I.V. Alexandrov²

¹*School of Mechanical and Power Engineering, Nanjing Tech University, Nanjing, 211816, P. R. China*

²*Institute of Reliability centered Manufacturing (IRcM), Nanjing, Nanjing, 211816, P. R. China*

³*Department of Materials Science and Physics of Metals, Ufa University of Science and Technology, Ufa 450008, Russia*

E-mail: wh_njtech@163.com(H.Wang), jpzhao_njtech@163.com(J.Zhao), alexandrov.iv@ugatu.su(I.V. Alexandrov)

This study examines the impact of building direction and high-frequency ultrasonic peening on the fatigue life of stainless steel 316L manufactured by selective laser melting (SLM). Fatigue samples are formed in both horizontal (XY-AB) and vertical (Z-AB) directions using SLM, with surface roughness analyzed via optical microscope. Results indicate that Z-AB exhibits more uniform surface roughness, while XY-AB displays a more intricate microstructure. The effect of high-frequency ultrasonic peening on surface roughness for fatigue samples in different building directions is also explored, revealing that this process significantly reduces surface roughness. However, due to the complexity of the XY-AB surface microstructure, ultrasonic peening's effectiveness is somewhat hindered, resulting in numerous microdefects persisting on the surface. Fatigue tests are conducted on the fatigue samples before and after ultrasonic peening (XY-AB, Z-AB, XY-UP and Z-UP), with results showing that, due to residual microdefects on the surface, the fatigue life of XY-direction fatigue samples remains largely unchanged. Conversely, high-frequency ultrasonic peening has a substantial impact on improving the fatigue life of Z-direction samples, particularly in terms of increasing high-cycle fatigue life compared to low-cycle fatigue life. Additionally, scanning electron microscopy observations reveal that the crack source of Z-direction samples changes from the surface to an internal fish-eye fracture after high-frequency ultrasonic peening, where the "fish-eye" size relates to stress amplitude. Nonetheless, the crack source of XY-direction samples remains on the surface microdefects.

Acknowledgements

The research is supported by the National Key Research and Development Program of China (2021YFC3001804). Authors are grateful to the personnel of the Research Equipment Sharing Center "Nanotech" of Ufa University of Science and Technology for their assistance with instrumental analysis.

СОДЕРЖАНИЕ

Абдрахманова Э.Д., Хафизова Э.Д., Поленок М.В. Влияние содержания mg на структуру и механические свойства цинкового сплава системы zn-fe-mg.....	3
Абрамов К.А., Шолом В.Ю., Поляков А.Б. Исследование триботехнических свойств композиционного материала на основе алюминиевой матрицы армированной сталью или базальтом.....	4
Абрамова М.М., Еникеев Н.А. Формирование сегрегаций примесных атомов в наноструктурированных аустенитных сталях.....	6
Александров И.В. Обзор перспективных стратегий получения металлических материалов и композитов с повышенными механическими свойствами.....	7
Астанин В.В. Интересные аспекты сверхпластичности.....	10
Астафурова Е.Г., Реунова К.А., Астапов Д.О., Астафуров С.В., Мельников Е.В. Температурная зависимость механических свойств идеформационного поведения многокомпонентных сплавов $\text{CoCrFeMnNi}(n)$ и $\text{CoCrFeMnNi}(n+c)$	13
Асфандияров Р.Н., Аксенов Д.А., Фахретдинова Э.И., Шишкунова М.А., Сементеева Ю.Р. Структура и прочность биорезорбируемого магниевого сплава системы mg-zn-zr, подвергнутого ркуп-к.....	15
Аубакирова В.Р., Фаррахов Р.Г., Хаматдинов Р.З., Парфенов Е.В. Изучение электрических характеристик плазменно-электролитического оксидирования циркониевых сплавов.....	17
Бирюкова О.Д., Кожемякина А.Е., Носов Л.В., Барышникова А.М., Локотунина Н.М. Исследование влияния асимметрии при аккумуляющей прокатке на свойства листовых слоистых алюминиевых композитов.....	19
Бобрук Е.В., Астанин В.В., Рамазанов И.А., Мурашкин М.Ю., Еникеев Н.А. Проявление сверхпластичности при пониженных температурах алюминиевых сплавов систем al-mg-si и al-mg в ультрамелкозернистом и наноструктурном состояниях.....	21
Волкова Е.П., Боткин А.В. Исследование влияния операции редуцирования на механические свойства биомедицинского магниевого сплава mg-1%zn-0,15%ca.....	23
Воробьев Е.В., Чуракова А.А. Исследование влияния предварительно сформированной микроструктуры на механическое поведение сплава TiNi при интенсивной пластической деформации.....	26
Гайсина А.А., Гатина С.А., Полякова В.В. Микроструктура и механические свойства наноструктурного β -титанового сплава Ti-15Mo	28
Галышев С.Н. влияния прочности границы между матрицей и волокном на прочность углеалюминиевого композита.....	31
Гареев А.И., Поляков А.В., Семенова И.П. Использование УМЗ сплава Ti-6Al-4V при 3d печати проволокой.....	33
Гильфанова Г.У., Галимшина З.Р., Алибаева Э.И., Парфенов Е.В., Парфенова Л.В. Бифункциональные органические покрытия для моделирования свойств поверхности пэомодифицированных титановых имплантантов.....	35
Грачев Д.В., Песин А.М., Рааб Г.И., Пустовойтов Д.О. Повышение производительности горячей прокатки ленты из стали марки рбм5 с использованием асимметричного деформирования.....	38
Гундеров Д.В., Асфандияров Р.Н., Шарафутдинов А.В., Астанин В.В. Эффект проскальзывания при интенсивной пластической деформации кручением.....	41
Гундерова С.Д., Гундеров Д.В. Изменение структуры и фазового состава сплава Ti18Zr15Nb в результате ипдк и отжига.....	44

