

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
Научный совет РАН по физике конденсированных сред
Межгосударственный координационный совет
по физике прочности и пластичности материалов
Тольяттинский государственный университет
НИИ прогрессивных технологий

ФИЗИЧЕСКОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

X Международная школа, посвященная 10-летию лаборатории
«Физика прочности и интеллектуальные диагностические системы»

Тольятти, 13–17 сентября 2021 года

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ

LXIII Международная конференция, посвященная 70-летию
Тольяттинского государственного университета

Тольятти, 13–17 сентября 2021 года

Сборник материалов

Тольятти
Издательство ТГУ
2021

УДК 539.4:669.017
ББК 30.3
Ф505

Рецензенты:

д-р физ.-мат. наук, профессор А.М. Глезер;

д-р физ.-мат. наук И.С. Ясников

Редакционная коллегия:

д-р физ.-мат. наук, профессор Д.Л. Мерсон – отв. редактор;

канд. техн. наук Е.В. Черняева – отв. за выпуск сборника.

Ф505 Физическое материаловедение : X Международная школа, посвященная 10-летию лаборатории «Физика прочности и интеллектуальные диагностические системы» (Тольятти, 13–17 сентября 2021 года) ; Актуальные проблемы прочности : LXIII Международная конференция, посвященная 70-летию Тольяттинского государственного университета (Тольятти, 13–17 сентября 2021 года) : сборник материалов / ответственный редактор Д.Л. Мерсон. – Тольятти : Изд-во ТГУ, 2021. – 328 с. : обл.

В сборнике опубликованы материалы, представленные на LXIII Международной конференции «Актуальные проблемы прочности» и X Международной школе «Физическое материаловедение» специалистами в области прочности и пластичности из России и ближнего зарубежья, посвященные вопросам физики и механики прочности, пластичности и разрушения материалов и конструкций; связи прочности со структурой нанокристаллов, аморфных, керамических, композиционных, полимерных и других перспективных материалов.

Предназначен для специалистов в области металлофизики, материаловедения, прочности и разрушения материалов, а также для студентов и аспирантов соответствующих специальностей.

УДК 39.4:669.017
ББК 30.3

Рекомендовано к изданию Научно-исследовательским институтом прогрессивных технологий Тольяттинского государственного университета.

© Мерсон Д.Л. – научный
руководитель школы, 2021

ISBN 978-5-8259-1593-7

© ФГБОУ ВО «Тольяттинский
государственный университет», 2021

ЛАБОРАТОРИЯ «ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫЕ ДИАГНОСТИЧЕСКИЕ СИСТЕМЫ» – 10 ЛЕТ УСПЕХА

Мерсон Д.Л.

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

Лаборатория «Физика прочности и интеллектуальные диагностические системы» (далее «Лаборатория») создана в Тольяттинском государственном университете (ТГУ) по приказу ректора № 5484 от 30.11.2010 года с целью реализации мегагранта, выигранного на конкурсной основе по Постановлению Правительства РФ «О мерах по привлечению ведущих ученых в российские образовательные организации высшего образования...» от 09.04.2010 г. № 220 (первая очередь). Научным руководителем этой лаборатории стал ученый с мировым именем Алексей Виноградов, вернувшийся в ТГУ после 20 лет работы в ведущих университетах Японии, а ее руководителем – профессор Дмитрий Мерсон, на то время – заведующий кафедрой «Нанотехнологии, материаловедение и механика материалов».

В рамках исполнения мегагранта Лаборатория финансировалась с конца 2010 года по 31.12.2012 года с пролонгацией на конкурсной основе еще на два года, т.е. 2013-2014 гг, но при этом уже с 2014 года перешла на полное самофинансирование. Необходимо отметить, что Лаборатория по оценке Минобрнауки признана одной из самых успешных среди всех, созданных по 220-му Постановлению РФ, и спустя 10 лет после своего рождения не только крепко стоит на ногах, но и продолжает активно развиваться.

В 2013 году Лаборатория, которая к тому времени уже стала Научно-Исследовательским Отделом № 2 (НИО-2), послужила основой для создания в ТГУ «Научно-исследовательского института прогрессивных технологий» (НИИПТ). Среди многих направлений деятельности Лаборатории можно выделить пять основных:

1). Природа явления метода акустической эмиссии (АЭ) [1-2]; развитие метода АЭ как тонкого инструмента исследования *in situ* механизмов деформации и разрушения различного класса материалов [3-6]; развитие метода АЭ как одного из наиболее эффективных методов неразрушающего контроля, позволяющего обнаруживать местоположение активных дефектов в объектах контроля и оценивать степень их опасности [7-11]. Именно под это направление Лаборатория и создавалась;

2). Проблемы физики прочности и пластичности с акцентом на исследование механизмов пластической деформации различных классов материалов, в том числе с применением собственных разработок в области метода АЭ [12-23];

3). Разработка магниевых сплавов с уникальным комплексом механических, физико-химических, технологических и функциональных свойств для производства изделий технического и медицинского назначения. В основе этого направления лежит глубокое понимание природы деформационных процессов в магниевых сплавах, в том числе установленное с применением метода АЭ [24-33];

4). Природа и механизмы водородного охрупчивания и коррозионного растрескивания под напряжением в сталях и магниевых сплавах [34-41], а также разработка инструментария для количественной оценки результатов фрактографических исследований [42-43];

5). Научно-технические услуги по исследованию, испытаниям и экспертизе различных материалов, выяснению причин брака, разрушения или выхода из строя

изделий, конструкций, механизмов или их элементов [44-47]. По этому направлению Лаборатория выросла до фигуры Всероссийского масштаба: на постоянной основе с ней сотрудничают уже около двухсот предприятий машиностроительной, автомобилестроительной, нефтехимической, металлургической, железнодорожной и др. отраслей промышленности со всех уголков РФ, что стало возможным благодаря наличию в лаборатории суперсовременного исследовательского и испытательного оборудования, квалифицированных кадров и системы качества, организованной на высоком уровне.

За время существования Лаборатории объем выполненных ей научно-исследовательских работ и оказанных научно-технических услуг превысил 400 млн. руб., в том числе помимо мегагранта:

- реализовано 5 крупных проектов в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 - 2020 годы», 4 из которых международные, выполненные в кооперации с ведущими университетами Южной Кореи, Германии, Чехии и Японии;
- выполнено или выполняется 7 проектов, поддержанных Российским научным фондом; более 10 проектов, поддержанных Российским фондом фундаментальных исследований; 4 проекта в рамках выполнения Государственного задания (в 2021 году реализуется 6 проектов РНФ, 3 проекта РФФИ и 1 проект Госзадания);
- ежегодно выдается более 1500 протоколов испытаний и порядка 20 комплексных заключений с выявлением причин техногенных аварий.

Сотрудниками Лаборатории за 10 лет получен 21 патент, опубликовано 265 статей, при этом за последние 5 лет – 148, из которых 90% – в журналах, входящих в базы цитирования WoS и Scopus, из них каждая вторая – в журналах уровня Q1 и Q2, а каждая третья – Q1, что лишний раз подтверждает высокий научный уровень проводимых в Лаборатории работ.

Свидетельством того, что Лаборатория пользуется высоким научным авторитетом является и то, что ей уже многократно доверялось стать организатором крупных международных конференций: 2011, 2013, 2016, 2017, 2019 и 2021 гг – 5÷10 Международные школы «Физическое материаловедение» по итогам, которых выпущено шесть томов учебного пособия «Перспективные материалы»; в 2015 – «Advanced Materials Week – 2015», в 2016 г. – Уральская школа металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов», в 2017, 2019 и 2021 гг., соответственно, 59, 61 и 63 Международные конференции «Актуальные проблемы прочности», в 2018 году крупнейшая для РФ за последние 20 лет Всероссийская конференция с международным участием «Актуальные проблемы метода акустической эмиссии» АПМАЭ-2018. Кроме того, ежегодно Лаборатория организует совместно с японскими коллегами из университета Кумамото российско-японские семинары по магниевой тематике: по нечетным годам в России, по четным – в Японии.

Высокое качество и достоверность проводимых Лабораторией исследований и испытаний подтверждается успешным прохождением ей аккредитации в двух системах в соответствии с требованиями Международного стандарта ISO/IEC 17025-2017: Международная система ILAC (Орган по аккредитации лабораторий Ассоциация аналитических Центров «Аналитика» Полноправный член и участник Соглашений о взаимном признании ILAC и APLAC). Аттестат аккредитации № ААС.А.00347. Срок действия до 2026 г.; Единая система оценки соответствия на объектах, подконтрольных Федеральной службе по экологическому, технологическому и атомному надзору (РГТН). Аттестат аккредитации № ИЛ/ЛРИ-01303. Срок действия до 01.03.2024 г.

В настоящее время в Научно-исследовательский отдел № 2 «Физика прочности и интеллектуальные диагностические системы» входит десять лабораторий, оснащенных современным испытательным и исследовательским оборудованием на сумму, превышающую 200 млн руб.: Лаборатория акустических методов контроля и первичной экспертизы, Лаборатория металлографии, Лаборатория пробоподготовки, Лаборатория испытаний на усталость и трещиностойкость, Лаборатория спектрального анализа материалов и трибологических испытаний, Лаборатория электроискровой и вакуумно-термической обработки, Лаборатория рентгеноструктурного анализа, Лаборатория физико-механических испытаний, Лаборатория прецизионной микроскопии, Лаборатория вакуумного напыления, Лаборатория водородной хрупкости и коррозионных испытаний, а также участок механической обработки.

Безусловно, основное достояние Лаборатории – это кадры. На сегодняшний день ее коллектив состоит из 39 сотрудников, из которых 33 – это штатные сотрудники и еще 6 работают по совместительству, в том числе 5 докторов наук, 7 кандидатов наук, 6 аспирантов и 3 студента. В целом коллектив Лаборатории амбиционный и молодой – более 60% это сотрудники в возрасте до 39 лет. За время существования Лаборатории 7 ее сотрудников защитили кандидатские диссертации, и еще две диссертации (докторская и кандидатская) полностью готовы к защите.

Подводя итоги данному кратко освещению десятилетней деятельности Лаборатории, можно констатировать, что она по-настоящему состоялась, стала узнаваемой и пользуется уважением и безупречной репутацией не только в России, но и на Международном уровне, и поэтому есть все основания полагать, что накопленного за прошедшее время потенциала хватит ей еще на многие годы успешной работы вперед.

Исчерпывающую информацию о деятельности, оснащении, реализуемых проектах, полученных результатах, проведенных семинарах, информации в СМИ о лаборатории «Физика прочности и интеллектуальные диагностические системы» можно найти на сайте Лаборатории www.intelligent-lab.ru.

Список литературных источников

1. Vinogradov A., Merson D. The nature of acoustic emission during deformation processes in metallic materials // Low Temperature Physics, 2018, V. 44, Is. 9, p. 930.
2. Vinogradov A. et al. Phenomenological approach towards modelling the acoustic emission due to plastic deformation in metals // Scr. Mater., 2019. V. 170. p. 172.
3. Vinogradov A. et al. Probing elementary dislocation mechanisms of local plastic deformation by the advanced acoustic emission technique// Scr. Mat., 2018, V. 151 - p. 53.
4. Pomponi E. et al. Wavelet based approach to signal activity detection and phase picking: Application to acoustic emission // Signal Processing, 2015, V. 115, - p. 110.
5. Agletdinov E. et al. A Novel Bayesian Approach to Acoustic Emission Data Analysis// Ultrasonics - 2016. - V. 72. - P. 89.
6. Agletdinov E. et al. A New Method of Low Amplitude Signal Detection and Its Application in Acoustic Emission //Appl. Sci., 2020, 10 (1), p. 73.
7. Растегаев и др. Особенности акустико-эмиссионного контроля емкостного оборудования с расслоением стенки технологического происхождения // Дефектоскопия – 2015. – № 5 – С. 26.

8. Растегаев И. и др. Преобразователь акустической эмиссии повышенной надежности / А. В. Данюк, И. А. Растегаев, Д. Л. Мерсон, А. Ю. Виноградов // Дефектоскопия - 2017 - №1 - С. 34.
9. Rastegaev I. et al. Using acoustic emission signal categorization for reconstruction of wear development timeline in tribosystems: Case studies and applications // Wear, 2018, V. 410-411, p. 83.
10. Растегаев И. и др. Универсальный волновод для акустико-эмиссионного контроля высокотемпературных промышленных объектов // Дефектоскопия, 2018 - №3 – с. 20.
11. Rastegaev I. et al. A Time-Frequency based Approach for Acoustic Emission Assessment of Sliding Wear // Lubricants 2020, 8(5), 52.
12. Vinogradov A. Mechanical Properties of Ultrafine-Grained Metals: New Challenges and Perspectives// Adv. Eng. Mat., 2015. V. 17, Is. 12, pp. 1710.
13. Vinogradov A. et al. Irreversible thermodynamics approach to plasticity: dislocation density based constitutive modelling // Materials Science and Technology, 2015. V. 31, Is. 13: Part A & B, p. 1664.
14. Vinogradov A. et al. In situ observations of the kinetics of twinning–detwinning and dislocation slip in magnesium// MSEA., 2016, V. 676, p.351.
15. Vinogradov A. et al. On the limits of acoustic emission detectability for twinning // Materials Letters, 2016. V. 183, p. 417.
16. Yasnikov I. et al. What governs ductility of ultrafine-grained metals? A microstructure based approach to necking // Acta Materialia, 2017. Vol. 141. pp. 18.
17. Vinogradov A. et al. A Phenomenological Model of Twinning Kinetics // Advanced Engineering Materials, 2017. V. 19, Is. 1, 1600092
18. Vinogradov A. et al. Dislocation characteristics of shear bands in metallics // Scripta Materialia, 2018. V. 130, p. 138.
19. Vinogradov A., Estrin Yu. Analytical and numerical approaches to modelling severe plastic deformation // Progress in Materials Science, 2018. V. 95, p. 172.
20. Merson D. et al. Quantitative Assessment of the Bauschinger Effect in Magnesium Alloys with the Asymmetry Effect // Inorganic Materials, 2018, V. 54, No. 15, p. 1532.
21. Vinogradov A. et al. Mechanical Twinning is a Correlated Dynamic Process // Scientific Reports, 2019, V. 9, Article number: 5748
22. Vinogradov A. et al. A phenomenological model of twinning-mediated strain hardening. // Materials Science and Engineering: A., 2020, 780, 139194.
23. Vinogradov A. A phenomenological model of deformation twinning kinetics / A. Vinogradov // Materials Science & Engineering A, 2021, 803, 140700.
24. Vasilev E. et al. Fatigue Performance of Mg-Zn-Zr Alloy Processed by Hot Severe Plastic Deformation// Metals, 2015, №5, p. 2316.
25. Vinogradov A. et al. Acoustic Emission as a Tool for Exploring Deformation Mechanisms in Magnesium and Its Alloys In Situ // JOM, 2016. V. 68. Is. 12. p 3057.
26. Vinogradov A. et al. Evolution of Mechanical Twinning during Cyclic Deformation of Mg-Zn-Ca Alloys// Metals, 2016, №6 (12), p.304.
27. Linderov M. et al. Corrosion Fatigue of Fine Grain Mg-Zn-Zr and Mg-Y-Zn Alloys // Metals 2018, 8(1), 20.
28. Linderov M. et al. Evolution of Mechanical Twinning during Cyclic Deformation of Mg-Zn-Ca Alloys// Metals. - 2018. - №8. – 20.

29. Vinogradov A. et al. High Performance Fine-Grained Biodegradable Mg-Zn-Ca Alloys Processed by Severe Plastic Deformation // *Metals*, 2019, 9, 186.
30. Vasilev E. et al. High strength and fatigue properties of Mg-Zn-Ca alloys after severe plastic deformation // *Lett. Mater.*, 2019, V. 9(2), 157.
31. Vinogradov A. et al. Acoustic emission study of the kinetics of kink bands in the LPSO structure // *Letters on Materials*, 2019, 9 (4), p. 504.
32. Drozdenko D. et al. Influence of the solute concentration on the anelasticity in Mg-Al alloys: A multiple-approach study // *J. of Alloys and Compounds*, 2019, 786, 779.
33. Merson D. et al. Effect of deformation processing of the dilute Mg-1Zn-0.2Ca alloy on the mechanical properties and corrosion rate in a simulated body fluid // *LOM*, 2020, 10(2) 217.
34. Merson E., et al. Application of Acoustic Emission Method for Investigation of Hydrogen Embrittlement Mechanism in the Low-Carbon Steel // *Journal of Alloys and Compounds*, 2015. V. 645, Supplement 1, p. S460.
35. Merson E., et al. On the role of hydrogen in stress corrosion cracking of magnesium and its alloys: Gas-analysis study // *MSEA748* (2019) 337.
36. Merson E., et al. Effect of fracture mode on acoustic emission behavior in the hydrogen embrittled low-alloy steel // *Eng. Fract. Mech.* 2019, V. 210, 342.
37. Merson E., et al. Quasi-cleavage hydrogen-assisted cracking path investigation by fractographic and side surface observations // *Eng. Fract. Mech.* 2019. V. 214. p. 177.
38. Merson E., et al. Fractographic features of technically pure magnesium, AZ31 and ZK60 alloys subjected to stress corrosion cracking // *MSEAV*. 772, 2020, 138744.
39. Merson E., et al. About the Nature of Quasi-Cleavage in Low-Carbon Steel Embrittled with Hydrogen // *Metal Science and Heat Treatment*, 2019, 61, 191.
40. Merson E., et al. Inhibiting stress corrosion cracking by removing corrosion products from the Mg-Zn-Zr alloy pre-exposed to corrosion solutions // *Acta Mater.* 2021, 205, 116570.
41. Merson E., et al. Fractographic features of technically pure magnesium, AZ31 and ZK60 alloys subjected to stress corrosion cracking // *MSEA*. 2020. V. 772. 138744.
42. Merson E., et al. Quantitative characterization of cleavage and hydrogen-assisted quasi-cleavage fracture surfaces with the use of confocal laser scanning microscopy // *MSEA*. – 2016. –V. 665.–P. 35.
43. Merson E., et al. Confocal laser scanning microscopy: The technique for quantitative fractographic analysis // *Engineering Fracture Mechanics*. 2017. V. 183. p. 147.
44. Мерсон Д. и др. Сопротивление стали 20ГЛ боковых рам тележек грузовых вагонов усталости при низких температурах // *Вестник института проблем естественных монополий: Техника железных дорог*. - 2015. - №1 (29). - С. 34.
45. Böhme S. et al. On subsurface initiated failures in marine bevel gears / S., D. Merson, A. Vinogradov // *Engineering Failure Analysis* 110 (2020) 104415.
46. Устинова Е. и др. Анализ причин повреждения бандажей локомотивов в виде скола металла на гребне// *Вектор науки ТГУ*. 2013, №3 (25), с. 276.
47. Мерсон Д., Караванова А. Металлографическая экспертиза как важный элемент оценки качества машиностроительной продукции // В сборнике: *СВАРКА. РЕ-НОВАЦИЯ. ТРИБОТЕХНИКА*. Материалы IX Уральской научно-практической конференции. Нижнетагильский технологический институт. 2019. С. 161.

САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ КЕРМЕТОВ

Амосов А.П.

*Самарский государственный технический университет,
Самара, Россия,
egundor@yandex.ru*

Керметы – это керамико-металлические композиционные материалы (компози-ты) с большим содержанием керамических фаз от 15 до 85 объемных % и малой рас-творимостью между керамическими и металлическими фазами при температуре приготовления [1, 2]. История керметов начинается с 1922 года, когда в Германии были разработаны первые представители класса керметов – твердые сплавы (hard-metals) системы карбид вольфрама-кобальт (cemented carbides) [2-4]. Твердые сплавы системы WC-Co с содержанием кобальта от 3 до 30 массовых % произвели револю-цию в инструментальных материалах благодаря уникальному сочетанию твердости и определенной пластичности карбида вольфрама и его идеальной смачиваемости ко-бальтом, что привело к уникальному сочетанию свойств этих твердых сплавов (твердости, прочности, износостойкости, трещиностойкости и других) и к широкому их применению в различных областях в качестве как инструментальных материалов, так и износостойких конструкционных материалов. Во время второй мировой войны и после ее окончания появилась необходимость в высокотемпературных материалах для применения в реактивных двигателях и ракетах. Исследования по повышению жаропрочности и жаростойкости карбидных материалов привели к получению кер-метов на основе карбида титана (до 90 %) с никелевой связкой, а затем и никель-молибденовой связкой, которая лучше смачивает TiC по сравнению с никелем. Более стойкими к действию высоких температур и нагрузок оказались керметы на основе оксидов алюминия и хрома, которые разрабатывались примерно в то же время, что и керметы на основе карбида титана [1, 2].

Если в 20 веке керметы рассматривались в основном как композиты из высо-котемпературных карбидных, оксидных, нитридных, боридных и силицидных кера-мических фаз с металлическими фазами группы железа, то в 21 веке представление о керметах значительно расширилось за счет появления композитов из керамических и металлических фаз с меньшими температурами плавления, в том числе сульфидов и МАХ-фаз, а также легких и легкоплавких металлов (Al, Mg, Cu, Ag, Pb, Sn), благо-даря которым керметы стали рассматриваться не только как инструментальные, жа-ропрочные и износостойкие тяжелые конструкционные материалы, но и как легкие прочные конструкционные материалы для производства транспортных средств, и как функциональные материалы различного назначения [5, 6]. Наиболее распростра-ненными среди металломатричных композитов стали композиты на алюминиевой матрице, из которых, например, все больше изготавливается деталей двигателей и тормозных систем автомобилей. Однако достаточно часто керметам присущи такие недостатки как склонность к хрупкому разрушению и высокая стоимость производ-ства керметов, в связи с чем актуальной является необходимость их дальнейшего развития, проведения исследований по совершенствованию состава, структуры и свойств керметов, поиску новых областей применения, разработке новых методов получения и снижению стоимости их производства.