Долженко А.С., Луговская А.С., Беляков А.Н. Высокопрочные низколегированные стали после темпформинга	46
Егорова В.В., Францина Е.В., Петрова Ю.Ю. Плазменная переработка нефтяных асфальтенов в полезные углеродные материалы	48
Ефимченко В.С. Молекулярный водород в стеклах и субмикронных опаловых структурах	51
Жеребцов С.В., Озеров М.С., Степанов Н.Д., Еникеев Н.А. Деформационно-термическая обработка металломатричных композитов	52
Зарипов Н.Г. Роль профессора кайбышева о.а. в развитии материаловедения	53
Засыпкин С.И., Черняева Е.В., Мерсон Д.Л. Влияние соотношения (y+gd)/zn на механические свойства и акустическую эмиссию в магниевых сплавах.....	54
Зиманов Д.К., Гатина С.А., Полякова В.В. Влияние интенсивной пластической деформации на морфологию частиц α -фазы в псевдо- β титановом сплаве ti-15mo.....	57
Зорин И.А., Пимонов М.А., Арышенский Е.В., Дриц А.М., Коновалов С.В. Анализ влияния гафния на термостабилизацию упрочняющих частиц $al_3(sc,zr)$ в сплавах системы al-mg-mn-sc-zr	60
Ильичёва А.Д., Медвецкова В.М., Долгушин Я.В., Морозова Н.В., Крит Б.Л. Исследование фотокаталитической способности сплава магния после плазменно-электролитной обработки.....	61
Исхакова Э.И., Чуракова А.А. Исследование микроструктуры сплава ti49,2ni50,8 в крупнозернистом состоянии с последующим старением.....	63
Кайбышев Р.О. Распределение углерода в мартенсите и стадийность низкотемпературного отпуска в низколегированных сталях с содержанием $si \geq 1.5$ вес.%.....	64
Капустин А.В., Еникеев Н.А. Проектирование пористых образцов титанового сплава и численный анализ их механических характеристик	65
Карпов М.И. Жаропрочные сплавы на основе молибдена. Новые материалы и новые технологии	66
Кведер В.В., Хорошева М.А. Влияние атомов никеля, хрома и железа на электронные свойства кремния с дислокациями и ростовыми вакансионными дефектами.....	67
Кудряшова Е.С., Абрамова М.М., Еникеев Н.А. Влияние температуры отжига на фазовый состав, структуру и микротвердость наноструктурированной стали aisi 321	68
Кудряшова Е.С., Абрамова М.М., Капустин А.В., Рыжкин А.А., Еникеев Н.А. Влияние толщины стенки и объема ячейки на механическое поведение пористых скаффолдов	70
Курлов В.Н., Шикунов С.Л., Каледин А.В. Высокотемпературные материалы и защитные покрытия на основе карбида кремния для конструкционных применений.....	71
Лакаткина А.Н., Чуракова А.А. Исследование процесса старения в сплаве tini с предварительным термоциклированием	72
Левченко А.А., Филатов С.В., Поплевин А.В., Тумачев Д.Д., Межов-Деглин Л.П. Генерация вихревого движения волнами на поверхности мелкой и глубокой воды	74
Луговская А.С., Долженко А.С., Беляков А.Н. Сварка трением с перемешиванием высокопрочных низколегированных сталей после темпформинга	75
Малышева С.П. Механические свойства субмикрокристаллического титанового сплава VT6, полученного всесторонней изотермической деформацией	76
Мартыненко Н.С., Анисимова Н.Ю., Рыбальченко О.В., Темралиева Д.Р., Лукьянова Е.А., Шинкарева М.В., Табачкова Н.Ю., Горбенко А.Д., Рааб А.Г., Санников А.В., Киселевский М.В., Юсупов В.С., Добаткин С.В. Влияние метода деформации на механические и функциональные свойства сплава zn-1%mg-0,1%du	78

Медведев А.Е., Жукова О.О., Шайхулова А.Ф., Мурашкин М.Ю. Уникальные свойства сплава $al-0.5fe-0.3cu$, полученного литьем в электромагнитный кристаллизатор с последующим равноканальным угловым прессованием и холодным волочением.....	80
Мерсон Д.Л. Проблемы и перспективы современных магниевых сплавов.....	81
Мифтахов Д.Т., Дьяконов Г.С. Сверхпластичное поведение УМЗ титанового сплава ВТ6 при осадке	82
Модина Ю.М, Стоцкий А.Г., Дьяконов Г.С., Семенова И.П. Влияние текстуры на интервал хрупко-вязкого перехода умз титанового сплава ВТ6	84
Муртазаев А.К., Бабаев А.Б. Фазовые переходы в трехмерных неупорядоченных моделях Поттса	85
Назаров А.А. Теория сверхпластического течения: новый взгляд на старые модели	86
Найзабеков А.Б., Волокитина И.Е., Арбуз А.С., Уткин Н.Е. Изучение влияния предварительной термической обработки латуни на формирование благоприятной для ее дальнейшей обработки давлением мелкозернистой структуры	88
Наумов Е.К., Дмитриев С.В. Локализованные дискретные бризеры.....	90
Наумов И.М., Носова М.А., Маркина Л.М., Сокова Е.В., Гапонов В.А. Поиск эффективных режимов анодных электролитно-плазменных нитроцементации и полирования стали 20 в карбамидно-хлоридном электролите	91
Носов Л.В., Песин А.М., Пустовойтов Д.О., Песин И.А. Исследование процесса комбинированной асимметричной и симметричной прокатки алюминиевого сплава Д16 как способа улучшения свойств металлической ленты	93
Осинская Ю.В., Емелин И.В. Фазообразование в бериллиевой бронзы БрБ-2, состаренной в постоянном и импульсном магнитных полях.....	95
Осинская Ю.В., Магамедова С.Г., Субботина Е.А. Рентгеновское и металлографическое исследование параметров магнитопластического эффекта в состаренном алюминиевом сплаве АК9	96
Осинская Ю.В., Магамедова С.Г., Четверкин А.А. Влияние температуры старения на параметры магнитопластического эффекта в состаренном алюминиевом сплаве АК9	98
Осинская Ю.В., Макеев С.Р., Лебедев А.А. Магнитопластический эффект в алюминиевом сплаве в95пч, состаренном в постоянном магнитном поле	100
Осинская Ю.В., Мигалин Н.В. Влияние температуры старения и магнитного поля на фазообразование в бериллиевой бронзе БРБ-2.....	102
Панин Е.А., Есболат А.Б., Уткин Н.Е., Волокитин А.В., Ахметова Г.Е. Новые схемы совмещенных процессов деформирования для эффективной проработки металла	104
Парфенов Е.В., Парфенова Л.В. Развитие медицинских имплантируемых материалов и современные тренды их развития.....	106
Песин А.М., Пустовойтов Д.О., Локотунина Н.М., Сверчков А.И., Барышникова А. М., Носов Л. В., Песин И.А. Исследование возможности производства холоднокатаной ленты в ЛПЦ-8 ПАО «ММК» из подката повышенной толщины с использованием асимметричного деформирования	107
Песин А.М., Рааб Г.И., Пустовойтов Д.О. Преимущества и особенности асимметричной прокатки	109
Песина С.А., Пивоварова К.Г., Кожемякина А.Е., Бирюкова О.Д. Моделирование процесса деформирования слоистого композита с волнообразной границей соединения слоев	110
Поленок М.В., Хафизова Э.Д. Оценка коррозионной стойкости биоразлагаемого цинкового сплава системы $ZN-4\% AG-1\% CU$	112
Полюянов В.А., Мерсон Е.Д., Мягких П.Н., Мерсон Д.Л. влияние содержания кальция на коррозионно-механические свойства экструдированных медицинских биорезорбируемых	