Существующие на сегодняшний день многочисленные технологические ме-тоды изготовления керметов можно разделить, в зависимости от агрегатного состоя-

ния и места образования керамической и металлической фаз, на четыре группы: твердофазные, жидкофазные, газофазные и in-situ методы [1-6]. В первых трех группах керамическая и металлическая фаза готовятся предварительно вне кермета (ex-situ) и затем соединяются в кермете, а в in-situ методах керамическая фаза образуется непосредственно во время изготовления внутри кермета. К in-situ методам относятся и методы с применением простого энергосберегающего процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) керамических тугоплавких соединений в режиме горения исходных смесей порошков металлов и неметаллов [7]. В конце 1980-х и начале 1990-х разрабатывался одностадийный метод СВС-прессования для изготовления однородных и функционально-градиентных керметов с большим содержанием керамической фазы TiC , Cr_3C_2 и TiB_2 (от 50 до 94 %) и различными металлическими фазами: Ni, Mo, Co, Cu, Cr и сталь. В последние годы этот метод был применен для получения легких керметов с алюминиевой металлической фазой $TiC-Al$ и $Ti_2AlC-Al$ [8]. Недавно был предложен новый простой способ получения керметов на основе применения процесса СВС пористого керамического каркаса с последующей самопроизвольной инфильтрацией расплавом металла, приготовленным предварительно за счет нагрева от внешнего источника, что позволяет использовать массу расплава, достаточную для полной пропитки керамического каркаса без приложения избыточного давления [9-11].

1. Керметы. Пер. с англ. Под ред. Дж.Р. Тинкло, У.В. Крэндалла. М.: Изд-во ИЛ, 1962.
2. Керметы / П.С. Кислый, Н.И. Боднарчук, М.С. Боровикова и др. Киев: Наукова думка, 1985.
3. [Plucknett K.](#) [Cermets and hardmetals](#). Metals. 2018. Vol. 8. No. 11. P. 963.
4. Панов В.С., Коняшин И.Ю., Левашов Е.А., Зайцев А.А. Твердые сплавы: Учебник. М.: МИСиС, 2019.
5. Kainer K.U. Metal matrix composites. Custom-made materials for automotive and aerospace engineering. Weinheim: WILEY-VCH, 2006.
6. Cuevas A.C., Becerril E.B., Martinez M.S., Ruiz J.L. Metal Matrix Composites: Wet-ting and Infiltration. Cham: Springer Nature Switzerland AG, 2018.
7. Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов. М.: Машиностроение-1, 2007.
8. Федотов А.Ф., Амосов А.П., Латухин Е.И., Новиков В.А. Получение алюмокерамических каркасных композитов на основе МАХ-фазы Ti_2AlC методом СВС-прессования // Изв. вузов. Цветная металлургия. 2015. No. 6. С. 53-62.
9. Амосов А.П., Латухин Е.И., Умеров Э.Р. Способ получения керамико-металлических композиционных материалов. Патент 2733524 (РФ). 2020.
10. Latukhin E.I., Umerov E.R., Amosov A.P., Amosov E.A., Novikov V.A. Physical and chemical fundamentals of combustion synthesis of skeleton ceramic metal composites $TiC-Al$. AIP Conf. Proc. 2020. Vol. 2304. Art. no. 020013. DOI: 10.1063/5.0033883.
11. Amosov A., Amosov E., Latukhin E., Kichaev P., Umerov E. Producing $TiC-Al$ cermet by combustion synthesis of TiC porous skeleton with spontaneous infiltration by aluminum melt. 7th International Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects (EFRE 2020) Proceedings. IEEE Xplore: 10 November 2020. P. 1057–1062. DOI: 10.1109/EFRE47760.2020.9241903.

АНОМАЛЬНОЕ ПОВЕДЕНИЕ СВЕРХСТРУКТУР ПРИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

Глезер А.М.^{1,2}, Мурадинова Л.Ф.^{1,2}, Щетинин И.В.¹,
Томчук А.А.^{2,3}, Борисова П.А.⁴

¹ *Национальный исследовательский технологический
университет «МИСиС»,
Москва, Россия*

² *Центральный научно-исследовательский институт
черной металлургии имени И.П. Бардина,
Москва, Россия*

³ *Московский государственный технический университет
имени Н.Э. Баумана, Москва, Россия*

⁴ *Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт»,
Москва, Россия,
a.glezer@mail.ru*

Доклад посвящен изучению вопроса о том, существуют ли принципиальные отличия в характере изменения степени дальнего порядка в сверхструктурах под воздействием обычных и мегапластических деформаций в области относительно низких температур. В работе изучалось поведение параметров дальнего порядка по типу D03 в сплаве Fe–24 ат. % Al, состав которого был близок к стехиометрическому составу A3B и стехиометрический сплав FeCo, после деформационных обработок кручением под высоким квазигидростатическим давлением (КВД) при комнатной температуре в камере Бриджмена. В упорядоченном сплаве Fe–24 ат. % Al нами обнаружено неизвестное ранее «странное» явление частичного восстановления первоначально полностью разрушенного КВД пластической деформацией дальнего порядка по типу D03. Показано, что установленный эффект обусловлен протеканием в процессе КВД низкотемпературной динамической рекристаллизации, при которой в рекристаллизованных зернах в результате кратковременного нагрева формируется высокотемпературное двухфазное состояние (A2+B2). При больших величинах мегапластической деформации в соответствии с законами неравновесной термодинамики в сплаве формируется стационарное состояние, включающее в себя «двухфазную смесь» деформационных фрагментов и рекристаллизованных зерен с усредненной по всему кристаллу степенью дальнего порядка 0.24-0.26 по типу B2. В сплаве FeCo степень упорядочения была измерена с помощью дифракции тепловых нейтронов. Наблюдаются аналогичные эффекты с учетом того, что коэффициент диффузии в сплаве с кобальтом гораздо ниже, чем в сплаве с алюминием.

ПРОГНОЗ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ

Кудря А.В., Соколовская Э.А.

НИТУ «МИСиС», Москва, РФ,
AVKudrya@isis.ru

Прогноз разрушения материалов важен на стадии конструирования и при оценке остаточного ресурса. Риск прогноза зависит от нескольких факторов, среди которых, в частности, выбор оптимальной схемы испытаний материала, адекватно воспроизводящей его поведение в конструкции. Материал представляет собой среду со структурой, масштабы неоднородности строения которой могут быть весьма велики (даже в рамках отлаженного промышленного производства), это вносит определенные сложности при проведении прогноза разрушения [1,2]. Неоднородность геометрии структур определяет не только разброс прочности, пластичности и вязкости материалов от изделия к изделию, но и возможность различий в механизмах протекания разрушения в пределах одного изделия. Решение задачи, связанной с получением объективного прогноза поведения материала в конструкции, достижимо, но для этого требуется необходимое понимание закономерностей разрушения среды с неоднородной структурой. Для этого необходимы метрологически обеспеченные процедуры измерения неоднородности строения структур и разрушения. Это может быть реализовано в рамках цифровизации такого рода измерений. Дополнительная информация, необходимая для объективного прогноза свойств металлопродукции, может быть также получена на основе анализа закономерностей протекания технологического процесса (по результатам «раскопок данных» производственного контроля процесса и продукта). Однако при этом важно учитывать статистическую природу анализируемых объектов. Существенное значение при использовании алгоритмов Big data для анализа баз данных заводского контроля также имеет учет явления технологической наследственности (закономерностей протекания эволюции структур и дефектов в рамках широкого поля допуска технологии).

Из описания микроскопических составляющих структур и морфологии изломов реален прогноз свойств неоднородной структуры и возможность конструирования оптимальных структур под заданные свойства. Последовательное накопление необходимой статистики результатов открывает возможность внесения в оценку структур и изломов количественных мер и разработки принципиально иной линейки соответствующих стандартов для оценки качества материалов, правил, обеспечивающих получение объективного прогноза риска преждевременного разрушения.

Выявление закономерностей взаимосвязей между вариацией управляющих и выходных параметров технологии обеспечит не только объективный прогноз разрушения материала на основе стандартной схемы аттестации металлопродукции, но и обоснованные рекомендации по управлению технологией для повышения однородности качества продукта.

Список литературы

1. Разрушение. В 2 кн. Кн. 1. Разрушение материала : моногр. / М.А. Штремель.–М.: Изд. Дом МИСиС, 2014.–670 с.
2. Разрушение. В 2 кн. Кн. 2. Разрушение структур : моногр. / М.А. Штремель.–М.: Изд. Дом МИСиС, 2015.–976 с.

СРАВНЕНИЕ IN-SITU И EX-SITU МЕТОДОВ ИЗМЕРЕНИЯ СКОРОСТИ КОРРОЗИИ МАГНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ

Мягких П.Н.¹, Мерсон Д.Л.¹, Виноградов А.Ю.²

¹ *Тольяттинский государственный университет,
Тольятти, Россия*

² *Норвежский технологический университет,
Трондхейм, Норвегия,
feanorhao@gmail.com*

1. Введение

На данный момент в мире крайне популярной является тематика биорезорбируемых магниевых сплавов. Эти материалы способны растворяться в организме человека без вреда для его здоровья. Использование биорезорбируемых имплантатов в хирургии избавит от необходимости после завершения процесса заживления проводить повторную операцию с целью их извлечения. Для подобных материалов одной из наиважнейших характеристик является скорость коррозии (резорбции). Помимо традиционных методов определения скорости коррозии (например, гравиметрический метод) существуют относительно новые как ex-situ, так и in-situ методы. К первым относится метод определения объема растворенного магния при помощи конфокальной лазерной сканирующей микроскопии (КЛСМ) [1], который заключается в следующем: образец металла заливается в химически инертную смолу и шлифуется с одной стороны для получения плоскости. Далее проводятся испытания погружением в коррозионную среду, по завершению которых с образца химически удаляют продукты коррозии и снимают на конфокальном лазерном сканирующем микроскопе. Полученные данные представляют собой 3D-модель поверхности образца, из которой с помощью специального программного обеспечения легко найти объем растворившегося металла с прецизионной точностью. Из in-situ методов стоит упомянуть определение скорости коррозии по объему выделившегося водорода. При испытаниях в водных растворах солей и кислот количество растворившегося в коррозионной среде магния пропорционально количеству выделившегося водорода [2]. Установив над образцом мерную бюретку для сбора водорода можно в любой момент определить скорость коррозии, пересчитав объем выделившегося газа в массу растворившегося металла. Данный метод хорош тем, что по нему можно не только определить скорость коррозии, но и отследить динамику ее изменения в течение эксперимента. В данной работе проведено сравнение ex-situ (гравиметрический и посредством КЛСМ) методов измерения скорости коррозии с in-situ методом (по выходу водорода).

2. Методика и материалы

Образец из литого чистого магния размером 10x10x3 мм был залит в полимерный компаунд, лицевая поверхность была зачищена на наждачной бумаге #2500, промыта этиловым спиртом и высушена потоком холодного воздуха, после чего образец был взвешен на лабораторных весах с точностью до 0,0001 г. Испытания представляли собой погружение в коррозионную среду (раствор 4%NaCl в воде) и выдержку в ней в течение 2 часов. По завершению испытаний образец извлекали из среды, сушили холодным воздухом под давлением, а затем удаляли продукты коррозии в растворе С.5.4 (200 г CrO₃, 10 г AgNO₃, 1000 мл H₂O) по ГОСТ Р 9.907-2007.

Далее образец сушился и повторно взвешивался, определялась разница между массой исходного образца и после испытаний. На завершающем этапе исследования поверхность образца была отснята на КЛСМ Olympus Lext OLS 4000, по результатам съемки был автоматически определен объем растворившегося магния с помощью программного обеспечения фирмы Olympus.

3. Результаты исследования

На рисунке 1 приведены результаты измерения по трем выше перечисленным методам, для удобства выраженные через массу растворенного магния. Отчетливо видно, что расхождения между показаниями незначительны. Чуть более высокие результаты определения гравиметрическим методом и с помощью КЛСМ можно связать с тем, что в процессе коррозии магний способен не только растворяться, но и выкрашиваться в виде мелких металлических частиц, в результате чего образец теряет массу и объем, но не генерирует водород.

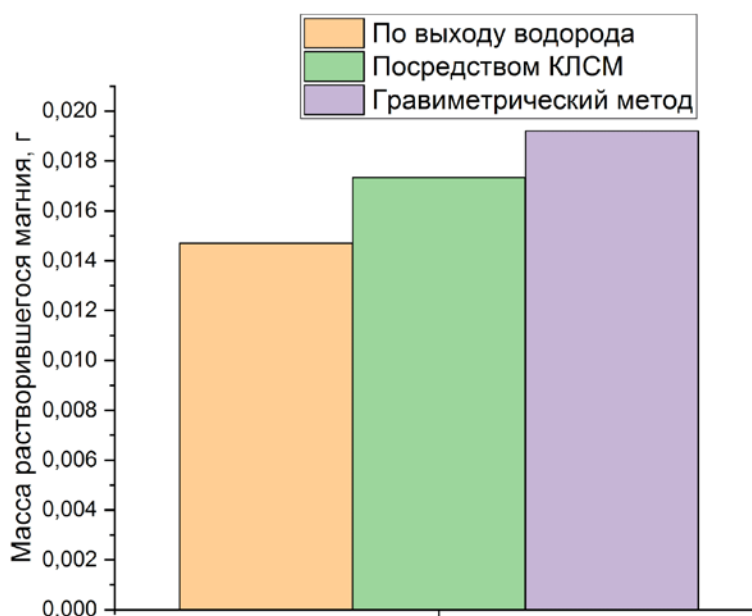


Рис. 1

Выводы

Было установлено, что результаты, полученные всеми тремя методами довольно близки, что говорит об их достоверности. В то же время для каждого метода следует учитывать индивидуальные особенности исследуемого материала, поскольку допустимы случаи, когда изменения объема или массы образца вследствие коррозионных повреждений не сопровождается выделением водорода.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-38-90073.

1. Способ количественной оценки коррозионных повреждений материалов / Пат. 2725110 Рос. Федерация: МПК G01N 17/00 (2006.01), Мерсон Е.Д., Данилов В.А., Костин В.И., Мерсон Д.Л., Виноградов А.Ю.
2. Song G. Control of biodegradation of biocompatible magnesium alloys // Corros. Sci. 2007. Vol. 49, № 4. P. 1696–1701.

МОНИТОРИНГ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Селезнев М. Н.¹, Вайднер А.¹, Бирман Х.¹, Виноградов А.Ю.²

¹*Институт материаловедения, Технический университет Фрайбергская горная академия, Фрайберг, Германия*

²*Факультет механической и промышленной инженерии, Норвежский университет науки и технологии, Тронхейм, Норвегия*

Ультразвуковые усталостные испытания (УЗУИ) являются эффективным методом для быстрого определения усталостных свойств конструкционных материалов при высокоцикловых ($\geq 10^6$ циклов) нагрузках. Однако процесс возникновения и накопления усталостных повреждений при этом способе испытаний остается неопределенным из-за ограничений существующих методов измерения. Используемые в настоящее время методы мониторинга усталостных испытаний – видеорегистрация, термография, измерение электросопротивления, нелинейный ультразвуковой анализ и метод акустической эмиссии (АЭ) – позволяют детектировать усталостные трещины, однако лишь на поздних стадиях разрушения [1]. Несмотря на рекордную чувствительность к локализованным процессам в материалах, использование метода АЭ при УЗУИ крайне затруднено наличием высокоамплитудных периодических резонансных шумов во всем спектре регистрируемых частот [2]. Задачей данной работы являлось подавление резонансных шумов и выделения полезного сигнала с целью раннего выявления усталостных повреждений.

Образцы алюминиевого сплава $AlSi9Cu3$ были испытаны циклически при ассиметричном нагружении ($R = 0,1$) на резонансной частоте 19,5 кГц с регистрацией АЭ беспороговым методом при помощи широкополосного датчика (Pico, PAC). Поверхности разрушения были проанализированы с помощью электронной и оптической микроскопии. После преобразования Фурье полученная спектрограмма сигнала АЭ обрабатывалась двумя различными методами: (1) метод цифровой фильтрации заключался в детектировании резонансных шумов и удалении их из спектра; (2) метод ϕ -функции заключался в дифференцировании спектрограммы по времени [3]. Обработанные спектрограммы интегрировались по частоте и события АЭ извлекались из полученных мощностей сигналов пороговым методом.

Метод цифровой фильтрации выявил корреляцию сигналов АЭ с усталостным разрушением, тогда как контрольный образец без усталостных повреждений показал нулевое количество сигналов. Метод ϕ -функции продемонстрировал неоднозначные результаты, показав высокую активность АЭ на контрольном образце. Причиной неприменимости метода ϕ -функции при УЗУИ может являться нестационарность передаточной функции АЭ.

1. Shrestha S. et al. In-situ fatigue life analysis by modal acoustic emission, direct current potential drop and digital image correlation for steel // Int. J. Fatigue. Elsevier, 2021. Vol. 142, № August 2020. P. 105924.
2. Shiwa M. et al. Fatigue process evaluation of ultrasonic fatigue testing in high strength steel analyzed by acoustic emission and Non-linear ultrasonic // Mater. Trans. 2010. Vol. 51, № 8. P. 1404–1408.
3. Agletdinov E., Merson D., Vinogradov A. A new method of low amplitude signal detection and its application in acoustic emission // Appl. Sci. 2020. Vol. 10, № 1.

ОСОБЕННОСТИ ПУТИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТРЕЩИН КВАЗИСКОЛА ПРИ ВОДОРОДНОЙ ХРУПКОСТИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Мерсон Е.Д.¹, Мягких П.Н.¹, Полуянов В.А.¹, Мерсон Д.Л.¹, Виноградов А.Ю.²

¹ Тольяттинский государственный университет,
Тольятти, Россия

² Норвежский технологический университет,
Трондхейм, Норвегия,
mersoned@gmail.com

1. Введение

Последние годы наблюдается значительный рост интереса к водородной энергетике. Создание инфраструктуры для нее предполагает постройку хранилищ и трубопроводов для водорода. Однако, на пути развития данной отрасли встает явление водородной хрупкости (ВХ), которое заключается в значительном снижении механических характеристик сталей и сплавов при насыщении их водородом. Для создания защиты от ВХ или разработки стойких к ней материалов необходимо понимание ее природы. Несмотря на то, что о водородной хрупкости известно еще с середины прошлого века, ее фундаментальные механизмы остаются предметом дискуссий по сей день. Например, не вполне ясно каким образом формируется характерная для ВХ поверхность разрушения – так называемый квазискол (КС). В рамках одних теорий КС рассматривается, как частный случай истинного скола, реализации которого способствует водород, например, за счет ослабления межатомных связей в кристаллической решетке [1], либо благодаря блокированию эмиссии дислокаций из устья трещины [2], что предполагает хрупкий механизм разрушения. Согласно другой точке зрения рельеф КС формируется в локальном микрообъеме вблизи трещины посредством образования и слияния микро- и нано-пор, поскольку водород может облегчать подвижность дислокаций и соответственно способствовать пластификации материала, т.е. разрушение осуществляется по видоизмененному вязкому механизму [3]. Известно, что хрупкое разрушение в ОЦК железе и ферритных сталях осуществляется вдоль строго определенных кристаллографических плоскостей, преимущественно, семейства $\{100\}$ [4], тогда как влияние кристаллографии на путь трещин при вязком разрушении не значительно. В наших предыдущих работах показано, что трещины КС могут сильно искривляться внутри одного зерна [5]. Было сделано предположение о том, что искривление трещин происходит под действием неоднородных полей напряжений и деформаций, возникающих, например, вблизи надреза. В данной работе дана количественная оценка кривизны трещин КС и определено влияние напряженно-деформированного состояния на эту характеристику.

2. Методика и материалы

В испытаниях использовалось два типа образцов: 1) стандартные плоские образцы для испытаний на растяжение и образец в виде пластины $11 \times 6 \times 2$ мм с перпендикулярным оси растяжения надрезом посередине, длиной 3 мм. Материалом для изготовления образцов являлась отожженная горячекатанная сталь S235JR (аналог Ст3сп). Испытание включало в себя одноосное растяжение со скоростью 0,1 мм/мин с одновременным электролитическим наводороживанием в электролите 5% H_2SO_4 + 1.5 г/л тиомочевины при плотности тока 5 мА/см². Боковую поверхность исследовали при помощи сканирующего электронного микроскопа (СЭМ), кривизну вторичных трещин рассчитывали по формуле (1), где l_1 и l_2 – длины двух берегов трещины,

а l_3 – расстояние между двумя вершинами трещины. В каждом образце было измерено не менее 100 трещин.

$$C = \frac{(l_1 + l_2)/2}{l_3} \quad (1)$$

3. Результаты и выводы

На рисунке 1 приведены результаты измерения кривизны вторичных трещин. Четко видно, что в образце с надрезом данная величина варьируется в гораздо более широком диапазоне, чем в гладком образце. При этом в среднем кривизна трещин в образце с надрезом заметно выше, чем в образце без надреза. Можно сделать вывод, что результаты настоящего исследования подтверждают сделанное ранее предположение о том, что поле повышенных напряжений и изменение напряженно-деформированного состояния вблизи надреза оказывают сильное и, по-видимому, определяющее влияние на путь трещин квазискола в наводороженной стали. В то же время привязка пути трещин КС к каким-либо кристаллографическим плоскостям значительно более слабая, чем у трещин ИС.