сплавов Mg-1Zn-xCa	113
Рааб А.Г., Песин А.М. Математическое моделирование асимметричной прокатки биметаллов сталь - алюминий.....	115
Рамазанов И.А., Бобрук Е.В., Астанин В.В. Ультрамелкозернистая алюминиевая матрица композита, армированного борными волокнами	116
Рыжкин А.А., Еникеев Н.А. Разработка геометрии пористых структур, получаемых методами 3D-печати, для медицинских применений	117
Савина Я.Н. Валиев Р.Р., Назаров А.Ю., Рамазанов К.Н. Защитное высокоэнтропийное покрытие на поверхности титанового сплава VT6.....	118
Салищев Г.А. Высокоэнтропийные материалы: синтез, структура, свойства и практическое применение	119
Сафиуллин Р.В., Сафиуллин А.Р. Исследования, разработка и развитие технологии сверхпластической формовки и диффузионной сварки в ИПСМ РАН	120
Сверчков А.И., Песин А.М., Пустовойтов Д.О., Корнилов Г.П., Бирюкова О.Д., Локотунина Н.М., Песин И.А., Носов Л.В. Экспериментальное опробование технологии асимметричной холодной прокатки ленты из высокоуглеродистых марок сталей для исключения операций промежуточного отжига	122
Семенова И.П. Перспективы применения ультрамелкозернистых титановых сплавов в технологиях восстановительного ремонта деталей методом послойной наплавки проволоки.....	123
Сементеева Ю.Р., Аксенов Д.А., Барышникова А.М. Влияние аккумулирующей прокатки на структуру и свойства сплава Д16 и чистого Al.....	124
Серебрякова А.А., Шляров В.В., Загуляев Д.В. исследование поверхности свинца С2 после обработки магнитным полем 0,5ТЛ.....	125
Сокова Е.В., Наумов И.М., Носова М.А., Маркина Л.М., Белов Р.Д., Гапонов В.А. Трибологическое поведение стали 20 после локальной цементации при струйном электролитно-плазменном нагреве.....	127
Соснин И.М., Акимов Е.Г., Мерсон Е.Д., Голованов А.А., Мерсон Д.Л., Костин В.И., Линдеров М.Л. Наночастицы магния, как анод для перезаряжаемого аккумулятора	129
Страумал П.Б., Кречетов И.С., Добаткина Т.В. Понижение установившейся растворимости Ag в Cu под действием кручения под высоким давлением при низкой температуре.....	130
Страумал Б.Б. Фазовые превращения, вызванные кручением под высоким давлением ...	131
Стукалин Д.О., Зайнуллина Л.И., Александров И.В. ФОРМИРОВАНИЕ Оптимальной микроструктуры для последующей интенсивной пластической деформации титанового сплава VT20	132
Тагиров А.Ф., Агзамов Р.Д. ИССЛЕДОВАНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ИОННОГО АЗОТИРОВАНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT6	134
Тихонова М. С., Долженко П. Д., Дубровина Н. А., Беляков А. Н., Кайбышев Р.О. Механические свойства и структура хладостойкой аустенитной стали.....	136
Тихонский Н., Макаров С.В., Плотников В.А. Закономерности накопления деформации в алюминиево-магниевом сплаве в условиях термомеханического нагружения	137
Усманов Э.И., Савина Я.Н., Валиев Р.Р., Панин А.В., Валиев Р.З. Структурно-фазовые особенности 3D-напечатанного титанового сплава I-6Al-4V, подвергнутого КВД.....	139
Утяшев Ф.З. Интенсивная и сверхпластическая деформация как методы, обеспечивающие формирование в крупногабаритных изделиях ультрамелкозернистой структуры.....	140
Фаррахов Р.Г., Аубакирова В.Р., Сабитов А.Р., Парфенов Е.В. Изучение ПЭО-покрытий на поверхности сплавов Ti-Zr-Nb методами IN-SITU и EX-SITU импедансной спектроскопии	141