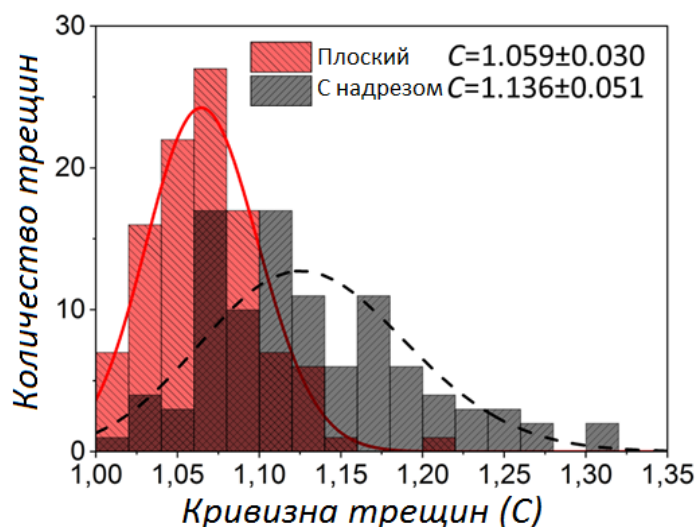


Рис. 1. Влияние геометрии образца на кривизну трещин КС в наводороженной стали.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФ 19-79-00188

Список литературы

1. X. Chen, W.W. Gerberich. Metall. Trans. A 22, 59 (1991). doi:10.1007/BF03350949.
2. D. Birenis, Y. Ogawa, H. Matsunaga, O. Takakuwa, J. Yamabe, Ø. Prytz, A. Thøgersen. Mater. Sci. Eng. A 756, 396 (2019). doi:10.1016/j.msea.2019.04.084.
3. M.L. Martin, M. Dadfarnia, A. Nagao, S. Wang, P. Sofronis. Acta Mater. 165, 734 (2019). doi:10.1016/j.actamat.2018.12.014.
4. P.A. Davies, M. Novovic, V. Randle, P. Bowen. J. Microsc. 205, 278 (2002). doi:10.1046/j.1365-2818.2002.00998.x.
5. E.D. Merson, P.N. Myagkikh, V.A. Poluyanov, D.L. Merson, A. Vinogradov. Eng. Fract. Mech. 214, 177 (2019). doi:10.1016/j.engfracmech.2019.04.042.

НЕЛИНЕЙНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ РАЗРУШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ НАКЛОННЫХ ДЕФЕКТОВ В АНИЗОТРОПНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

Махутов Н.А., Макаренко И.В., Макаренко Л.В.

*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН,
Москва, Россия,
I.V.Makarenko@yandex.ru*

В работе исследуются вопросы прочности, живучести и эксплуатационного ресурса сварных элементов из аустенитных нержавеющей циклически стабильных сталей ответственного оборудования при наличии исходных, возникающих и развивающихся поверхностных разноориентированных полуэллиптических дефектов.

На основе расчетно-экспериментальных результатов и численного моделирования сложных процессов упругопластического деформирования в локальных областях дефектов исследуется связь ориентации главных площадок тензора деформаций и напряжений с направлением внешних номинальных силовых нагружений.

В результате анализа процесса деформирования и разрушения, лабораторных образцов с исходными дефектами, полученные результаты доказывают, что многопараметрическое описание локальных упруго-пластических полей деформаций по контуру исследуемых дефектов при смешанных условиях нагружения позволяет получить более полную оценку разрушения и его прогнозирования.

Известно, что многопараметрическое асимптотическое разложение поля напряжения М. Уильямса у контура трещины широко используется при определении направления ее роста в упругой области нагружения и представляется выражением

$$\sigma_{ij}(r, \vartheta) = \sum_{m=1}^2 \sum_{k=1}^{\infty} a_k^m r^{k/2-1} f_{m,ij}^{(k)}(\vartheta), \quad (1)$$

где $\sigma_{ij}(r, \vartheta)$ – компоненты тензора напряжений в полярной системе координат; m – параметр зависящий от вида нагружения; a_k^m – амплитудные, масштабные множители, зависящие от геометрии образца и трещины и от вида и величины нагружки; $f_{m,ij}^{(k)}(\vartheta)$ – угловые распределения компонент тензора напряжений, определяемые из решения соответствующих краевых задач. Однако, для упруго-пластических нагружений, больших пластических деформаций, затруднено использование сотни последующих членов разложения.

В данной работе на внешнюю поверхность трубчатых образцов изготовленных из сварных пластин нержавеющей циклически стабильных аустенитных сталей наносились электроэрозионным методом исходные наклонные острые полуэллиптические надрезы. При этом на одном образце одновременно было до 12 надрезов в разных зонах сварного соединения (основном металле, зоне термовлияния и непосредственно в металле сварного шва). Локальные упругопластические деформации в вершинах развивающихся трещин определялись методом прецизионных сеток с помощью специальной оптической системы. Внутренние границы подрастающих трещин в процессе малоциклового нагружения определялись методом красок, вводимых в полуцикле растяжения в полость трещины. После дорыва образца и раскрытия всех трещин исследовались их поверхности разрушения. Также проводились измерения раскрытия трещин, как в их вершинах, так и средней части.

В настоящем исследовании предлагается эмпирическая зависимость распределения относительных, локальных упругопластических деформаций $\bar{e}_{ij}$ вблизи контура поверхностных трещин со сложной пространственной геометрией развития от исходных наклонных полуэллиптических, острых надразов.

$$\bar{e}_{ij} = f(\beta, \bar{e}_n, \varphi, \ell_{ij}, r, \bar{\sigma}_{bi}, \bar{\sigma}_{ti}, m, P_{ke}, f_{ij}), \quad (2)$$

где $\bar{e}_n$ – номинальная деформация нагружения; β – угол наклона полуэллипса; φ – эллиптический угол; ℓ_{ij} – размеры трещин; m, P_{ke}, f_{ij} – параметры деформационных критериев разрушения; $\bar{\sigma}_{bi}, \bar{\sigma}_{ti}$ – относительные предел прочности и предел текучести локального микрообъема.

Сравнение экспериментальных результатов (2) и численно проанализированных расчетов с помощью программного комплекса ANSYS показывает, что введение определяющих соотношений с учетом неоднородности физико-механических свойств, позволяет более точно регламентировать параметры нелинейной механики разрушения и адекватно прогнозировать кинетику траектории эксплуатационных дефектов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект – 20-19-00769.

ИССЛЕДОВАНИЕ СХОЖДЕНИЯ МЕДНЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК ПОД ДЕЙСТВИЕМ УДАРНОЙ ВОЛНЫ

Зельдович В.И., Хейфец А.Э., Фролова Н.Ю., Дегтярев А.А.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
kheifetz@imp.uran.ru*

Медные цилиндрические оболочки (трубы) диаметром 48 мм, толщиной стенки 4 мм и длиной 200 мм были подвергнуты схождению под действием ударной волны. Ударные волны создавали скользящей детонацией цилиндрического слоя взрывчатого вещества (ВВ), окружающего оболочку. Амплитуда давления ударной волны при скользящей детонации обычно составляла 10-20 ГПа. За счет изменения толщины слоя ВВ в разных экспериментах от 3.0 до 5.0 мм изменяли интенсивность нагружения. Были реализованы три режима нагружения: недостаточный для полного схождения, оптимальный и избыточный. При избыточном режиме происходил разлет схлопнутой оболочки под действием волн напряжений, отраженных от оси симметрии.

Скользящая ударная волна создает деформацию оболочки как в радиальном направлении, от поверхности к оси симметрии, так и в продольном, вдоль оси оболочки. Схождение оболочки в цилиндр происходит, главным образом, за счет радиальной деформации. Скорость радиальной деформации при схождении оболочек высока и составляет 10^4 - 10^5 1/с. Истинная радиальная деформация для разных слоев оболочки изменяется от $e = 0.5$ на поверхности схлопнутой оболочки (цилиндра) до $e = 3$ на расстоянии 1 мм от центра [1].

Для исследования процесса схождения были сделаны поперечные разрезы нагруженных оболочек, и исследована макро- и микроструктура. В начале схождения на поверхности оболочек образуются выступы и вмятины, происходит потеря

устойчивости гладкого фронта радиальной деформации. Такой эффект «гофрирования» наблюдался также при квазистатическом нагружении оболочек жидкостью высокого давления [2]. Было установлено [3], что число выступов на внешней поверхности увеличивается с увеличением интенсивности нагружения, но их высота уменьшается. В оболочке, нагруженной по избыточному режиму, выступы «сглаживаются». Значит, при достаточно большой интенсивности нагружения фронт деформации на внешней поверхности сходящейся оболочки не теряет устойчивость. Число выступов при гофрировании исследованных оболочек приблизительно прямо пропорционально квадрату толщины слоев ВВ. Принимаем, что толщина слоя ВВ пропорциональна величине энергии, сообщенной оболочке при взрыве, и, далее, кинетической энергии оболочки в начале схождения. Тогда число выступов пропорционально квадрату кинетической энергии.

На более поздней стадии схождения на внутренней поверхности сходящейся оболочки возникают выбросы, пластические струи [1,3]. Это другой механизм потери устойчивости, связанный с высокой скоростью деформации. Он имеет гидродинамическое происхождение. Медь в пластических струях испытывает большую деформацию, но не плавится. На завершающей стадии схождения выбросы сливаются, и в полученном при схождении цилиндре формируется окончательная структура в виде «цветка» [1,3].

При избыточном режиме нагружения был обнаружен эффект потери устойчивости фронта продольной деформации. При толщине слоя ВВ 4.5 мм было зафиксировано начало разлета, при толщине 5.0 мм – разлет привёл к полному разрушению и распаду оболочки на части. На начальной стадии разлета по длине оболочки образовалось три участка полного схождения, которые были разделены двумя участками разлета (разрушения). Значит, процесс разлёта носил периодический (пульсирующий) характер, при котором участки схождения чередовались с участками разлёта. Так проявлялась потеря устойчивости фронта осевой деформации. Пульсирующий характер деформации под действием скользящей ударной волны в избыточном режиме нагружения может быть объяснён попеременным возрастанием и сбросом напряжений в продольном (осевом) направлении. Напряжения в продольном направлении складываются с радиальными, и повышают общий уровень напряжений. Разлет приводит к сбросу уровня напряжений.

Таким образом, при высокоскоростной деформации исследованных медных цилиндрических оболочек под действием скользящей ударной волны обнаружены различные случаи потери устойчивости фронта деформации.

Работа выполнена в рамках государственной программы по теме «Структура» No. AAAA-A18-118020190116-6).

1. Зельдович В.И., Хейфец А.Э., Фролова Н.Ю., Хомская И.В., Смирнов Е.Б., Дегтярев А.А., Шорохов Е.В. Металлографическое исследование структурных изменений в меди, происходящих при схождении цилиндрических оболочек // ФММ. 2019. Т.120. № 4. С. 352-359.
2. Каменецкий Б.И., Киселев В.В. Исследование процессов пластической деформации цилиндрических оболочек жидкостью высокого давления // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2007. №7. С.11-17.
3. Зельдович В.И., Хейфец А.Э., Фролова Н.Ю., Дегтярев А.А., Смирнов Е.Б., Шорохов Е.В. Металлографическое исследование схождения медных цилиндрических оболочек при различной интенсивности взрывного нагружения // ФММ. 2021. Т.122, в печати

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ НА ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ТИТАНА VT1-0 ПРИ ЕГО ИСПЫТАНИИ В РЕЖИМЕ ПОЛЗУЧЕСТИ

Кадомцев А.Г.¹, Нарыкова М.В.¹, Бетехтин В.И.¹, Колобов Ю.Р.²,
Амосова О.В.¹

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

²Институт проблем химической физики РАН,
Черноголовка, Россия,
Maria.Narykova@mail.ioffe.ru

Для получения практически необходимых высокопрочных металлов и сплавов в настоящее время часто используются различные методы интенсивных пластических деформаций (ИПД) – очень больших (мегапластических) деформаций в квазигидростатических условиях нагружения [1]. После ИПД в металлических материалах образуется субмикроструктурная (СМК) структура с размером зерен от десятка до сотен нанометров, которая и приводит к высоким значениям прочностных характеристик. СМК структура, однако, нестабильна, и её эволюция, особенно при длительном нагружении (эксплуатации), может приводить к деградации высоких механических свойств материалов. Одной из причин этой деградации является образование в процессе ИПД повреждений, например, наноразмерных пор [2].

В данной работе изучалась эволюция повреждений, образовавшихся в процессе ИПД, при длительном нагружении СМК титана в процессе его ползучести при 350°C. Параметры нанопор определялись методом малоуглового рентгеновского рассеяния (МРР), общий объем повреждений прецизионным измерением плотности, а также с помощью электронной микроскопии. Исследовался титан в двух (до испытания на ползучесть) состояниях: СМК и достаточно крупнозернистом (КЗ). Титан с СМК структурой был получен методом винтовой и продольной прокатки (ВПП), размер зерен после ВПП составлял ≈ 0.2 мкм. Для полученного КЗ структуры титан после (ВПП) отжигался при температуре 550°C, после которой образовались зерна с размером ≈ 2.3 мкм. Для СМК титана испытания в режиме ползучести проводили в диапазоне напряжений от ≈ 280 до 400 МПа, а для КЗ титана в диапазоне от ≈ 200 до 250 МПа. В зависимости от величины нагрузки долговечность СМК и КЗ титана варьировалась от 10^2 до 10^5 секунд.

Установлено, что с ростом (в зависимости от нагрузки) долговечности для СМК титана наблюдается снижение доли наноразмерных зерен, увеличение их среднего размера и степени вытянутости зерен. Для КЗ титана зерна в диапазоне их размеров от нескольких до 9 мкм остаются в процессе ползучести достаточно равновесными по форме. Анализируются физические механизмы наблюдаемых для СМК и КЗ титана структурных изменений в процессе ползучести.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РНФ (проект № 19-12-00221).

1. Р.А. Андреевский, А.М. Глезер, УФН, 2009, 79, 4, 337.
2. В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев, М.В. Нарыкова, ФТТ, 2020, 62, 2, 167.

СХЕМА РЕГИСТРАЦИИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОМ ОКСИДИРОВАНИИ

Полунин А.В., Растегаев И.А., Мерсон Д.Л., Криштал М.М.

*Тольяттинский государственный университет,
Тольятти, Россия,
Anpol86@gmail.com*

В настоящее время технология плазменно-электролитического оксидирования (ПЭО) алюминиевых, магниевых, титановых и др. сплавов вентиляльных металлов находит все большее применение в аэрокосмических, машиностроительных, электротехнических и биомедицинских приложениях – для повышения износостойкости и коррозионной стойкости изделий, управляемой теплопередачи, контролируемой биорезорбции (саморастворение), создания зонной электрической изоляции и др. [1]

Как правило, современный подход в области развития технологии ПЭО и ее адаптации под конкретную задачу заключается в эмпирическом переборе технологических параметров и произвольном выборе компонентных составов электролитов с целью поиска комбинации параметров обработки для достижения наилучших свойств формируемых оксидных слоев, удовлетворяющих требованиям к изделию. При этом большинство исследований проведены в разных (несравнимых и невозпроизводимых) условиях – отличаются электролиты, электротехнические режимы обработки, обрабатываемые сплавы. В результате не удается обобщить имеющиеся результаты и вывести общие закономерности, позволяющие прогнозировать влияние варьируемого фактора на свойства оксидных слоев, а также определить параметры его синтеза для достижения наилучших свойств. Поэтому сегодня необходимы методы контроля режима ПЭО не являющиеся технологическими параметрами управления процессом, но позволяющие за счет обнаружения отклонений в формировании покрытия на структурном уровне провести корректировку режима ПЭО для повышения качества получаемых изделий.

Одним из перспективных методов контроля режима ПЭО представляется метод акустической эмиссии (АЭ), т.к. в процессе оксидирования образуемый слой имеет неравномерное напряженное состояние и во время пробоя нагружается давлением и температурой. В результате чего источниками АЭ при ПЭО являются локальные и быстропотекающие физико-химические явления, а, именно: электрический пробой, формирование парогазовых пузырьков, термические деформации, трещинообразование, фазовые переходы. Непосредственно АЭ диагностике ПЭО сегодня посвящено весьма ограниченное количество работ [2,3] в которых экспериментально удалось показать связь характера АЭ с электрическим режимом ПЭО лишь в общих чертах. Последнее мы связываем со сложностью реализации метода АЭ, так как при ПЭО между образцом и электродом через электролит протекает высокое напряжение и ток. Поэтому в работе [2] АЭ регистрируется с емкости, т.е. сигналы, прошедшие через электролит, емкость и изолятор, а в работе [3] акустические измерения проводятся микрофоном. Однако понятно, что минимальные искажения и максимальная чувствительность метода может быть обеспечена только при беспороговой широкополосной регистрации АЭ непосредственно с образца. Но без специальной схемы такие измерения гарантированно приведут к повреждению дорогостоящей АЭ аппаратуры. Разработка специальной измерительной схемы была целью настоящей работы.

В результате анализа нескольких вариантов была выбрана схема регистрации АЭ с тремя защитными барьерами, суть которой состоит в следующем (рисунок 1). Как известно, наиболее дорогостоящим элементом АЭ аппаратуры является плата аналого-цифрового преобразования (АЦП) интегрируемая в блок обработки информации (БОИ). Поэтому указанные барьеры прежде всего должны обеспечить сохранность АЦП БОИ. В качестве первого защитного барьера использован диэлектрический слой (ДС) между преобразователем АЭ (ПАЭ) и образцом (О). Сам образец удлиняется так, чтобы ПАЭ был вне электролита. Вторым барьером выступает согласующее устройство (СУ), устанавливаемое сразу на выходе преобразователя АЭ. В задачу применения СУ также входит минимизирование потерь при передаче сигнала внешнему предварительному усилителю (ПУ), находящемуся в безопасной зоне. Третьим барьером является внешний двухкаскадный ПУ с регулируемым коэффициентом усиления (k_u). Таким образом видно, что основной упор в защите сделан на ДС. В случае его пробоя перегорает недорогое по исполнению СУ. Однако поскольку он располагается практически у ПАЭ в пределах ванны-электрода, то есть вероятность пробоя его выходящего кабеля. В этом случае и в случае, если пробой пройдет через СУ, выгорает один (максимум два) каскада внешнего ПУ. Электропитание промежуточных устройств (СУ и ПУ) низковольтное и осуществляется от внешних аккумуляторов.

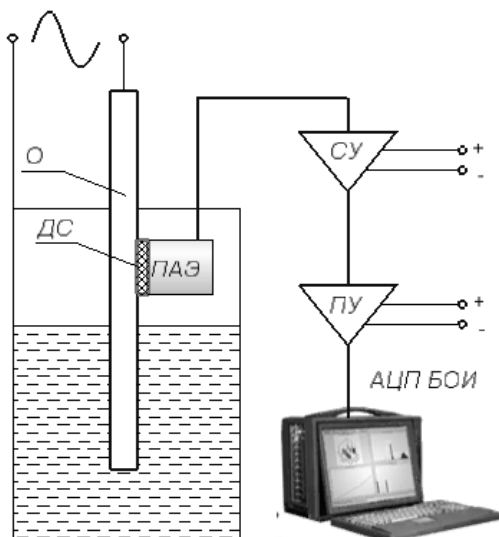


Рис. 1. Схема регистрации АЭ при ПЭО

горяет один (максимум два) каскада внешнего ПУ. Электропитание промежуточных устройств (СУ и ПУ) низковольтное и осуществляется от внешних аккумуляторов. Первые результаты апробации показали работоспособность данной схемы измерений с возможностью усиления акустических сигналов без повышения уровня электрических наводок, которые неизменно сопровождают измерения при ПЭО и которые превалировали над уровнем АЭ сигналов в других схемах измерений. При использовании широкополосных средств регистрации АЭ данная схема обеспечивает и возможность исследования спектральных характеристик сигналов.

Работа выполняется при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-79-10262).

Список литературы

1. Суминов И.В., Белкин П.Н., Эпельфельд А.В. и др. Плазменно-электролитическое модифицирование поверхности металлов и сплавов / Ред. Суминов И.В. В 2х томах. Т. 2. – М.: Техносфера, 2011. – 512 с.
2. Boinet M., Verdier S., Maximovitch S., Dalard F. Application of acoustic emission technique for in situ study of plasma anodizing / NDT&E International. – 2004. – 37. – P. 213-219.
3. Мукаева В. Р., Горбатков М. В., Парфенов Е. В., Фаррахов Р. Г. Исследование акустических характеристик процесса плазменно-электролитического оксидирования алюминия / Электротехнические и информационные комплексы и системы. – 2018. – Т. 14, № 3. – С. 60-65.

ОСОБЕННОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОМ ОКСИДИРОВАНИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

Полунин А.В., Растегаев И.А., Криштал М.М.

*Тольяттинский государственный университет,
Тольятти, Россия,
Anpol86@gmail.com*

Многими авторами показано [1–4], что для разработки технологии получения качественных оксидных слоев на изделиях сложной формы из сплавов вентильных металлов (алюминиевых, магниевых, титановых и др.) плазменно-электролитическим оксидированием (ПЭО) необходимы методы, позволяющие обнаруживать отклонения в формировании оксидных слоев на структурном уровне. Одним из перспективных методов контроля режима ПЭО может быть метод акустической эмиссии (АЭ), позволяющий осуществлять высоко детализированный мониторинг процесса ПЭО, что особенно важно для деталей корпусного типа (блоки цилиндров, корпуса компрессоров кондиционеров и др.), у которых за один установ происходит обработка нескольких рабочих поверхностей. Однако непосредственно АЭ диагностике ПЭО сегодня посвящено весьма ограниченное количество работ [1, 2], в которых экспериментально удалось показать первичную корреляцию характера АЭ с электрическим режимом ПЭО. На данный момент отсутствует понимание характера и особенностей АЭ на основных стадиях формирования оксидного слоя при ПЭО на различных сплавах. Целью работы являлось исследование особенности АЭ при ПЭО деформируемого алюминиевого сплава (на примере АМг6) для оценки возможности создания средства мониторинга и диагностического контроля и, в перспективе, управления *in situ* режимом формирования оксидных слоев на изделиях сложной формы методом ПЭО.

Из теории АЭ известно, что регистрируемый сигнал имеет минимальные искажения только вблизи его источника. Поэтому регистрацию АЭ при ПЭО проводили непосредственно с образца с использованием специально разработанной измерительной схемы, особенности которой также обсуждаются в рамках настоящей конференции и являются предметом отдельного доклада. Отметим, что АЭ с образца регистрировалась полосовым пьезопреобразователем П111-(0,02-0,3) (г. Ростов-на-Дону) с предварительным усилителем MSAE-FA010 (г. Саров), которая оцифровывалась и записывалась платой аналого-цифрового преобразования (АЦП) Advantech PCI-1714 (Тайвань). Образцы выполняли в форме полос размерами (200x20x6) мм³ из алюминиевого сплава АМг6, являющегося одним из основных конструкционных сплавов в вагоностроении, кораблестроении, машиностроении и др. ПЭО проводили на переменном токе (АС) от лабораторного источника питания с длительностью процесса от 60 до 180 минут при плотностях тока от 6 до 18 А/дм² и соотношениях катодного и анодного действующих токов полупериодов (negative-to-positive pulse ratio, C/A ratio) 0,7–1,3. При ПЭО устанавливали частоту тока и коэффициент заполнения 500 Гц и 65% соответственно, а в качестве электролита использовали раствор на основе дистиллированной воды с добавлением КОН (3 г/л), пирофосфата натрия Na₄P₂O₇·xH₂O (8 г/л) и метасиликата натрия Na₂SiO₃·5H₂O (12 г/л) при постоянной температуре 285±3 К.

Результаты анализа полученной АЭ сопровождающей обозначенные режимы ПЭО показали, что по АЭ возможно распознать основные стадии формирования по-

крытия, выделенные видеосъемкой в работе [3] (рис. 1,б-д) и по изменению кривой напряжения за цикл воздействия в работах [3, 4], а именно: (i) начала и развития анодного «искрения» (АИ); (ii) ПЭО с преимущественно анодными микродуговыми разрядами (АПЭО); (iii) ПЭО переходного (смешанного) режима с возникновением микродуговых разрядов в анодном и катодном полупериодах (АКПЭО) и (iv) ПЭО, преимущественно, с катодной полярностью («мягкое искрение») с образованием локальных дуговых разрядов. Обозначенные в работах [3–5] признаки стадий ПЭО наблюдались в наших экспериментах и фиксировались как временные метки начала и конца соответствующих этапов оксидирования. Установлено, что каждому этапу ПЭО соответствует АЭ характерного вида (рис. 1). Этап (i) характеризуется сигналами АЭ непрерывного вида (рис. 1б). На этапе (ii) на сигналы непрерывного вида накладывается импульсная АЭ (рис. 1в). На этапе (iii) присутствует только импульсная АЭ низкой амплитуды (рис. 1г), энергия и частота следования которой к этапу (iv) заметно уменьшается (рис. 1д). Данные изменения находят соответствующее отражение и в спектральной области. Таким образом, полученные результаты показывают возможность использования метода АЭ для мониторинга и контроля режима ПЭО с целью управляемого перехода на оптимальный режим ПЭО и его поддержания, либо своевременной остановки ПЭО без перехода в область разрушающих дуговых разрядов.

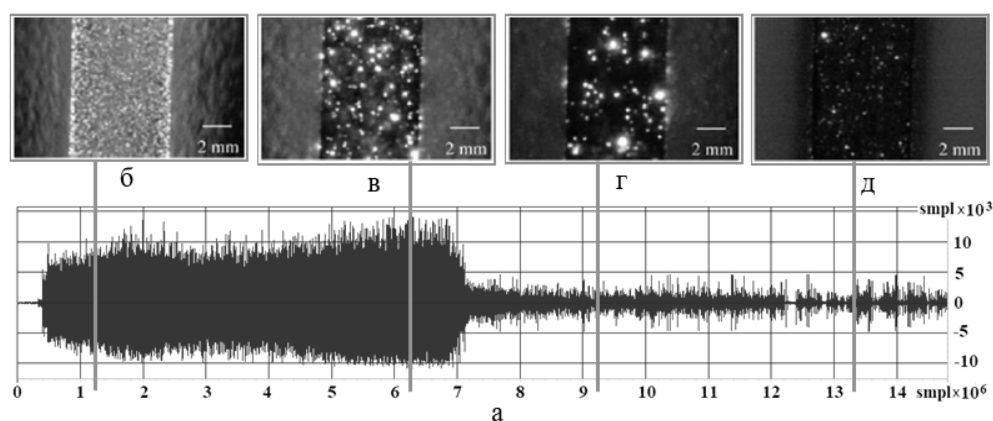


Рис. 1. Общий характер стадийности изменения АЭ за время ПЭО в координатах амплитуда-время в отсчетах АЦП (smpl)

Работа выполняется при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-79-10262).

1. Application of acoustic emission technique for in situ study of plasma anodizing / Boinet M., Verdier S., Maximovitch S. et al// NDT&E International 37 (2004) 213-219
2. Исследование акустических характеристик процесса плазменно-электролитического оксидирования алюминия / Мукаева В.Р., Горбатков М.В., Парфенов Е.В. и др. // Электротехнические и информационные комплексы и системы, 2018. Т.14. № 3. С. 60-65.
3. A review of recent work on discharge characteristics during plasma electrolytic oxidation of various metals / T.W. Clyne, S.C. Troughton // International Materials Reviews 64(3) (2019) 127-162
4. Плазменно-электролитическое модифицирование поверхности металлов и сплавов / Суминов И.В., Белкин П.Н., Эпельфельд А.В. и др. Под ред. И.В. Суминова. В 2-х томах. Том II. – М.: Техносфера, 2011. – 512 с.
5. Review. Plasma electrolysis for surface engineering / A.L. Yerokhin, X. Nie, A. Leyland et al. // Surface and Coatings Technology 122 (1999) 73–93

**ВЗАИМОСВЯЗЬ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА
ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ОКСИДИРОВАНИЯ,
МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ОКСИДНЫХ СЛОЕВ, ФОРМИРУЕМЫХ
НА АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ АМг6**

**Полунин А.В., Денисова А.Г., Шафеев М.Р., Черетаева А.О.,
Растегаев И.А., Криштал М.М.**

*Тольяттинский государственный университет,
Тольятти, Россия,
Anpol86@gmail.com*

Применение цветных сплавов для изготовления деталей различных узлов и агрегатов позволяет существенно улучшать массогабаритные характеристики изделий. Однако в ряде приложений наряду с объемными характеристиками требуется обеспечить поверхностную износ- и коррозионную стойкость материалов. Плазменно-электролитическое (микродуговое) оксидирование (ПЭО или МДО) – динамично развивающийся способ поверхностного упрочнения сплавов на основе вентильных металлов (Al, Mg, Ti, Zr и др.), позволяющий формировать оксидные слои с высокими механическими и защитными свойствами [1–3]. Тем не менее, понимание физических основ ПЭО, а также связей определяющих факторов процесса с составом и свойствами оксидных слоев остается далеко не полным и дискуссионным [1].

Целью работы было выявление влияния параметров ПЭО (плотности тока, соотношения токов в катодном и анодном полупериодах) на микроструктуру и свойства формируемых оксидных слоев, а также взаимосвязей микроструктуры и состава оксидных слоев с их свойствами.

Эксперимент проводили на деформируемом алюминиевом сплаве АМг6 (ГОСТ 4784-2019). ПЭО выполняли в щелочно-силикатно-фосфатном электролите (3 г/л гидроксида калия, 12 г/л метасиликата натрия и 8 г/л пиррофосфата натрия) в анодно-катодном режиме при частоте переменного тока 500 Гц и коэффициенте заполнения 65% в течение 60 минут при плотностях тока 6–18 А/дм² и соотношениях катодного и анодного токов (С/А) в полупериодах 0,70–1,30.

В зависимости от режима ПЭО средняя толщина находится в диапазоне от 6–12 мкм до 50–55 мкм и слабо зависит от соотношения токов в полупериодах, а определяется, преимущественно, величиной плотности тока (рис. 1а). Наибольшая толщина и наилучшая структура оксидных слоев достигается при работе в «симметричном» режиме (С/А=1,00) и режимах «мягкого искрения» (soft sparking [1]) с соотношением С/А 1,15–1,30. Основными фазами оксидных слоев являются γ -Al₂O₃ и силлиманит Al₂SiO₅, а также аморфная фаза. Степень кристалличности оксидных слоев составляет 82–90 vol. % и выше. Наибольшее содержание аморфной фазы образуется при повышенных плотностях тока (15–18 А/дм²) в диапазоне С/А=0,70–1,00. При повышении соотношения С/А до 1,15–1,30 и снижении плотности тока до 6–9 А/дм² наблюдается снижение доли аморфной фазы до 5–10 vol. %. Все оксидные слои обладают наноразмерной микроструктурой с размерами кристаллитов от 9–15 нм (у силлиманита) до 30–35 нм (у γ -Al₂O₃). Реализация процесса ПЭО в режиме «мягкого искрения» приводит к измельчению кристаллитов с 30–35 нм до 25–30 нм у γ -Al₂O₃ и с 13–15 нм до 8–10 нм у силлиманита. Для всех образцов установлено, что остаточные деформации в кристаллитах силлиманита и γ -Al₂O₃ составляют до 1,3–1,5% и 0,25–0,50% соответственно.

Микротвердость оксидных слоев в зависимости от режима получения составляет от 400–450 МПа (для режимов с доминирующим анодным током) на малых плотностях тока до 1200–1400 МПа при ПЭО на плотностях токов 15–18 А/дм² в режимах «мягкого искрения» (рис.1б).

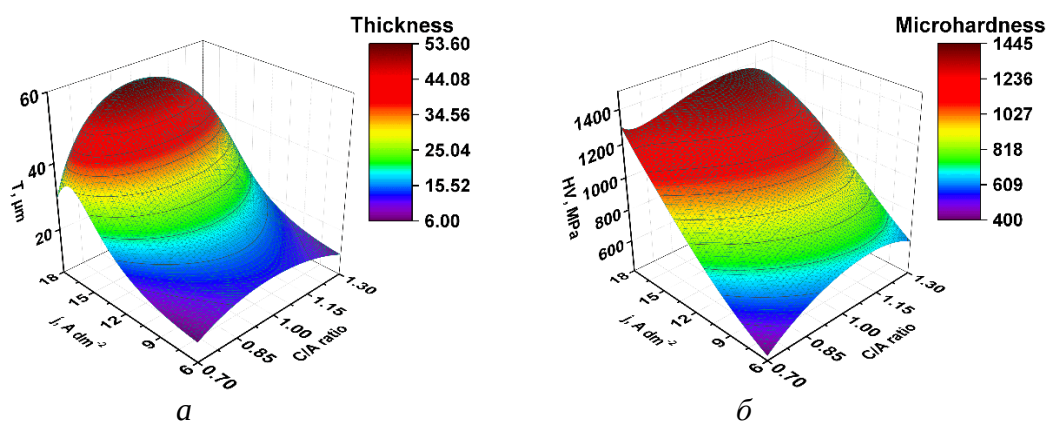


Рис. 1. Зависимости средней толщины (а) и твердости (б) оксидных слоев на сплаве АМг6 от плотности тока (j , А/дм²) и соотношения токов в катодном и анодном полупериодах (C/A ratio)

Режимы ПЭО с доминирующей анодной составляющей и малой плотностью тока (6–9 А/дм²) приводят к повышенному износу оксидного слоя в паре трения со стальными индентором типа «шар» (ASTM G133-99, Type A) и смещению стационарного потенциала (ОСР) образцов при выдержке в коррозионной среде (3,5 wt % NaCl) в отрицательную сторону на 100–230 мВ по сравнению с исходным сплавом (до значений -846...-985 мВ). Обнаружено снижение плотности тока i_{corr} коррозии (по ASTM G102-89(2015e1)) на 2–3 порядка (до 0,5–8,0 нА/см²), а плотности тока при длительной развертке потенциала (на 1 В) – на 4–5 порядков по сравнению с неоксидированным сплавом (1–4 мкА/см² против 77 мА/см² на исходном сплаве). Модуль импеданса $|Z|_{f=0.01\Gamma_{\text{H}}}$ увеличивается на два-три порядка (до 10–400 МОм*см²) по сравнению с исходным сплавом. Повышение плотности тока до 12 А/дм² и более при соотношениях C/A=1,00–1,30 приводит к снижению приведенного массового износа оксидных слоев с 150–250 нг/(Н*м) до 15–40 нг/(Н*м). Однако при этом величина $|Z|_{f=0.01\Gamma_{\text{H}}}$ составляет 0,36–0,45 МОм*см², что всего в 3 раза выше сопротивления исходного сплава. Таким образом, защитные свойства определяются барьерным слоем у границы раздела «оксидный слой – алюминиевая подложка» и пассивной пленкой на поверхности сплава в местах контакта с коррозионной средой. Корреляций параметров микроструктуры и напряженного состояния с механическими свойствами (твердостью, износостойкостью) оксидных слоев не выявлено.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-79-10262).

1. A review of recent work on discharge characteristics during plasma electrolytic oxidation of various metals / T.W. Clyne, S.C. Troughton // International Materials Reviews 64(3) (2019) 127–162.
2. Плазменно-электролитическое модифицирование поверхности металлов и сплавов / Суминов И.В., Белкин П.Н., Эпельфельд А.В. и др. Под ред. И.В. Суминова. В 2-х томах. Том II. – М.: Техносфера, 2011. – 512 с.
3. Review. Plasma electrolysis for surface engineering / A.L. Yerokhin, X. Nie, A. Leyland et al. // Surface and Coatings Technology 122 (1999) 73–93.

МЕХАНИЗМ ВОДОРОДО-АССИСТИРОВАННОГО РОСТА ТРЕЩИН В СТАЛИ 09Г2С С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Мерсон Е.Д.¹, Полуянов В.А.¹, Мягких П.Н.¹, Мерсон Д.Л.¹,
Виноградов А.Ю.²

¹ Тольяттинский государственный университет,
Тольятти, Россия

² Норвежский технологический университет,
Трондхейм, Норвегия,
mersoned@gmail.com

1. Введение

Стали и другие металлические материалы с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, получаемой методами интенсивной пластической деформации (ИПД), представляют особый интерес для промышленности поскольку обладают уникальным комплексом механических свойств. Однако условия эксплуатации многих стальных объектов подразумевают взаимодействие металла с агрессивными средами вследствие чего существует риск развития таких явлений как общая коррозия, коррозионное растрескивание под напряжением и водородная хрупкость (ВХ). Изучению влияния водорода на свойства сталей с УМЗ структурой посвящено сравнительно немного работ, многие из которых указывают на их недостаточную стойкость к ВХ [1,2]. В частности, было установлено значительное падение прочности и пластичности электролитически наводороженных образцов стали 09Г2С с УМЗ структурой, полученной методом равноканального углового прессования (РКУП) [2,3]. При этом излом охрупченных водородом образцов имел специфическую «рваную» морфологию (*англ. tearing morphology*), отличающуюся большим количеством гребней отрыва на сколоподобных поверхностях [2]. Было сделано предположение о том, что данная поверхность разрушения является результатом роста трещины вдоль субзеренных дислокационных границ, ослабленных водородом. Тем не менее, каких-либо экспериментальных доказательств данной гипотезы до настоящего момента получено не было. Таким образом целью настоящей работы было установить механизм образования морфологии излома охрупченной водородом малолегированной стали 09Г2С с УМЗ структурой, полученной методом РКУП.

2. Методика и материалы

В качестве материала исследования использовали промышленную горячекатаную малолегированную сталь марки 09Г2С, полученную в виде прутков с квадратным сечением. Часть полученных прутков была подвергнута ИПД путем РКУП по схеме “conform”. Подробности режимов термомеханической обработки приведены в работе [2]. Из исходных и подвергнутых РКУП прутков для испытаний на растяжение были изготовлены плоские образцы толщиной 2,1 мм с размером рабочей части 4×15 мм. Насыщение образцов водородом проводили электролитическим методом в водном растворе состава 5%H₂SO₄ + 1,5 г/л тиомочевины в течение 1 часа при разных плотностях тока. Часть образцов сразу после наводороживания подвергали дегазации при 200 °С в течение 15 мин. Механические испытания исходных и наводороженных образцов проводили по схеме одноосного растяжения при помощи универсальной испытательной машины Н50КТ (Tinius Olsen) со скоростью деформации 5 мм/мин ($6 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$) на воздухе при комнатной температуре. Анализ изломов, боковой поверхности и поперечных сечений испытанных образцов проводили при помощи

сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) SIGMA (Zeiss), оснащенного приставкой для EBSD анализа.

3. Результаты и выводы

Исходные образцы, испытанные после наводороживания, разрушались с образованием смешенного излома, в котором присутствовали дефекты типа «рыбий глаз» - округлые области с морфологией квазискола, окруженные классическим ямочным рельефом. Особенности и механизмы образования излома такого вида были подробно рассмотрены в других работах [2]. Поверхность разрушения наводороженных УМЗ образцов была полностью хрупкой и состояла из участков с «рваной» морфологией и классических фасеток скола. Области с «рваной» морфологией располагались непосредственно у боковой поверхности образца и по всей видимости служили очагом финального долома, который уже осуществлялся по механизму скола. В изломах наводороженных УМЗ образцов, которые перед испытанием на растяжение были подвергнуты дегазации, присутствовали округлые области с «рваной» морфологией, окруженные ямочным изломом, а фасетки скола полностью отсутствовали. При помощи металлографического анализа поперечных сечений образцов сразу после наводороживания было установлено, что трещины возникали в стали и в процессе самого наводороживания. EBSD анализ поперечных сечений наводороженных УМЗ образцов до и после испытания на растяжение, а также испытанных после дегазации показал во всех образцах наличие трещин, которые развивались вдоль субзеренных дислокационных границ. Поскольку в образцах, подвергнутых дегазации, помимо ямочного рельефа (который не мог образоваться в результате роста обнаруженных трещин) присутствует только «рваная» морфология, очевидно, что она была образована в результате роста таких трещин. Таким образом, установлено, что «рваная» морфология в изломе охрупченной водородом стали с УМЗ структурой является результатом хрупкого разрушения вдоль субзеренных дислокационных границ, которые служат эффективными ловушками диффузионно-подвижного водорода. В результате ИПД плотность дислокаций и границ зерен в стали существенно возрастает, что приводит к увеличению концентрации водорода, которую может поглотить материал при одних и тех же условиях наводороживания [4]. Таким образом, диффузионно-подвижный водород захваченный дислокационными субзеренными границами приводит к их существенному охрупчиванию и, таким образом, определяет наиболее благоприятный путь для распространения трещины.

Список литературы

1. Mine Y., Matsumoto S., Horita Z. Strengthening and hydrogen embrittlement of ultrafine-grained Fe-0.01mass% C alloy processed by high-pressure torsion // Corros. Sci. 2011. Vol. 53, № 9. P. 2969–2977.
2. Merson E.D. et al. Effect of fracture mode on acoustic emission behavior in the hydrogen embrittled low-alloy steel // Eng. Fract. Mech. 2019. Vol. 210. P. 342–357.
3. Merson E.D. et al. Effect of Hydrogen Concentration and Strain Rate on Hydrogen Embrittlement of Ultra-Fine-Grained Low-Carbon Steel // Advanced Structured Materials. Springer International Publishing, 2021. Vol. 143. 159–170 p.
4. Merson E.D. et al. Effect of equal-channel angular pressing (ECAP) and current density of cathodic hydrogen charging on hydrogen trapping in the low-alloy steel // Lett. Mater. 2020. Vol. 10, № 2. P. 152–157.

НОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ КОМПОЗИТНЫХ АНТИФРИКЦИОННЫХ БРОНЗ, АРМИРОВАННЫХ СТАЛЬНЫМИ ДЕНДРИТАМИ

Потехин Б.А., Христолюбов А.С., Жиляков А.Ю.

Уральский государственный лесотехнический университет (УГЛТУ)
г. Екатеринбург, Россия,
pba-nn@yandex.ru

При охлаждении расплава бронзы БрЖНА 12-7-1 ниже ликвидуса ($\approx 1250^\circ\text{C}$) вследствие ограниченной ($\leq 12\%$) растворимости Fe в Cu начинается формирование Fe-Ni дендритов, которое на 95% завершается по достижении температуры солидуса ($\approx 1100^\circ\text{C}$), см. рис. 1а.

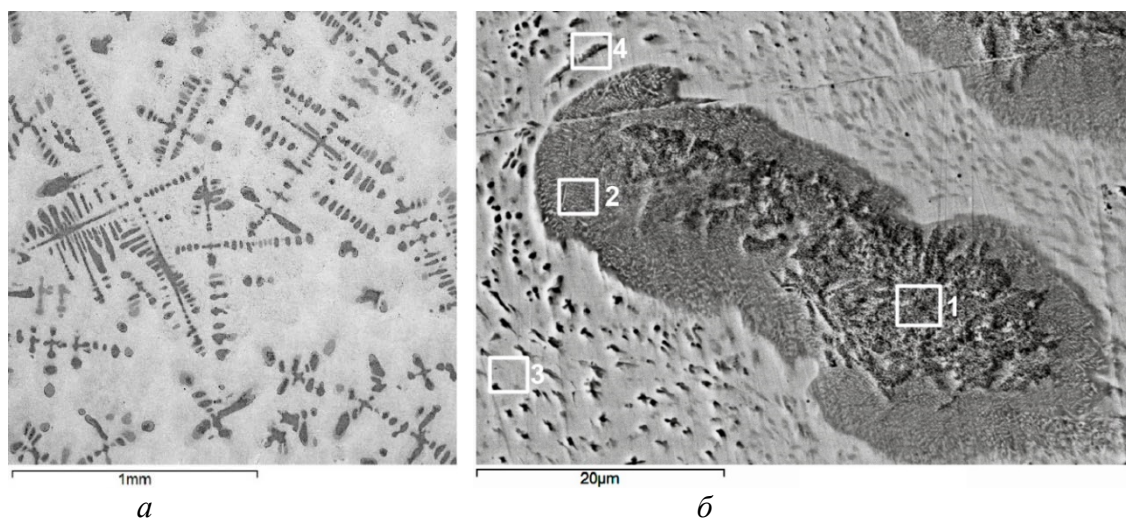


Рис. 1. Структура композитной бронзы БрЖНА 12-7-1: а – дендритная сетка; б – микро-структура дендрита.

При дальнейшем охлаждении уже в твердом состоянии (растворимость Fe в Cu составляет 1,5 % при 1000°C , например), Fe и Ni диффундируют и «осаждаются» на поверхности дендритов, формируя «оболочки» (рис. 1б) [1], которые отличаются повышенным содержанием Ni центральной части дендрита (табл. 1, поз 1, 2).