Федосеева А.Э. О природе упрочнения RE-содержащих 10% CR сталей при ползучести при 650°C	142
Хабибова Е.Д., Чернова А.П., Семин В.О. Анализ структуры и электрохимических свойств покрытия из оксидов титана, полученного на <i>ti</i> подложке электрохимическим методом.....	143
Хаматдинов Р.З., Рамазанов И.А., Муллаянова З.М., Парфенов Е.В. Влияния температуры электролита на процесс электролитно-плазменного полирования стали 20X13 при различной исходной шероховатости.....	145
Хафизова Э.Д., Поленок М.В., Исламгалиев Р.К., Корзникова Е.А., Фахретдинова Э.И. Повышение механических свойств цинкового сплава системы ZN-AG-CU.....	147
Худододова Г.Д., Икрамова М., Кулясова О.Б., Исламгалиев Р.К. Исследование механических свойств и коррозионной стойкости биомедицинского магниевого сплава Mg-1%Zn-0,2%Ca, после интенсивной пластической деформации	148
Чуракова А.А., Исхакова Э.И. Исследование коррозионно-механической стойкости сплава TINI.....	150
Шаяхметов У.Ш., Чудинов В.В., Lai Wen, Хамидуллин А.Р., Захаров А.В. Особенности деформации и ползучести композиционной керамики при нагреве	152
Шишкунова М.А., Асфандияров Р.Н., Аксенов Д.А. Влияние постдеформационной ультразвуковой обработки на границы зерен и свойства сплава системы MG-AL-ZN	154
Шолом А.В., Пилюгин С.М., Абрамов А.Н. Исследование охлаждающих и триботехнических характеристик масляных смазочно-охлаждающих жидкостей	156
Южакова С.И., Остапенко М.Г., Семин В.О., Дьяченко Ф.А., Мейснер Л.Л. Структура поверхностного TI-NI-TA сплава, синтезированного на подложке никелида титана электронно-пучковым способом: анализ остаточных напряжений.....	158
Nasiruddina U., Shishira R., Ponnilavana V., Parfenovb E., Rameshabua N. Surface modification of biodegradable mg-based implant materials by peo and peo coupled with epd ...	160
Valiev R.Z. Low temperature superplasticity of ufg alloys: development of research in Ufa	161
Yuecheng Dong, Yaoyao Mi, Alexandrov I.V. Sdeformation behavior of Ti-Fe-B alloy processed by severe plastic deformation and hydrogenation	162
Wang Hao, Shu Xiaoyong, Zhao Jianping, Alexandrov I.V. Influence of building direction and high-frequency ultrasonic peening on fatigue life of stainless steel 316l manufactured by slm...163	

ДЛЯ ЗАМЕТОК

Научное издание

КАЙБЫШЕВСКИЕ ЧТЕНИЯ

**Сборник материалов
Третьей Международной школы-конференции молодых ученых
(г. Уфа, 16-20 октября 2023 г.)**

*За достоверность информации, изложенной в статьях,
ответственность несут авторы.
Статьи публикуются в авторской редакции*

Подписано в печать 27.11.2023 г. Формат 60x84/16.
Усл. печ. л. 9,78. Уч.-изд. л. 11,2.
Тираж 300 экз. (1-й завод 25 экз.). Изд. № 129. Заказ 322.

*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.*