Таблица 1. Химический состав структурных составляющих бронзы БрЖНА 12-7-1

№	Зона химического анализа	Среднее содержание хим. элемента, % вес				HV ⁵⁰
		Fe	Ni	Al	Cu	
1	дендрит	59,4	13,8	0,47	26,3	398
2	дендрит	57,5	16,7	0,63	25,2	-
3	матрица	6,9	6,2	0,98	85,9	169
4	дисп. вкл.	14,4	8,7	0,97	75,9	-

Центральная часть дендритов представляет собой сталь 0Н23Ю1 мартенситного класса, а периферийная часть дендрита – сталь 0Н27Ю1. Эти дендриты при наличии Al представляют собой мартенситно-стареющую сталь, упрочняемую дисперсионным твердением интерметаллидами Ni_3Al на $200\text{--}300\text{ HV}^{50}$.

Матрица, в данном случае, представляет собой бронзу БрЖНА 3-3-1, армированную стальными Fe-Ni дендритами.

Данная композитная бронза в отливке пластична даже без какой-либо термической обработки ($\delta \geq 35\%$, $\psi \geq 40\%$).

Таким же образом, возможно армировать бронзу аустенитными, ферритными дендритами, а также, что особенно важно, дендритами из аустенитной нержавеющей стали, например, композитная бронза БрЖНХС 12-7-5-1, в которой дендриты представляют собой сталь 0X18H16C3, а матрица при этом – бронза БрЖНХС 3-4-1-1. [2, 3]

Эта бронза обладает особо высокими антифрикционными свойствами (износостойкость при трении-скольжении), см. табл. 2.

Таблица 2. Трибологические свойства бронз БрЖНА 12-7-1 и БрЖНХК 12-7-5-1

	Сплав (способ получения)	$f_{тр}$, при $P=3$ МПа,	I , мкм/км
	БрО10 отливка	0,0158	0,025
1	БрЖНА 12-7-1 (отливка)	0,0179	0,025
2	БрЖНА 12-7-1 (вакуумное литье)	0,0173	0,002
3	БрЖНА 12-7-1 (переплав)	0,0173	0,007
1	БрЖНХК 12-7-5-1 (отливка)	0,0133	0,006
2	БрЖНХК 12-7-5-1 (вакуумное литье)	0,0161	0,001
3	БрЖНХК 12-7-5-1 (переплав)	0,0159	0,002

Дело в том, что нержавеющие дендриты, работающие при трении как опорная поверхность (Шарпи 1897 г.), всегда покрыты нанопленкой (10-15нм) твердых

(> 700 HV) не проницаемых окислов типа $(Fe, Cr)_2O_3$, самовосстанавливающихся при трении, не склонных к адгезионным взаимодействиям с металлическим контртелом. Эти окислы, по существу, и выполняют, весьма эффективно, функцию опорной поверхности. Наилучшими трибологическими свойствами рассматриваемые бронзы имеют в диспергированном высокой скоростью кристаллизации (300-700 °C/сек) состоянии в процессе наплавки, напыления, тонкостенного вакуумного литья (см. табл. 2).

Мы полагаем, что находимся на пути создания нового класса композитных антифрикционных бронз с особо высокой износостойкостью.

1. Потехин Б.А. Формирования структуры композитных бронз, армированных стальными дендритами / Б.А. Потехин, В.В. Илюшин, А.С. Христюбов, А.Ю. Жиликов // Физика металлов и металловедение. – 2014. – Том 115. – № 4. – С. 442-448.
2. Потехин Б.А. Создание композитных бронз, армированных стальными дендритами / Б.А. Потехин, А.С. Христюбов, А.Ю. Жиликов // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2018. – Т.4. – С. 68-76.
3. Potehkin B.A. Influence of the microstructure dispersion on the tribological properties of composite bronzes reinforced with steel dendrites [Электронный ресурс] / B.A. Potehkin, A.A. Hernandez Ferreira, A.S. Khristolyubov, A.Yu. Zhilyakov, V.V.Iliushin // 17th LACCEI International Multi-Conference for Engineering, Education, and Technology, LACCEI 2019. – Montego Bay, Jamaica; – 2019.

NUCLEATION AND GROWTH OF FULLERENES AND NANOTUBES HAVING THREE-FOLD T-SYMMETRY

Matvienko A.N.¹, Krupina M.A.²

¹*Department of Mechanics and Control Processes,*

²*Department of Physics, Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University,
St. Petersburg, Russian Federation,
matvienko_an@spbstu.ru*

1. Periodic system of fullerenes was formulated in Refs [1, 2]. The system consists of horizontal series and vertical columns (groups); they include basic perfect fullerenes from C_{14} to C_{96} . The horizontal series form the Δn periodicities, where the fullerene structure changes from three-fold symmetry to six-fold through four and five ones. The vertical columns have different symmetry. Each column includes the fullerenes of one and the same symmetry, the mass difference Δm for each column being equal to a double degree of symmetry.

2. Basic perfect and intermediate imperfect fullerenes

According to the periodic system, in each column there are two main types of fullerenes; the basic perfect ones and intermediate imperfect ones. The basic perfect fullerenes have ideal structure and ordinary symmetry, in our case three-fold T-symmetry. They are C_{12} , C_{18} , C_{24} , C_{30} , C_{36} , C_{42} and C_{48} . The intermediate imperfect fullerenes have extra carbon dimers. By analogy with crystal physics, we have assumed [1] that these extra dimers play the role of defects which violate the local symmetry and create imperfections. However, in crystals with defects the long-range-order is observed experimentally. In order to underline this peculiarity, such long-range order is referred to as the topological long-range one. Using analogous terminology, we have defined the imperfect fullerenes, which conserve the main axis of symmetry, as having topological symmetry. In our case they are C_{20} , C_{22} , C_{26} , C_{28} , C_{32} , C_{34} , C_{38} , C_{40} , C_{44} and C_{46} .

3. Generation of basic fullerenes and nanotubes

We assume that the embryo of fullerenes of three-fold symmetry is a cluster having just the same symmetry. The question arises: Are there in nature similar molecules, from which it is possible to obtain such cluster? To our mind cyclopropane C_3H_6 with D_{3h} symmetry could be such a molecule. Suppose that we have removed six hydrogen atoms and added three carbon atoms instead. In doing so we obtain carbon cluster C_3C_3 with several types of carbon atoms. We have calculated their optimized structures and energy through the use of Avogadro package [3]. The carbon atoms of cyclopropane remain in the initial electronic state; they are considered, as is customary, being sp^2 hybridized atoms. The new added ones are reactive carbon atoms, which are connected with the initial carbon atoms by single or double bonds, being ionized to a different degree. One way of looking at the gradual evolution of the clusters is folding the clusters and fusion the structures obtained with the following growth.

The elementary fullerene of three-fold symmetry is a triangular prism. It can be obtained as result of folding the carbon clusters. The elementary fullerenes can grow, conserving its symmetry, by the mechanism known as “fusion of fullerenes having compatible symmetry”. The shape of the fullerene resembles a triangular barrel; it was named previously a mini-fullerene. In its turn this fullerene can continue the growth conserving the

symmetry, through the use of the above mentioned mechanism, i.e. joining another prism. The reaction is possible since the both reacting structures have three-fold symmetry and therefore they are compatible with each other.

There is the second way for the generation of fullerenes having the three-fold symmetry. It consists in the growth of initial clusters which then transform into half-fullerenes (cupolas) conserving the three-fold symmetry. There are some fusion reactions:

- 3.1. Fusion of cluster C_6 with cupola C_{12} .
- 3.2. Fusion of two cupolas C_{12} .
- 3.3. Fusion of two cupolas: C_{12} and C_{18} .
- 3.4. Fusion of two cupolas C_{18} .
- 3.5. Fusion of two cupolas: C_{18} and C_{24} .
- 3.6. Fusion of two cupolas C_{24} . Formally it is a tri₂-penta₆-hexa₁₈ polyhedron, but it is a nanotube.
- 3.7. Fusion of two cupolas: C_{24} and C_{30} . It is a tri₂-penta₆-hexa₂₁ nanotube.
- 3.8. Fusion of two cupolas C_{30} . It is a tri₂-penta₆-hexa₂₄ nanotube.

4. Summary

We have studied possible ways of generation and growing the fullerenes having three-fold symmetry. Beginning with cyclopropane C_3H_6 and clusters C_3 - C_3 , we obtained elementary fullerenes C_6 and mini-fullerenes C_{12} , which produce the fullerenes from C_{18} to C_{48} , perfect and imperfect, as well as nanotubes. The perfect fullerenes C_{18} , C_{24} , C_{30} , C_{36} , C_{42} and C_{48} have the ordinary three-fold symmetry; they were designed by fusion of cupolas and can be named *basic fullerenes*. In addition to the basic fullerenes, there are also so called *intermediate fullerenes* which fill up the gaps between the basic ones. In general, the intermediate ones have no three-fold symmetry. Their imperfection is connected with extra 'interstitial' carbon dimers, the dimers playing the role of defects. One can define the imperfect fullerenes with defects as the fullerenes having topological three-fold symmetry.

References

1. A.I. Melker, M.A. Krupina, Modeling growth of midi-fullerenes from C_{48} to C_{72} , *Materials Physics and Mechanics*, **34** (1) (2017) 29-36.
2. A.I. Melker, M.A. Krupina, R.M. Zarafutdinov, Fullerenes of the $\Delta n=16$ series, *Materials Physics and Mechanics*, **34** (1) (2017) 46-50.
3. M.D. Hanwell, D.E. Curtis, D.C. Lonie, T. Vandermeersch, E. Zurek, G.R. Hutchison, Avogadro: an advanced semantic chemical editor, visualization, and analysis platform, *Journal of Cheminformatics* **4** (17) (2012); Avogadro: an open-source molecular builder and visualization tool. Version 1.XX. <http://avogadro.cc/>

ОСОБЕННОСТИ МОРФОЛОГИИ МИКРОКРИСТАЛЛОВ ОЛОВА, ЭЛЕКТРООСАЖДЁННЫХ В ГАЛЬВАНОСТАТИЧЕСКОМ РЕЖИМЕ

Кудашева К.К.¹, Дорогов М.В.^{1,2}, Ясников И.С.¹

¹Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

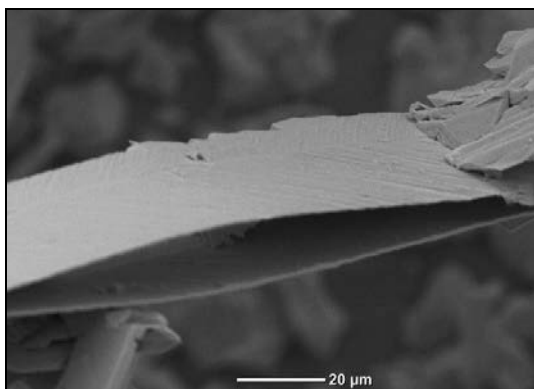
²Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия,

a.abdugaffarova@gmail.com

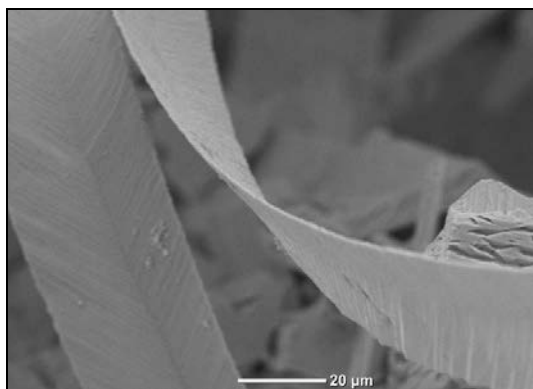
Интерес к изучению микрочастиц олова связан с их многочисленными практическими приложениями. Олово наряду с известными недостатками (низкая твердость, склонность к точечной коррозии в морской среде и к межкристаллитной коррозии во влажной атмосфере, непригодность для работы при низкой температуре и др.) обладает многочисленными достоинствами (нетоксично, обеспечивает коррозионную защиту меди и ее сплавов, обладает высокой пластичностью, пригодно для защиты стальной основы от азотирования). Последние исследования показали, что олово можно использовать вместо свинца в производстве перовскитных солнечных батарей и это определяется, прежде всего, его меньшей токсичностью по сравнению со свинцом и, как следствие, экологической привлекательностью с точки зрения последующей утилизации. В этой связи, несомненно, вызывает интерес получение микроструктур олова с различными морфологическими характеристиками, так как именно структура, определяемая морфологией, будет определять последующие свойства указанных объектов. Наиболее удачной экспериментальной апробацией для получения таких структур является метод электроосаждения, так как он является простым, а технологические параметры эксперимента можно варьировать в широком диапазоне величин.

Раствор для осаждения олова, приготовленный на дистиллированной воде, содержал 0.2 М сернокислого олова SnSO_4 и 0.3 М серной кислоты H_2SO_4 . Реактивы имели квалификацию х.ч. В зависимости от серии экспериментов осаждение олова проводили либо одноэтапно и при этом плотность тока варьировалась в пределах 45...90 А/м² при времени электроосаждения 1...2 часа, либо двухэтапно, причем на первом этапе плотность тока варьировалась в пределах 250...5000 А/м² при времени электроосаждения 20...60 секунд, а на втором этапе плотность тока варьировалась в пределах 0.5...1.0 А/м² при времени электроосаждения 1...16 часов. Использовался разработанный в ИФХЭ РАН потенциостат Micro Compact PRO, управляемый компьютером с программным обеспечением IPC2000. В качестве подложки использовали механически полированную до класса от 9в до 10б по ГОСТ 2789-73 ($R_a = 0,1...0,2$ мкм) нержавеющей сталь 12Х18Н9Т с нанесенным на нее методом ионно-плазменного напыления покрытием из нитрида титана. Для исследования особенностей морфологии полученных кристаллов олова использовали сканирующую электронную микроскопию (JEOL JCM 6000, Япония).

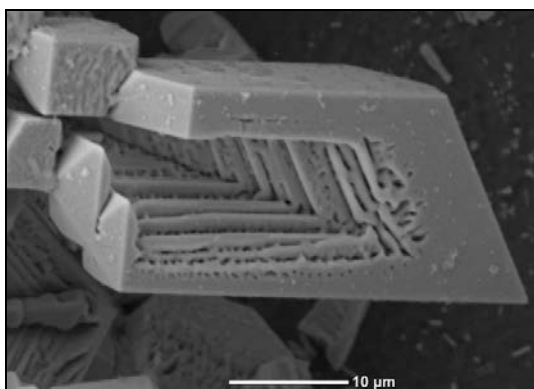
В результате проведенных экспериментов были выявлены три основных морфологических типа микрокристаллов (ленты, кристаллиты с полостью внутри и дендриты), каждый из которых формировался при определенных значениях плотностей тока и времени электроосаждения, что однозначно определяет экспериментальные параметры их получения (рис. 1). Некоторые из полученных морфологических типов обладают перспективой практического применения в силу выявленного специфического строения.



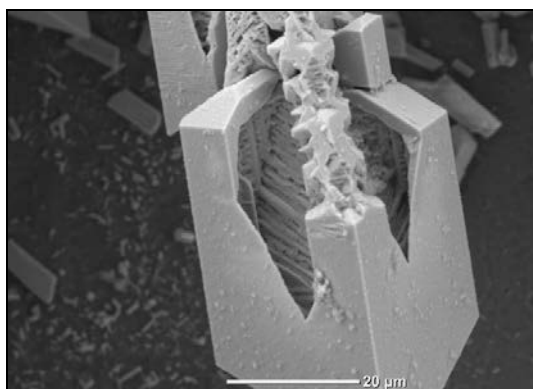
a



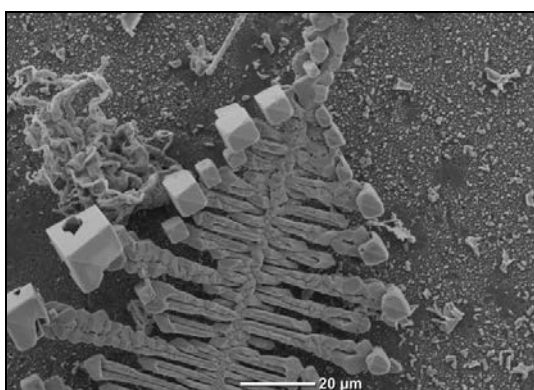
б



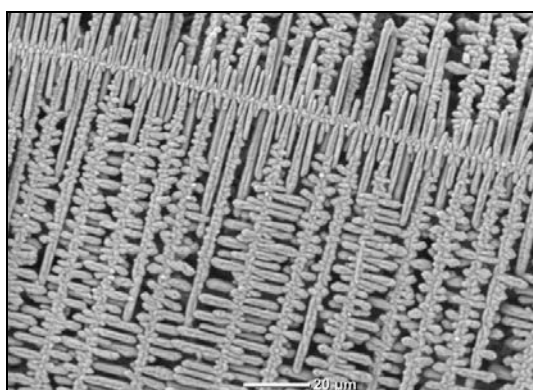
в



г



д



е

Рис. 1. Формирование различных структур при электроосаждении олова в гальваностатическом режиме (указаны значения плотности тока и времени электроосаждения): *a, б* – структуры типа «ленты» (85 A/m^2 , 1 час); *в, г* – структуры типа «кристаллиты с полостью внутри» (двухэтапное электроосаждение с параметрами на первом этапе 250 A/m^2 , 60 сек и на втором этапе 1 A/m^2 , 16 час соответственно); *д, е* – структуры типа «дендриты» (двухэтапное электроосаждение с параметрами на первом этапе 600 A/m^2 , 60 сек и на втором этапе 1 A/m^2 , 4,5 часа для структуры (*д*) и двухэтапное электроосаждение с параметрами на первом этапе 2000 A/m^2 , 40 сек и на втором этапе 1 A/m^2 , 1 час для структуры (*е*))

КАЧЕСТВЕННАЯ МОДЕЛЬ ПОВЕДЕНИЯ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mg–Zn–Y ПРИ МЕХАНИЧЕСКИХ И ТЕМПЕРАТУРНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Кудашева К. К., Брилевский А. И., Данюк А. В., Ясников И. С.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
a.abdugaffarova@gmail.com

Поскольку эволюция полос сброса в магниевых сплавах есть типичный пример проявления коллективных дислокационных эффектов при достижении некоторых критических параметров, таких как плотность дислокаций (внешнее механическое напряжение), температура и скорость деформации, то для адекватной физической интерпретации полученных ранее экспериментальных результатов нами был предложен критерий сопоставления инерционного и диссипативного влияния при скольжении дислокационного ансамбля в виде безразмерной комбинации, аналогичной числу Рейнольдса в гидродинамике, а именно:

$$Re_{disl} = \frac{\rho b^2 v_D \sigma}{\xi G T} \exp\left(-\frac{\Delta G(\tau)}{k_b T}\right)$$

В формуле ρ – плотность материала магниевых сплава (принимается $\rho = 1738$ кг/м³); b – вектор Бюргерса ($b = 5.2 \cdot 10^{-10}$ м); σ – текущее механическое напряжение; T – температура; v_D – частота Дебая, которая определяется очевидным соотношением через температуру Дебая (принимается для магния $T_D = 318$ К):

$$v_D = \frac{k_b T_D}{h} = \frac{1.38 \cdot 10^{-23} \cdot 318}{6.62 \cdot 10^{-34}} \text{ Гц} = 6.6 \cdot 10^{12} \text{ Гц}$$

Параметр ξ является коэффициентом пропорциональности в линейной температурной зависимости динамического коэффициента вязкого трения B ($B = \xi T$) и определяется тем условием, что по оценкам различных экспериментов значение B составляет примерно 10^{-5} Па·с при температуре 300 К. Соответственно $\xi \approx 3.3 \cdot 10^{-8}$ (Па·с)/К. Модуль сдвига G принимается равным $1.7 \cdot 10^{10}$ Па. Энергия активации дислокационного скольжения $\Delta G(\tau)$ оценивается как $1.6 \cdot 10^{-19}$ Дж.

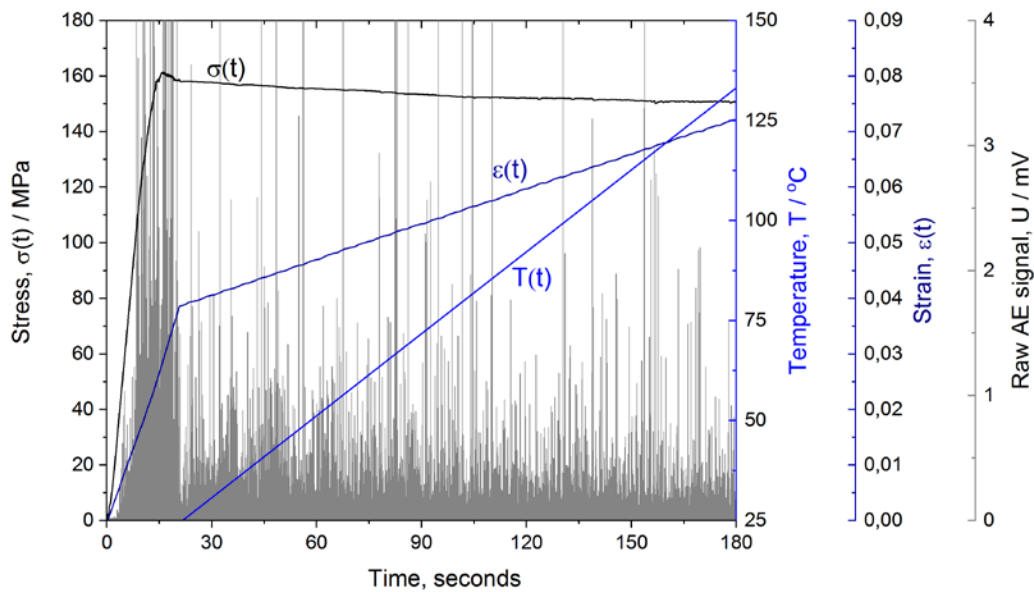
Сопоставление экспериментальных и модельных данных, представленных на рисунке 1 показывают, что:

1) В процессе линейного роста механического напряжения при постоянной температуре рост параметра Re_{disl} происходит практически линейно и его увеличение незначительно. Провоцирование образования полос сброса в этом случае маловероятно и рассматривать этот процесс, как явление, управляемое механическим напряжением, не вполне обоснованно.

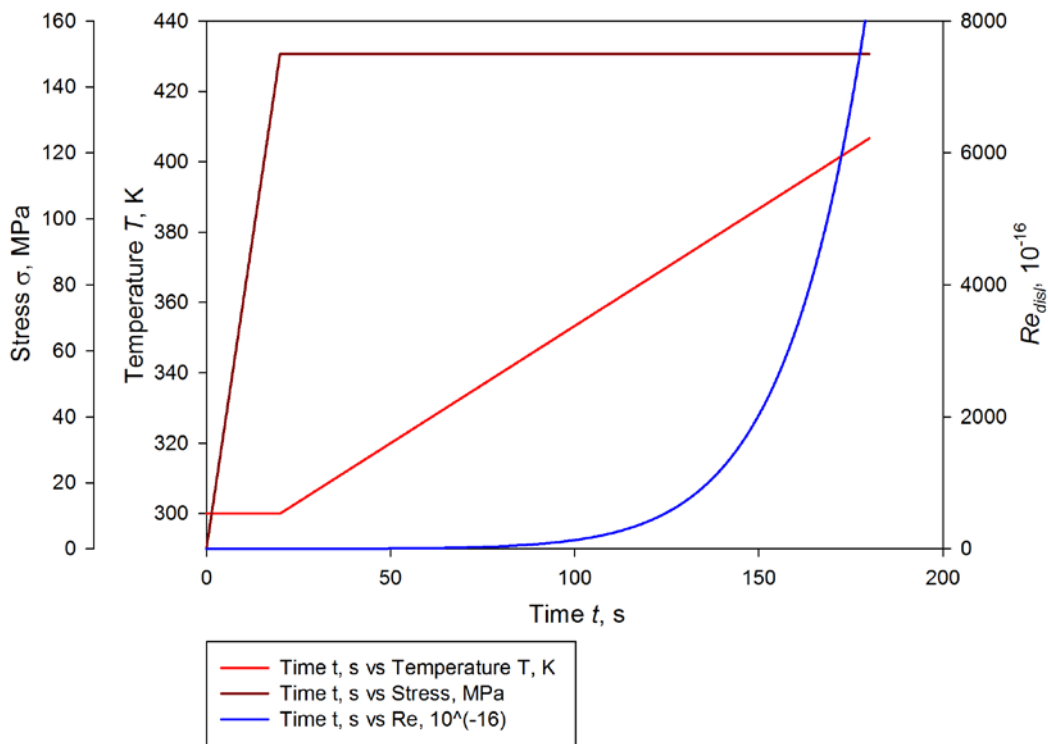
2) В процессе линейного роста температуры при постоянном механическом напряжении рост параметра Re_{disl} происходит практически экспоненциально и его значение существенно увеличивается. Провоцирование образования полос сброса в этом случае может считаться существенным и рассматривать этот процесс, как явление, управляемое температурой вполне обоснованно.

Несмотря на то, что мы не можем достоверно определить численные значения критерия потери устойчивости "ламинарного" скольжения дислокаций, однако, мы в состоянии оценивать влияние различных экспериментальных факторов (механиче-

ское напряжение, температура) на эволюцию соотношения сил инерции, действующих в потоке скользящих дислокаций к диссипативным силам вязкого трения (фононный драг) и тем самым оценивать меру устойчивости такого условно ламинарного потока.



a



б

Рис. 1. Исходный стрим АЭ (Raw AE Signal) при нагружении и последующем линейном нагреве со скоростью 40°С/мин, совмещенный с диаграммами нагружения и нагрева (*a*) и результаты расчета (*б*) отношения сил инерции, действующих в дислокационном потоке с диссипативными силами вязкого трения (дислокационный аналог числа Рейнольдса) для данных экспериментальных условий

ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ТОЧЕК ПОТЕРИ УСТОЙЧИВОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ МАГНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg–Zn–Ca

Кудашева К. К., Брилевский А. И., Линдеров М. Л.,
Данюк А. В., Ясников И. С., Мерсон Д. Л.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
a.abdugaffarova@gmail.com*

Настоящая работа посвящена исследованию температурно-скоростных зависимостей точки потери устойчивости пластического течения магниевого сплава системы Mg–Zn–Ca, знание которых необходимы для отработки технологических режимов формоизменения полуфабрикатов, изготовленных из указанного сплава. В качестве исходных экспериментальных данных были взяты кривые нагружения его образцов при температурах 20°C, 150°C, 200°C, 250°C и 300°C со скоростями деформации $5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ (условно малая) $5 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (условно средняя) и $2 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ (условно большая).

На рисунке 1 представлен график зависимости фактических (полученных графически как точка пересечения кривой нагружения и деформационного упрочнения) и прогнозируемых (на основании феноменологической модели) истинных пластических деформаций, соответствующих потере устойчивости пластического течения, от температуры испытания при различных скоростях деформации. На основании анализа рисунка 1 были сделаны следующие выводы:

1) При комнатной температуре фактическое значение максимальной деформации образцов составляет 0.10...0.14 и при этом точка потери устойчивости пластического течения не достигается. Данный факт может быть связан с неоднородной структурой образцов и наличием хрупкой компоненты при деформации. Если бы течение было чисто пластическим, то прогноз по модели приводит к значениям деформации в точке потери устойчивости пластического течения 0.21...0.23 (т.е. в ~2 раза больше фактического). Следовательно, у данного сплава существует значительный резерв повышения пластичности (в ~2 раза) за счет структурной модификации.

2) При повышении температуры до 150°C при условно малой и средней скоростях деформации наблюдается повышение значения деформации, соответствующей потере устойчивости пластического течения до значений 0.16...0.17 и ее приближение к прогнозным значениям 0.23...0.24. При условно большой скорости деформации точка потери устойчивости пластического течения не достигается, хотя максимальная деформация 0.19 существенно выше таковой (0.14) при комнатной температуре. При этом прогнозное значение максимальной деформации 0.28, соответствующей точке потери устойчивости пластического течения, также как и при комнатной температуре намного выше.

3) При температурах 200°C и выше вплоть до 300°C при условно малой скорости деформации наблюдается резкое уменьшение интервала устойчивого пластического течения до значений 0.03...0.05 и при этом прогнозные и фактические значения истинной деформации практически совпадают. Вероятно, малая скорость деформации и высокая температура приводят к практически моментальному отжигу образующихся дислокаций и соответственно быстрой потере устойчивости пластического течения, носителем которого и являются дислокации. Существенная пластичность, наблюдаемая после точки потери устойчивости пластического течения, может быть связана с коллективными процессами рекристаллизации микроструктуры.

ры материала. Данный процесс неустойчив по своей сути и в любой момент может привести к внезапному утонению шейки и разрушению образца.

4) При температурах 200°C и выше вплоть до 300°C при условно средней и высокой скоростях деформации наблюдается постепенное понижение деформации соответствующей точке потери устойчивости пластического течения и совпадение фактического и прогнозного значений. Данное явление обусловлено теми же причинами, что и в предыдущем пункте.

5) При температуре 300°C при всех значениях скоростей деформации наблюдается совпадение деформаций, соответствующих точке потери устойчивости пластического течения и совпадение фактического и прогнозного значений в диапазоне 0.03...0.06.

Сделанные выводы определяют параметры использования изделий из данного магниевого сплава, деформация которого должна быть регламентирована по факту интервалами устойчивого пластического течения. Деформация вне этих интервалов хоть и возможна, но является неустойчивой и может приводить к внезапному разрушению материала.

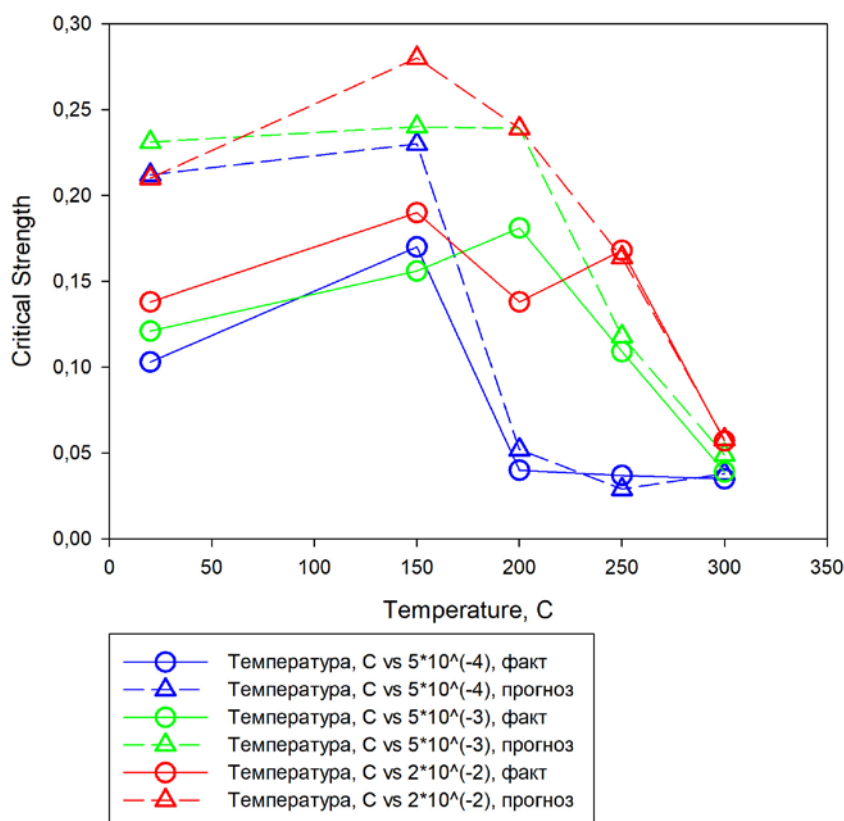


Рис. 1. График зависимости фактических (полученных графически как точка пересечения кривой нагружения и деформационного упрочнения) и прогнозируемых (на основании феноменологической модели) истинных пластических деформаций, соответствующих потере устойчивости пластического течения, от температуры испытания при различных скоростях деформации

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 20-19-00585

ХИМИЧЕСКАЯ СТАДИЙНОСТЬ ОБРАЗОВАНИЯ НИТРИДА АЛЮМИНИЯ ПО АЗИДНОЙ ТЕХНОЛОГИИ СВС

Шоломова А.В., Титова Ю.В., Амосов А.П.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,
sholomovaav@gmail.com

В настоящее время субмикронный порошок нитрида алюминия привлекает большое внимание из-за возможности применения его для получения новых перспективных материалов: в качестве основы при спекании керамики AlN, обладающей уникальным комплексом свойств (превосходной теплопроводностью при низкой электропроводности, высокими показателями стойкости к действию расплавов металлов и солей, коррозионной стойкости и механической прочности), а также в качестве армирующего материала в легких алюмоматричных композитах Al-AlN, обладающих повышенной жаропрочностью [1].

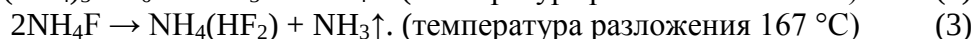
Субмикронные частицы нитрида алюминия трудно получить с помощью механической обработки выпускаемых промышленностью обычных порошков AlN, поэтому было разработано большое количество химических и физико-химических процессов для его получения, таких как прямое азотирование, плазмохимический синтез, карботермический синтез, химическое осаждение из газовой фазы и др. [2-4]. Для решения задачи получения субмикронного порошка AlN по ресурсосберегающей технологии СВС перспективно использование такого ее варианта как азидная технология СВС [5]. Использование в исходной смеси порошков СВС-Аз в качестве исходного реагента не металлического алюминия, а прекурсоров - фторида алюминия AlF_3 или гексафторалюмината натрия Na_3AlF_6 позволяет снизить температуру горения и проводить реакцию при разложении прекурсора на атомарном уровне, что в конечном итоге позволяет синтезировать порошок AlN с размером частиц от 70 до 300 нм [5]. В данной работе в качестве прекурсора впервые использовали гексафторалюминат аммония $(\text{NH}_4)_3\text{AlF}_6$.

Целью данной работы является исследование физико-химических особенностей горения смеси « $(\text{NH}_4)_3\text{AlF}_6 + 6\text{NaN}_3 + 20\text{Al}$ » при получении AlN методом азидного СВС.

Типичная волна горения в азидном СВС состоит из двух фронтов: первого низкотемпературного, обусловленного реакцией между азидом натрия и галоидной солью, и второго высокотемпературного, обусловленного реакцией азотирования [8]. Для исследования закономерностей взаимодействия исходных реагентов и химической стадийности образования продуктов реакции, проводились эксперименты по закалке продуктов реакции первого фронта путем резкого сброса давления из реактора, после чего продукты горения подвергались рентгенофазовому анализу. Результаты рентгенофазового анализа подтвердили наличие галогенидов натрия и отсутствие нитрида алюминия. Исходя из этих результатов и используя известные данные по химии образования соединения AlN и его химическим свойствам [8], можно сформулировать следующий механизм образования целевого продукта AlN в изучаемом процессе горения:



Сначала при нагревании гексафторалюминат аммония разлагается на трифторид алюминия с фторидом аммония:



Затем гидрофторид аммония разлагается при температуре выше 238 °С:



При температуре 440 °С происходит разложение азиды натрия:



Очень бурно протекает реакция металлического натрия с фтороводородом в результате которой образуется фторид натрия и выделяется водород:



Взаимодействие алюминия с азотом начинается при температуре 800 °С, скорость азотирования заметно возрастает, а кинетические кривые подчиняются параболическому закону, т.е. процесс определяется скоростью диффузии азота через слой образовавшегося нитрида:



Далее алюминий вступает в реакцию с аммиаком, образуя нитрид алюминия:



Взаимодействие алюминия с аммиаком, в зависимости от чистоты и дисперсности порошка, начинается при 600-800 °С, выше 1000 °С степень азотирования достаточно велика.

В результате взаимодействия насыщенных растворов фторидов натрия и алюминия (~635 °С) образуется галоидная соль гексафторалюмината натрия (криолит):



Рассчитанные температурные зависимости изменения изобарно-изотермического потенциала (ΔG^0) возможных наиболее значимых реакций взаимодействия в системе исходных реагентов и промежуточных продуктов, показали, что образование нитрида алюминия и фторида натрия сопровождается наибольшим уменьшением изобарно-изотермического потенциала и выделением значительного количества теплоты, что увеличивает температуру системы и инициирует реакцию образования нитрида алюминия.

Таким образом, на основании термодинамических расчетов и экспериментальных данных предложена химическая стадийность образования нитрида алюминия из смеси « $(\text{NH}_4)_3\text{AlF}_6 + 6\text{NaN}_3 + 20\text{Al}$ » в режиме горения.

Список литературы

1. Trinkler L., Berzina B., Palcevskis E. AlN ceramics from nanosized plasma processed powder, its properties and application // Nitride Ceramics: Combustion Synthesis, Properties, and Applications. Ed. A.A. Gromov and L.N. Chukhlomina. – Weinheim, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2015. – P. 265-293.
1. Kim K. Plasma synthesis and characterization of nanocrystalline aluminum nitride particles by aluminum plasma jet discharge // J. Crystal Growth. - 2005. - Vol. 283. - P. 540-546.
2. Shinji H., Tetsuya M., Tsutomu I. The formation of AlN during carbothermic reduction of Al_2O_3 in a stream of nitrogen // J. Jap. Inst. Metals. - 1989. - Vol. 30. – No. 10. - P. 1035-1040.
3. Wu N., Tsai M., Wang M., Liu H. The morphology and formation mechanism of aluminum nitride nanocrystals synthesized by chemical vapor deposition // J. Crystal Growth. - 2000. - Vol. 208. - P. 189-196.
4. Bichurov G.V. Halides in SHS azide technology of nitrides obtaining // Nitride Ceramics: Combustion Synthesis, Properties, and Applications. Ed. A.A. Gromov and L.N. Chukhlomina. – Weinheim, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2015. – P. 229-263.
5. Лидин Р.А., Молочко В.А., Андреева Л.Л. Химические свойства неорганических веществ. Москва: Дрофа, 2007. 637 с. R. A. Lidin, V. A. Molochko, and L. L. Andreeva, Chemical properties of inorganic substances (Drofa, Moskva, 2007). (In Russian).

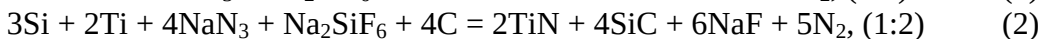
**ПРОИЗВОДСТВО ВЫСОКОДИСПЕРСНОЙ ПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ
TiN-SiC МЕТОДОМ АЗИДНОГО СВС ИЗ ШИХТЫ
«Si-Ti-Na₃-Na₂SiF₆-C»**

Титова Ю.В., Минеханова А.Ф., Майдан Д.А.

*Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,
titova600@mail.ru*

Микро- и нанопорошки TiN и SiC весьма перспективны для создания новых композиционных материалов TiN-SiC, придавая им комплекс уникальных свойств [1, 2]. Существует несколько различных методов получения композиции TiN-SiC: двухстадийное спекание, в результате которого можно получить композит SiC-TiN с повышенными прочностью на изгиб и ударной вязкостью [3]; одноосное горячее прессование, при котором образуются композиты на основе SiC с различным содержанием TiN (0-50 об. %), удельное сопротивление которых снижается с $2,0 \cdot 10^5$ Ом·см (0 % TiN) до $2,0 \cdot 10^{-4}$ Ом·см (50 об. % TiN), а максимальная прочность 921 МПа наблюдается при содержании TiN 40 % против 616 МПа для исходного SiC [4]; керамика на основе SiC, армированная волокнами SiC и наночастицами TiN с плотностью до 98,1 % полученная свободным спеканием имеет микротвердость по Виккерсу – 26,65 ГПа, вязкость разрушения – $8,69 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, прочность – 1122,81 МПа [5].

В настоящей работе исследуется применение энергосберегающего метода самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) с использованием в качестве азотирующего реагента – азида натрия, а также галоидной соли [6]. Процесс азидного СВС характеризуется большими возможностями по регулированию дисперсности и структуры синтезируемых керамических порошков, доведению их до наноразмерного уровня. Накоплен успешный опыт применения азидного СВС для получения высокодисперсной нитридно-карбидной композиции AlN-SiC [7]. Известны составы смесей для получения однофазных порошков TiN и SiC, из анализа которых для синтеза композиции TiN-SiC использовались следующие уравнения химических реакций [6]:



Экспериментальные исследования возможности получения композиции TiN-SiC проводились в лабораторном реакторе СВС в атмосфере азота под давлением 4 МПа и насыпной плотности исходных шихт. Результаты рентгенофазового анализа, полученные с помощью рентгеновского дифрактометра ARLX'TRA, показали, что при горении уравнений (1)-(4) продукты горения состоят из четырех фаз: нитрида титана (TiN), карбида кремния (SiC) и нитрида кремния двух модификаций (α -Si₃N₄, β -Si₃N₄). Результаты исследования микроструктуры синтезированных композиций, выполненного на растровом электронном микроскопе JSM-6390A, представлены на рисунке 1. Из рисунка 1 с учетом результатов энергодисперсионного анализа можно сделать вывод о том, что продукты горения всех исследуемых систем состоят из

равноосных частиц нитрида титана и карбида кремния размером от 100-400 нм, а также волокон нитрида кремния диаметром от 100-200 нм.

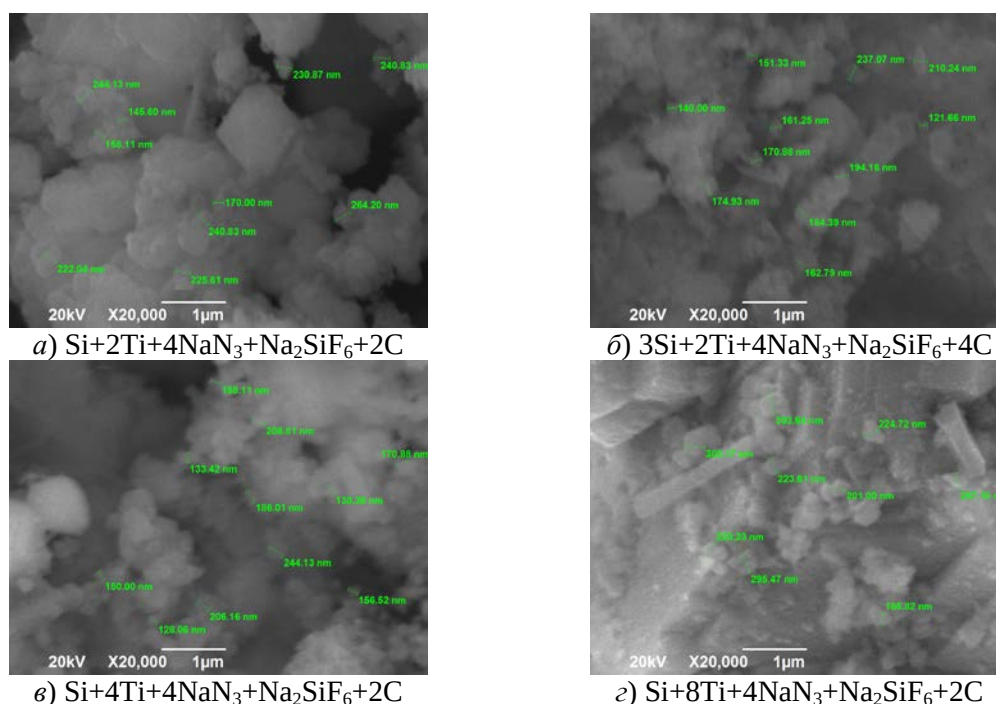


Рис. 1. Результаты микроструктурного анализа продуктов горения при различном соотношении исходных компонентов

Таким образом, рассмотренное применение метода азидного CBC позволило получить высокодисперсные композиции керамических порошков $\text{TiN-Si}_3\text{N}_4$ и $\text{TiN-Si}_3\text{N}_4\text{-SiC}$ с размером частиц от 100 до 400 нм. Планируется дальнейшее проведение исследований в этом направлении с целью получения нанопорошковой композиции TiN-SiC .

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках проекта № 20-08-00298.

1. Basu B., Balani K. Advanced Structural Ceramics, Hoboken (NJ): Wiley, 2011.
2. Basu B., Kalin M. Tribology of ceramics and composites: a materials science perspective. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2011.
3. Xingzhong Guo, Hui Yang, Lingjie Zhang, Xiaoyi Zhu / Sintering behavior, microstructure and mechanical properties of silicon carbide ceramics containing different nano-TiN additive // Ceramics International, 2010. – Vol. 36. – pp. 161-165.
4. Zachary N. Wing / TiN modified SiC with enhanced strength and electrical properties // Journal of the European Ceramic Society, 2017. – Vol. 37. – pp. 1373-1378.
5. Lingjie Zhang, Hui Yang, Xingzhong Guo, Jianchao Shen and Xiaoyi Zhu / Preparation and properties of silicon carbide ceramics enhanced by TiN nanoparticles and SiC whiskers // Scripta Materiali, 2011. – Vol. 65. – pp. 186-189.
6. Bichurov G.V. Halides in SHS azide technology of nitrides obtaining. In: Nitride Ceramics: Combustion synthesis, properties, and applications. Eds. A.A. Gromov, L.N. Chukhlomina. Weinheim, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2015. – pp. 229-263.
7. Titova Yu.V., Amosov A.P., Maidan D.A., Belova G.S., Minekhanova A.F. Physical and chemical features of combustion synthesis of nanopowder composition alN-SiC using sodium azide // AIP Conference Proceedings 2304, 020008 (2020).

СИНТЕЗ ВЫСОКОДИСПЕРСНОЙ ПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ $\text{Si}_3\text{N}_4\text{--SiC}$ ПРИ ГОРЕНИИ В СИСТЕМЕ « $\text{Si--C--NaN}_3\text{--}(\text{NH}_4)_2\text{SiF}_6$ »

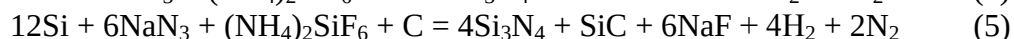
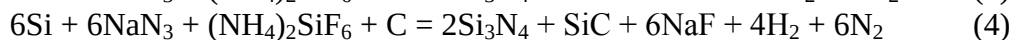
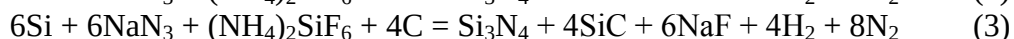
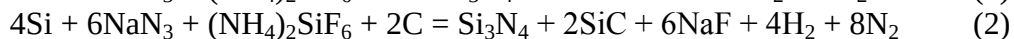
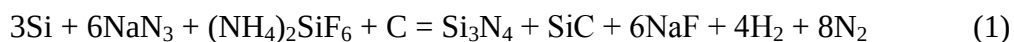
Белова Г.С., Титова Ю.В., Амосов А.П.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,
galya.belova.94@mail.ru

Карбид кремния (SiC) и нитрид кремния (Si_3N_4) являются перспективными материалами для различных высокотемпературных изделий, из-за их высокой термостойкости, высокой теплопроводности, низкого коэффициента теплового расширения, сопротивления окислению в определенных средах, а также высокой вязкости разрушения и сопротивления ползучести при высоких температурах [1]. Однако их механические свойства имеют существенные различия. Для повышения износостойкости и ударной вязкости, проводятся исследования по созданию композитной керамики с матрицей Si_3N_4 , армированной фазой SiC в виде волокон, частиц и пластинок. Показано, что SiC улучшает механические свойства керамики Si_3N_4 , однако такие композиты имеют высокую стоимость и трудны в изготовлении [2].

Дороговизна керамических нанопорошков, получаемых методом плазмохимического синтеза и многими другими методами, в большой степени связана со значительной энергоемкостью процесса получения и сложностью управления им, дороговизной используемого оборудования и исходных реагентов. В этом отношении несомненный интерес представляют нанопорошки, получаемые методом СВС, который характеризуется энергосбережением, простотой и малогабаритностью используемого оборудования, возможностью получения нанопорошков самых разнообразных керамических соединений (нитридов, карбидов, боридов, оксидов и других) [3]. Большие возможности для получения нанопорошков предоставляет азидная технология СВС [4].

Целью настоящей работы является исследование возможности применения азидного СВС для получения нитридно-карбидной композиции высокодисперсных порошков $\text{Si}_3\text{N}_4\text{--SiC}$ с использованием галоидной соли гексафторсиликата аммония $((\text{NH}_4)_2\text{SiF}_6)$. Технология СВС-Аз основана на использовании азида натрия (NaN_3) в качестве твердого азотирующего реагента и галоидных солей, что обеспечивает невысокие температуры горения и образование большого количества газообразных продуктов, которые затрудняют слияния первоначальных частиц продуктов синтеза и позволяют сохранить их в наноразмерном состоянии. Для синтеза целевых композиций $\text{Si}_3\text{N}_4\text{--SiC}$ были использованы следующие уравнения химических реакций:



Исследование топографии поверхности и морфологии частиц порошка проводились на растровом электронном микроскопе JSM-6390A фирмы «Jeol» с приставкой Jeol JED-2200. На рисунке 1 представлены результаты микроструктурного анализа продуктов горения в лабораторном реакторе СВС в атмосфере азота под давлением 4 МПа системы « $\text{Si--6NaN}_3\text{--}(\text{NH}_4)_2\text{SiF}_6\text{--C}$ » после операции промывки в дистиллированной воде.

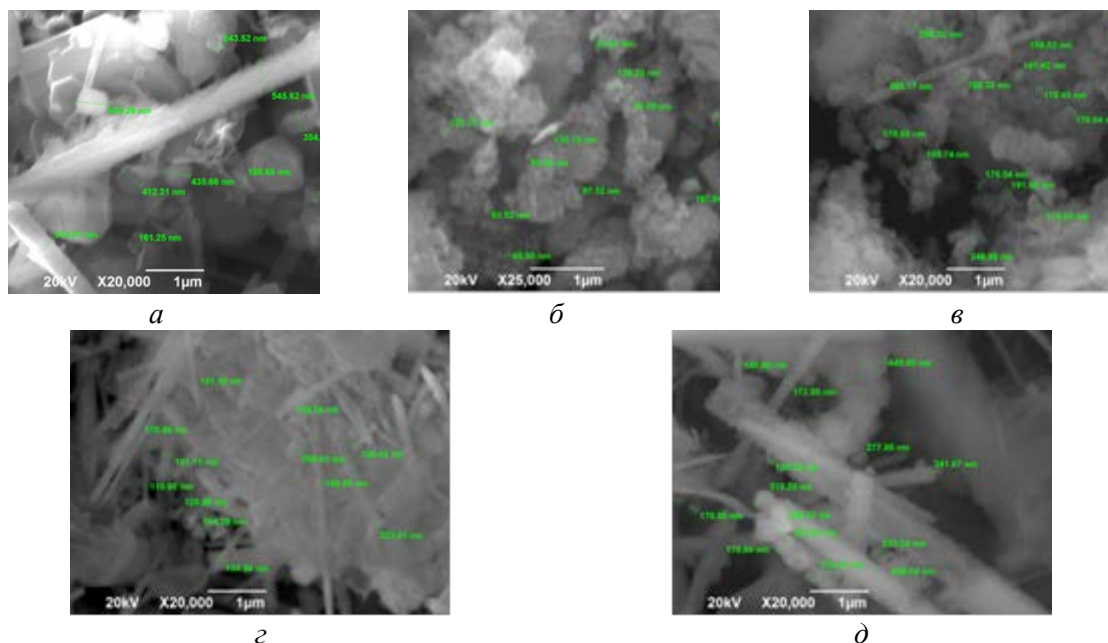


Рис. 1. Морфология частиц продуктов горения смесей после операции промывки в дистиллированной воде при различном увеличении:
 а) $\langle 3\text{Si}+6\text{NaN}_3+(\text{NH}_4)_2\text{SiF}_6+\text{C} \rangle$, б) $\langle 4\text{Si}+6\text{NaN}_3+(\text{NH}_4)_2\text{SiF}_6+2\text{C} \rangle$,
 в) $\langle 6\text{Si}+6\text{NaN}_3+(\text{NH}_4)_2\text{SiF}_6+4\text{C} \rangle$, г) $\langle 6\text{Si}+6\text{NaN}_3+(\text{NH}_4)_2\text{SiF}_6+\text{C} \rangle$
 д) $\langle 12\text{Si}+6\text{NaN}_3+(\text{NH}_4)_2\text{SiF}_6+\text{C} \rangle$

Из представленных на рисунках 1 а-в фотографий видно, что продукты горения указанной смеси состоят преимущественно из равноосных частиц и нитевидных кристаллов диаметром 100-500 нм. Из представленных на рисунках 1 г, д) фотографий видно, что продукты горения указанной смеси состоят преимущественно из нитевидных кристаллов диаметром 100-300 нм.

Исследованы морфологии частиц и топографии поверхности, фазовый состав синтезированной нитридно-карбидной композиции $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-SiC}$. Полученные результаты расширяют физико-химические представления о применении процесса СВС для получения нитридно-карбидных композиций и являются крайне интересными, полезны для ученых и специалистов в области металлургии и материаловедения, изучающих процессы СВС и технологии получения нанокompозитов.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках проекта № 20-38-90158.

1. X.M. Li, X.W. Yin, L.T. Zhang, T.H. Pan, Microstructure and properties of porous Si_3N_4 ceramics with a dense surface, *Int. J. Appl. Ceram. Technol.* 8 (2011) 627–636.
2. Lucia Hegedusová, Monika Kašiarová, Ján Dusza, Miroslav Hnatko, Pavol Sajgalík. Mechanical properties of carbon-derived $\text{Si}_3\text{N}_4\text{+SiC}$ micro/nano-composite. *Int. Journal of Refractory Metals & Hard Materials* 27 (2009) 438–442.
3. Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов. М.: Машиностроение-1, 2007.
4. Амосов А.П., Бичуров Г.В. Азидная технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза микро- и нанопорошков нитридов. М.: Машиностроение-1, 2007.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ 3D-ПЕЧАТИ

Астафурова Е. Г., Астафуров С. В., Мельников Е. В., Реунова К. А.,
Москвина В. А., Панченко М. Ю., Майер Г. Г.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики
прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
elena.g.astafurova@ispms.ru*

В работе исследовали микроструктуру и механические свойства заготовок хромоникелевых и хромомарганцевых сталей, полученных методом электронно-лучевого аддитивного производства (3D-печати). Для 3D-печати были использованы проволоки и прутки аустенитных сталей разного состава: Fe-19Cr-9Ni-0,95Si-0,12C (CrNi сталь), Fe-19Cr-10Ni-0,7Si-1,4Nb-0,12C (CrNiNb сталь), Fe-20,7Cr-22,2Mn-0,3Ni-0,6Si-0,15C-0,53N (CrMnNC сталь) и Fe-22,3Cr-19,9Mn-1,4V-0,69C-1,16N (CrMnVNC сталь) (масс. %). В процессе аддитивного производства (АП) получали стенки размером $100 \times 30 \times 5$ мм, которые в дальнейшем использовали для проведения механических испытаний методом одноосного растяжения и исследования микроструктуры методами рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии. После АП часть заготовок подвергали высокотемпературным отжигам при температурах 1100 °C (CrNi и CrNiNb стали), 1150 °C (CrMnNC сталь) и 1200 °C (CrMnVNC сталь) с последующей закалкой в воду.

В результате 3D-печати из CrNi и CrNiNb сталей (проволочная печать) получали заготовки с двухфазной $\gamma+\delta$ микроструктурой дендритной морфологии, которая полностью не устраняется при последующем нагреве в аустенитную область из-за обеднения состава по никелю в процессе аддитивного роста. В результате формирования неоднородной ориентированной зеренной структуры аустенита и дендритной микроструктуры феррита внутри таких зерен (крупные аустенитные зерна и дендритные колонии вытянуты в направлении роста заготовки), получаемые при 3D-печати заготовки обладают сильной анизотропией механических свойств. При высокотемпературном отжиге происходит уменьшение объемной доли δ -феррита, растворение дендритных ветвей и сфероидизация δ -фазы, что частично подавляет анизотропию механических свойств в заготовках, полученных методом электронно-лучевой печати, но полностью не устраняет ее из-за сохранения неравноосности зеренной структуры аустенита. В стали CrNiNb, легированной ниобием для формирования дополнительных центров кристаллизации в процессе АП заготовки и подавления направленного роста зерен, наряду с формированием неравноосной аустенитной структуры с колониями дендритов δ -феррита происходит выделение интерметаллидных частиц на основе ниобия и железа. Такие частицы NbFeCrNi-фазы располагаются вдоль границ «аустенит/ δ -феррит» и границ аустенитных зерен. Установлено, что легирование аустенитной нержавеющей стали ниобием частично подавляет образование δ -феррита, слабо влияет на направленный рост аустенитных зерен и способствуют охрупчиванию CrNiNb стали по сравнению с аддитивно-полученными образцами CrNi стали. На основе микроструктурных исследований сталей, полученных методом электронно-лучевой 3D-печати предложено описание закономерностей их пластической деформации и дислокационный механизм, описывающий появление анизотропии механических свойств и ее подавление при отжиге.

В процессе аддитивного производства высокоазотистых сталей (CrMnNC и CrMnVNC) происходит обеднение элементного состава заготовок по марганцу в сравнении с исходным материалом, используемым для 3D-печати. При этом концентрация атомов внедрения (азота и углерода) сохраняется высокой как после аддитивного производства, так и после последующих отжигов. В результате 3D-печати стали CrMnNC происходит формирование двухфазной аустенит-ферритной структуры с близким соотношением фаз, но вследствие малой растворимости азота в феррите он полностью растворен в кристаллической решетке аустенитной фазы. Микроструктура образцов имеет дендритную морфологию, характерную для сталей, полученных методом аддитивного производства, но в отличие от хромоникелевых сталей CrNi и CrNiNb, для которых кристаллизация начинается в ферритной фазе (ФА-механизм, феррит-аустенит), в азотистой стали CrMnNC первичной фазой при кристаллизации выступает аустенит, который стабилизирован марганцем и азотом (А-механизм, концентрация азота в аустенитной фазе достигает 0,9 масс. % при интегральной концентрации в заготовке 0,5 масс. %). А образование междендритных прослоек феррита обусловлено обеднением расплава по этим элементам. Таким образом, в результате 3D-печати формируется композиционный материал, состоящий из обедненного по азоту феррита и обогащенного по азоту аустенита. Последующий высокотемпературный отжиг приводит к образованию гетерогенной структуры – прослоек, состоящих из крупных ферритных зерен или крупных аустенитных зерен со сферическими включениями феррита. Механические свойства аддитивных заготовок высокоазотистых сталей (как до, так и после термообработки) близки к тем, которые получены для исходных, используемых в качестве сырья, материалов (полученных литьем и стандартными термомеханическими обработками).

Более высокая концентрация марганца и азота в исходной CrMnVNC стали, используемой для 3D-печати, полностью подавляют образование феррита в аддитивно-произведенных заготовках. Несмотря на обеднение твердого раствора стали марганцем (до 20 масс. %), происходящее в процессе электронно-лучевой печати, сталь сохраняет структуру высокоазотистого аустенита. Электронно-микроскопические исследования указывают на формирование крупнокристаллической структуры аустенита с вытянутыми в направлении роста заготовки зернами (до нескольких миллиметров в длину). При этом после аддитивного роста сталь помимо зерен аустенита содержит крупные частицы карбонитридов на основе ванадия и хрома, которые выявляли при электронно-микроскопических исследованиях и методами рентгенофазового анализа, а также крупные частицы, соответствующие интерметаллидной фазе (Cr,Fe,Mn,V), которая ввиду малой объемной доли не выявляется методом рентгенофазового анализа. Карбонитриды на основе ванадия и хрома располагаются как по границам, так и в теле зерен, а интерметаллидная фаза выявляется вдоль границ зерен и в стыках зерен. Результаты механических испытаний показали, что образцы аддитивно-произведенной высокоазотистой стали CrMnVNC обладают высоким пределом текучести, но практически не деформируются пластически. Постпроизводственная термообработка, заключающаяся в выдержке при температуре 1200 °С с закалкой в воду, не способствует растворению интерметаллидной фазы и не сопровождается увеличением пластичности стали. Для высокоазотистых сталей описаны механизмы формирования их фазового состава в процессе АП и получаемых механических свойств.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0030.

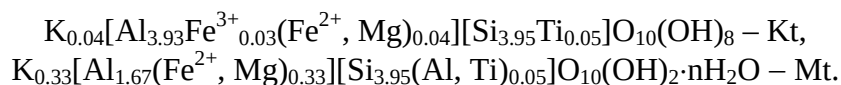
МОРФОМЕТРИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ЧАСТИЦ ФИЛЛОСИЛИКАТОВ

Четверикова А.Г.

*Оренбургский государственный университет, Оренбург, Российская Федерация,
KR-727@mail.ru*

Развитие нанотехнологий настоятельно требует прецизионного метрологического сопровождения экспериментальных исследований, проводимых в нано- и микрометровых диапазонах. Необходимо опережающее развитие разработок в области изучения дисперсных систем. Гранулометрический состав порошка, подвергнутого синтезу, в основном и определяет конечные свойства материалов. Наличие в дисперсной системе агломератов разного размерного ряда приводит к возникновению широкого спектра артефактов во время технологического процесса, особенно при синтезе керамики из природных филлосиликатов. Заряд, формируемый на поверхности глинистых частиц, во многом определяет свойства глин. Величина самого заряда на поверхности частицы зависит как от особенностей кристаллической решетки, так и от pH раствора.

Объекты исследования представляли собой порошки филлосиликатов месторождений Оренбургской области. Согласно результатам рентгеноструктурного анализа, обогащенные глины содержали значительное количество глинистых минералов каолинита (Kt) и монтмориллонита (Mt). Установлено, что усредненные структурные формулы филлосиликатов имели вид:



В квадратных скобках указаны катионные составы гидроксильного и силоксанового слоев, сформировавших поверхностный заряд частиц минералов.

Гранулометрический состав Kt- и Mt-порошков определяли методом статического и динамического рассеяния света (фотонной корреляционной спектроскопии) на Photocor Compact-Z. Образцы сканировали с помощью атомно-силового микроскопа в контактном режиме с использованием кантилеверов общего назначения.

Данные по гранулометрическому составу стабилизированных суспензий (pH=6,5) показали, что размер глинистых частиц определялся их минеральным составом. Значения гидродинамических радиусов каолининовых частиц представлены тремя модальными максимумами, мкм: $0,14 \pm 0,05$, $1,13 \pm 0,40$ и $23,4 \pm 2,7$. Гранулометрический состав монтмориллонита (рис. 1,б) представлен малой группой нативных частиц размерами 18 ± 3 нм, представительной группой $0,27 \pm 0,07$ мкм и небольшим количеством частиц со средним эффективным диаметром 11 ± 7 мкм. В каолините малая часть (13%) объектов представляла собой собственно глинистые частицы с присущими им размерами и габитусом. Немногим более 25 % частиц объединилось в ультрамикроагрегаты и оставшиеся ≈ 60 % – в микроагрегаты. Первые представляли собой кластеры из отдельных частиц, взаимодействовавших по схеме базис-базис пластинчато-чешуйчатой формы. Их максимальная длина и толщина, как правило, не превышает несколько микрометров, (в данном случае она колебалась около одного микрометра). Косвенным подтверждением того, что это ультрамикроагрегаты, являлась их достаточно прочная межчастичная связь, трудно разрушаемая при диспергировании как механическими, так и физико-химическими методами.

Mt-суспензия из-за своей особенности (значительного поверхностного заряда

базальной плоскости минеральных частиц) содержала единичные обособленные наноразмерные образования размерами 15-20 нм (около 1%). Монтмориллониту присущи гораздо меньшие размеры, толщина «чешуек» может соответствовать нескольким десяткам элементарных слоев (1-5 нм), а длина – порядка 10 нм. Валовая часть объема (почти 90%) пришлось на ультрамикроагрегаты и лишь 10% – на микроагрегаты. Последние обусловлены контактом не только по базисным плоскостям, но и по типу базис-боковой скол. Для каолинита характерны микроагрегаты изометричной формы, для монтмориллонита – тонкой листообразной формы.

На рисунке 1,а показан обзорный скан Кт-образца. Структуры, обнаруженные на АСМ изображениях, имели достаточно неоднородный состав. Визуализация крупных конгломератов была затруднена, поскольку максимальный ход АСМ сканера по вертикали составлял всего 3 мкм, не позволяя разрешить объекты с большей высотой. Например, в нижней части рис. 1,а расположен объект высотой более 3 мкм, который игла микроскопа задевала и волокла за собой по подложке. На изображении это проявилось в возникновении горизонтальных линий на скане и отсутствии сигнала на вершине структуры. Мт-образец был также неоднороден по составу (рис. 1,б). На обзорных изображениях можно обнаружить субмикронные объекты размером 120-520 нм. Агломераты, показанные в верхней части рисунка 1,б, не превышали 15 мкм и состояли из микронных объектов размерами 1,2-2,5 мкм. Крупных образований, присутствующих в Кт-образце, не обнаружено.

При интерпретации данных гранулометрии учитывалось, что длина частиц варьировала от нескольких десятков нанометров (у монтмориллонита) до нескольких микрометров (у каолинита), а ширина – от нескольких нанометров до 1-2 мкм соответственно. В итоге морфометрических исследований установлено, что модальный диаметр неагломерированных частиц каолинита равен ~70 нм, а монтмориллонита ~20 нм.

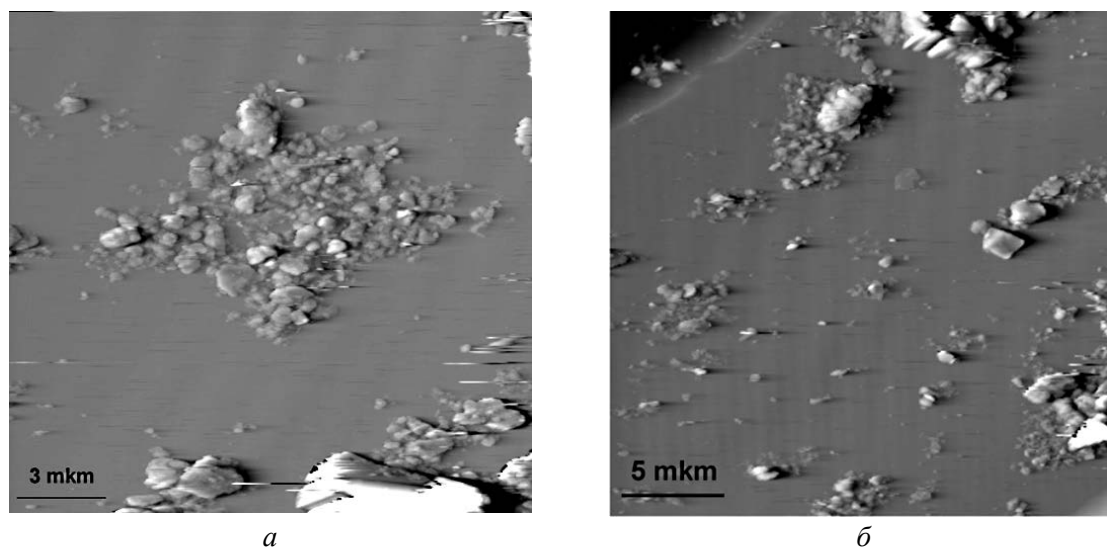


Рис. 1. АСМ-изображения частиц каолинита (а) и монтмориллонита (б)

Автор выражает благодарность сотрудникам Центра коллективного пользования приборным оборудованием «Институт микро- и нанотехнологий» (ЦКП ИМНТ ОГУ) за предоставленное оборудование и методическую помощь.

ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ВИСМУТА И ЕГО СТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ

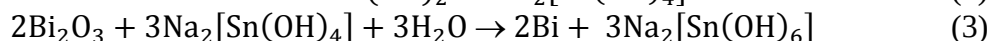
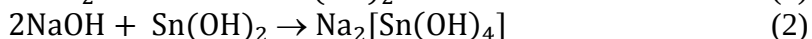
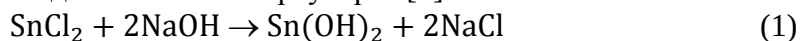
Четверикова Д. К., Юдин А. А.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия,
dasha_chetver@mail.ru

Висмут обладает чрезвычайно разнообразными физико-химическими свойствами и находит широкое применение во многих областях человеческой деятельности: в металлургии, в полупроводниковых материалах, в производстве полимеров и т.д. [1]

Основной целью исследования было получение и идентификация металлического висмута. Авторы использовали наиболее эффективные методики с точки зрения общей сложности (в частности, многоэтапности) синтеза и характеристик полученных образцов. В качестве наиболее подходящих таким условиям были выбраны 2 методики из полутора десятка существующих.

Исторически первая методика Ванино и Трауберта [2] :



При проведении пробного эксперимента обнаружили, что даже при тщательном разделении Bi_2O_3 на мельчайшие частицы и перемешивании раствора для обеспечения полного реагирования элементов, в продуктах реакции (3) появлялся желтый осадок оксида висмута. Такой способ не позволил получить достаточно чистое вещество в предполагаемом количестве, поэтому было решено немного изменить методику для обеспечения наибольшего выхода вещества. При синтезе использовали большее количество хлорида олова (II), концентрированную HCl , прогревали раствор до появления Sn(OH)_2 согласно (1), затем растворения белого осадка, добавляя NaOH по реакции (2).

Параллельно был приготовлен аналогичный раствор с разбавленной HCl (разб.); при этом наблюдалось образование не белого осадка гидроксида олова, а желтоватого (предположительно, из-за протекавшего гидролиза). С добавлением избытка NaOH , образования щелочной среды и обеспечения вступления в реакцию всех исходных веществ, раствор вновь стал прозрачным, что свидетельствовало об образовании необходимого комплексного соединения $\text{Na}_2[\text{Sn(OH)}_4]$.

Современный способ получения металлического висмута, описанный исследователями ИХТТМ СО РАН [3], где в качестве восстановителей при синтезе наночастиц висмута использованы как неорганические, так и органические соединения. Т.к. авторы статьи [3] преследовали иную цель, отличную от поставленной в данной работе, нами была сделана попытка получить металлический химически чистый висмут также из Bi_2O_3 (как распространённого реагента, что обуславливает широкий спектр применения данного способа), и, тем самым, провести сравнительную характеристику двух выбранных методик. Поскольку характер взаимодействия $\text{N}_2\text{H}_4 \cdot \text{H}_2\text{O}$ и Bi_2O_3 не представлен в общедоступной химической литературе (изучение, в свою очередь требует дополнительной серии экспериментов), исследования и расчёты основывали на корреляции масс исходных веществ и продуктов реакции.

После добавления к Bi_2O_3 бесцветного гидразингидрата и дальнейшего нагревания образовался серо-черный осадок, и выделился, судя по запаху, аммиак. После кипячения в течение трех часов раствора, разбавления его дистиллированной водой

и дальнейшего кипения для обеспечения полного взаимодействия используемых веществ, ёмкость с оставшимся раствором и осадком была помещена в сушильный шкаф при температуре 90 °С на 4 часа, что способствовало окончательному удалению химически несвязанной влаги.

Первичная идентификация металлического висмута, полученного по обоим методикам, производилась путем определения его температуры плавления в тигле – 271 °С при помощи инфракрасного пирометра Руго-1 (рабочий диапазон 20 – 900°С, погрешность измерения ± 2 °С). Чистоту полученного вещества оценивали с помощью рентгенофлуоресцентного кристалл-дифракционного сканирующего спектрометра «Спектроскан LF». Кристалл-анализатор – LiF. Материал анода рентгеновской трубки – Ag. Дежурные напряжение и ток установили 40 кВ и 100 мкА, соответственно. Диапазон перемещения кристалла не превышал 3190 mÅ..

Далее была изучена способность полученного висмута к кристаллообразованию, как у авторов [4, 5]. Для этого металлический висмут расплавили в муфельной печи при температуре 400 °С, а затем, обеспечивая отрицательный температурный градиент, наблюдали эволюцию мелких кристаллических структур на границе раздела жидкой/твёрдой фаз. На рисунке 1 приведены фотографии поликристаллов, полученных описанными способами.

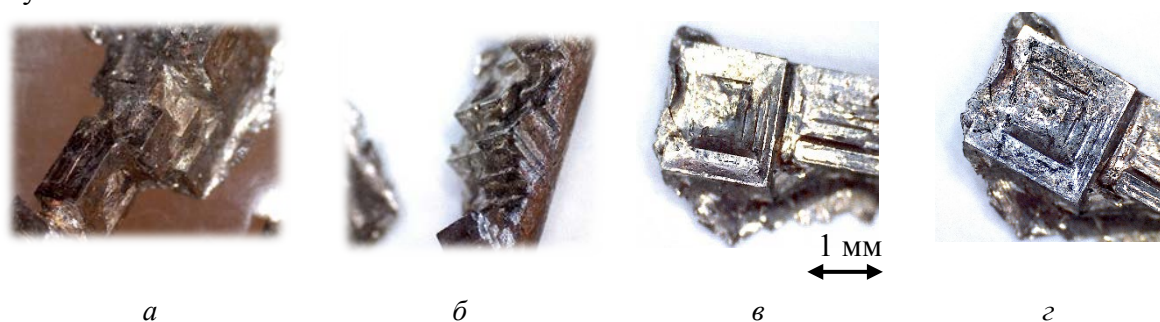


Рис. 1. Поликристаллический висмут, полученный первым (а, б) и вторым (в, г) способом

По результатам проведённых исследований можно сделать вывод, что наиболее эффективной, нетрудоемкой и менее ресурсозатратной оказалась методика, предложенная учёными ИХТТМ СО РАН. Однако, во-первых, гидразингидрат – токсичное вещество, требовавшее предельной осторожности при работе с ним; во-вторых, на данный момент пока нет единого мнения относительно уравнения реакции, описывающего данное взаимодействие. Вещество, согласно результатам РФА, получилось высокочистым, но металлический висмут, как запланированный продукт синтеза, образовался в меньшем количестве.

Методика Ванино и Трауберта позволила получить достаточно чистое вещество только из $\text{Bi}(\text{NO}_3)_3$ при соблюдении ряда условий, в том числе, применения HCl (разб.). В одном из вариантов, продукт синтеза при нагревании пожелтел, что, возможно, обусловлено образованием BiClO .

Авторы выражают благодарность научному руководителю – старшему преподавателю кафедры химии Оренбургского государственного университета Осиповой Елене Александровне.

1. Юхин Ю.М. Получение соединений висмута для техники и медицины // Химия в интересах устойчивого развития, 2018, № 3, С. 345-351. DOI: [10.15372/KhUR20180309](https://doi.org/10.15372/KhUR20180309)
2. Treubert, F. Über Wismutoxydul / F. Treubert, L. Vanino // Fresenius, Zeitschrift f. anal. Chemie, 1915, v. 54, pp. 255–258. <https://doi.org/10.1007/BF01387093>

3. Мищенко К. В., Михайлов Ю. И., Юхин Ю. М. Получение металлического висмута в конденсированных средах из формиатов // Журнал прикладной химии, 2018, Т. 91, Вып. 4, С. 496-502. DOI: [10.1134/S1070427218040067](https://doi.org/10.1134/S1070427218040067)
4. Crowson, P. Bismuth. In: Minerals Handbook - Palgrave Macmillan : London, 1994–95, pp 44-49. https://doi.org/10.1007/978-1-349-13431-1_7
5. Гоник М.А. Выращивание монокристаллов висмута и его сплава с сурьмой // Неорганические материалы. 2015. Т. 51. № 2. С. 148. DOI: [10.7868/S0002337X15020074](https://doi.org/10.7868/S0002337X15020074)

ВЛИЯНИЕ МОРФОЛОГИИ НИКЕЛЕВЫХ ПОКРЫТИЙ НА ИХ ТЕРМИЧЕСКУЮ АКТИВНОСТЬ

Матвеева Н.С., Чиркунова Н.В., Грызунова Н.Н.

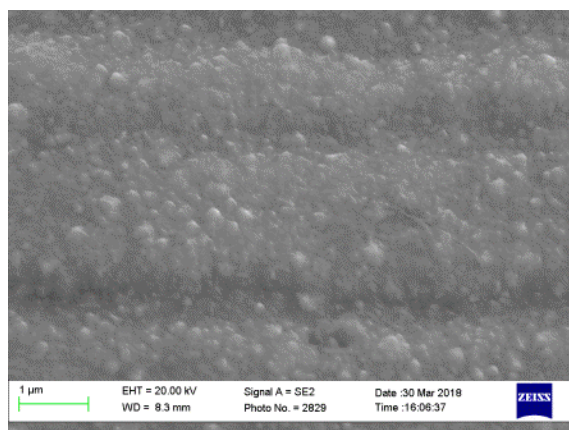
Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия
nad.matveeva96@mail.ru

Никелевые покрытия, с одной стороны, хорошо изучены с точки зрения широты практического применения [1-4]. С другой стороны, существуют неограниченные возможности изменения их свойств, применяя разные подходы к их получению и структурированию.

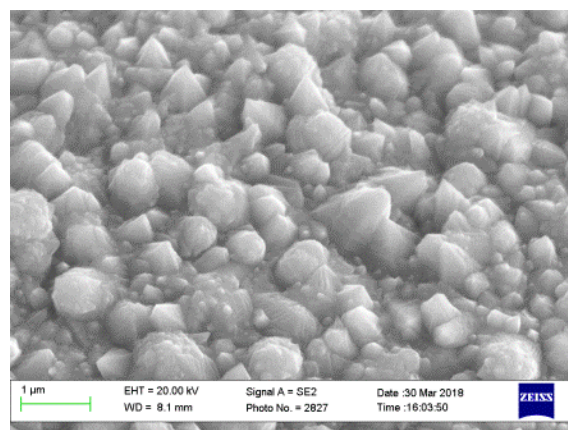
Одним из методов позволяющим изменить свойства никеля и покрытий из него, является метод электроосаждения. Метод электроосаждения довольно прост в использовании. Меняя состав электролита и режимы электроосаждения можно добиться существенного изменения морфологии никелевых покрытий [5-7].

Данная работа посвящена исследованию влияния морфологии никелевого покрытия на его поведение в тепловых полях.

В работе были исследованы две партии образцов никелевых покрытий на микросетках из нержавеющей стали. Первая партия была получена из электролита который содержал 2 mol $\text{NiSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ на 1 литр дистиллированной воды (рис. 1 а) – эталонные образцы. При электроосаждении второй партии образцов в электролит вводилась добавка в количестве 2 mol CaCl_2 (рис. 1 б). Режимы электроосаждения (плотность тока, температура и время) были одинаковые.



а



б

Рис. 1. Морфология поверхности никелевых покрытий:
а – без добавки; б – с добавкой

Электронно-микроскопические исследования показали (рис. 1), что введение в электролит добавки хлорида кальция позволяет получать покрытие, имеющее весьма развитую крупнокристаллическую поверхность, состоящую из микрокристаллов конусообразной формы.

Для выявления влияния морфологии поверхности электроосажденных никелевых покрытий на их поведение в температурных полях применялся дифференциальный термический анализ, который проводился на приборе DTG60/60Н. В качестве инертного газа использовался азот, нагрев осуществлялся от 100°C до 1200 °C.

В результате исследований были получены кривые ДТА для двух видов образцов и проведен их анализ. При сравнении дифференциальных термограмм было обнаружено, что в обоих видах образцов при температуре примерно 840°C наблюдаются экзотермические пики. Однако изменение энтальпии для образцов с развитой поверхностью (рис. 1 б) на 21,6% меньше, чем для образцов полученных без добавления хлорида кальция (рис. 1 а). Кроме этого, при достижении температуры примерно 1150°C на графике для образцов без добавления хлорида кальция (рис. 1 а) наблюдается небольшой эндотермический пик, в то время как для образцов другого вида график имеет монотонно возрастающий вид.

По совокупности микроскопических и ДТА исследований можно сделать первичные выводы, о связи морфологии никелевых покрытий с их активностью при нагревании в инертной среде. Исследования показали, что развитое крупнокристаллическое покрытие, состоящее из конусообразных кристаллов никеля (при условиях проводимых экспериментов) проявляют меньшую термическую активность, по сравнению с эталонными образцами. Эти данные могут быть использованы для разработки нанесенных никельсодержащих катализаторов работающих в высокотемпературных каталитических процессах.

Список литературы

1. Keith P. Donegan, Jeffrey F. Godsell, Joseph M. Tobin, Justin P. O'Byrne, David J. Otway, Michael A. Morris, Saibal Roy and Justin D. Holmes // CrystEngComm. 2011. № 13. С. 2023 – 2028.
2. M.F. Gillet, M. Brieu. Structure investigation of multiply-twinned Ni particles by electron investigation // Atoms, Molecules and Clusters. 1989. № 12. С. 107 – 111.
3. Liuyang Bai, Junmei Fan, Yuebin Cao, Fangli Yuan, Ahui Zuo, Qing Tang. Shape-controlled synthesis of Ni particles via polyol reduction // Journal of Crystal Growth. 2009. № 311. С. 2474 – 2479.
4. Gene L. Downs, Japnell D. Braun. Pseudo-Fivefold Symmetry in Carbonyl Process Nickel // Science. 1966. № 154. С. 1443 – 1444.
5. Tao Hang, Huiqin Ling, Anmin Hu, Ming Li. Growth Mechanism and Field Emission Properties of Nickel Nanocones Array Fabricated by One-Step Electrodeposition // Journal of The Electrochemical Society. 2010. № 157 (12). С. 624 – 627.
6. Ping Li, Hui Liu, Yan-Feng Zhang, Yu Wei, Xin-Kui Wang. Synthesis of flower-like ZnO microstructures via a simple solution route // Materials Chemistry and Physics. 2007. № 106. С. 63 – 69.
7. Матвеева Н.С., Костюченков А.А. Влияние добавок в электролите никелирования на морфологию осадка никеля // Научный альманах. 2020. № 1 – 2 (63). С. 28 – 31.

ВАРИАБЕЛЬНОСТЬ ЛОКАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ ЯДРА ТЕРНАРНОЙ НАНОЧАСТИЦЫ TiAlV ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Мясниченко В.С., Базулев А.Н., Ершов П.М., Сдобняков Н.Ю., Вересов С.А., Богданов С.С.

Тверской государственный университет, Тверь, Россия,
viplabs@yandex.ru, nsdobnyakov@mail.ru

Изучение структурных превращений в наночастицах представляет самостоятельный интерес и, вместе с тем, эти процессы определяют их стабильность/нестабильность [1]. Переход от изучения изолированных металлических частиц к бинарным и тернарным системам существенно расширяет круг связанных с ними явлений и перспективы их практического применения. Титановые сплавы востребованы в машиностроении и медицине благодаря высокой удельной прочности, высокой коррозионной стойкости и биосовместимости. Экспериментально в [2] были получены порошки Ti6Al4V с равномерным распределением микро- и наночастиц, а также определены некоторые механические свойства. В данной работе следуя методике, изложенной в [3-5], мы исследовали вариабельность локальной структуры ядра наночастицы Ti6Al4V, содержащей 2869 атомов, в том числе 172 атома Al и 115 атомов V. На рис. 1 представлены распознанные структуры ядра тернарной наночастицы Ti6Al4V при температуре 700 К при разном значении параметра обрезания для RMSD (root-mean-square deviation).

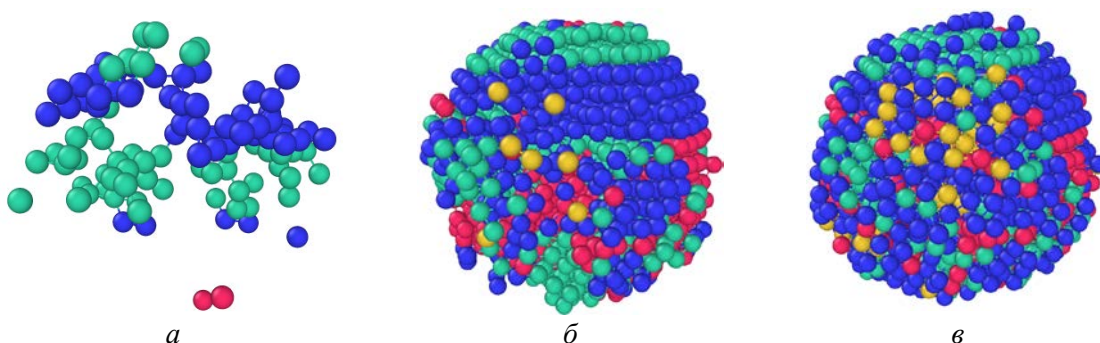


Рис. 1. Распознанные структуры ядра тернарной наночастицы Ti6Al4V (зеленые – ГЦК, синий – ГПУ, красный – ОЦК, желтый – ИК): а – RMSD = 0,06; б – 0,15; в – 0,34.

Исследования выполнены при поддержке Минобрнауки РФ в рамках выполнения государственного задания в сфере научной деятельности (проект № 0817-2020-0007) и РФФИ (проекты № 20-37-70007, № 20-33-90192).

1. Н.Ю. Сдобняков, Д.Н. Соколов. Изучение термодинамических и структурных характеристик наночастиц металлов в процессах плавления и кристаллизации: теория и компьютерное моделирование: монография. Тверь: ТвГУ, 2018. 176 с.
2. E. Glazkova, N. Rodkevich, N. Toropkov et al. Ti-6Al-4V alloy bimodal powders for powder injection molding. AIP Conference Proceedings, 2020, **2310**, 020109.
3. В.С. Мясниченко, П.М. Ершов, Д.Н. Соколов, А.Ю. Колосов, Е.М. Давыденкова, Н.Ю. Сдобняков. ФПСМ, 2020, **17** (3), 355-362.
4. V.S. Myasnichenko, N.Yu. Sdobnyakov, P.M. Ershov, D.N. Sokolov, A.Yu. Kolosov, E.M. Davydenkova. Journal of Nano Research, 2020, **61**, 32-41.
5. N.Yu. Sdobnyakov, V.S. Myasnichenko, San Cheng-Hung, et al. Materials Chemistry and Physics, 2019, **238**, 121895.

ВЛИЯНИЕ ВНУТРЕННЕЙ СТРУКТУРЫ И УПОРЯДОЧЕНИЯ НА ЭНЕРГИЮ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ NiAl

Мясниченко В.С., Базулев А.Н., Ершов П.М., Сдобняков Н.Ю., Григорьев Р.Е., Богданов С.С.

Тверской государственный университет, Тверь, Россия,
viplabs@yandex.ru, nsdobnyakov@mail.ru

В настоящее время наблюдается переориентация от исследования структурных превращений в процессах с монометаллическими наночастицами (НЧ) [1] к исследованию закономерностей и механизмов сегрегационных явлений в бинарных металлических НЧ, включая формирование структур типа «ядро-оболочка», т.к. структура, свойства и поведение многокомпонентных (в частности, бинарных) НЧ и наноструктурированных материалов являются гораздо более сложными, но при этом также представляют интерес как с фундаментальной, так и с прикладной точек зрения. Нами была поставлена задача изучить взаимосвязь между внутренней структурой, взаимным упорядочением компонентов и энергией биметаллических НЧ NiAl с общим количеством атомов 5000. Внутренняя потенциальная энергия при молекулярно-динамическом эксперименте определялась потенциалом сильной связи [2]. Установлено, что из трех исследованных нами конфигураций (см. рис. 1) минимальной энергией обладает биметаллическая НЧ с несколькими икосаэдрическими ядрами и наличием сегрегации. Можно предполагать, что данная система будет более стабильной при внешних воздействиях, таких как термическое воздействие или избирательная коррозия более легкоплавкого компонента. Далее будут определены количественные характеристики сегрегации для различного состава и различного процентного соотношения металлов в НЧ [3].

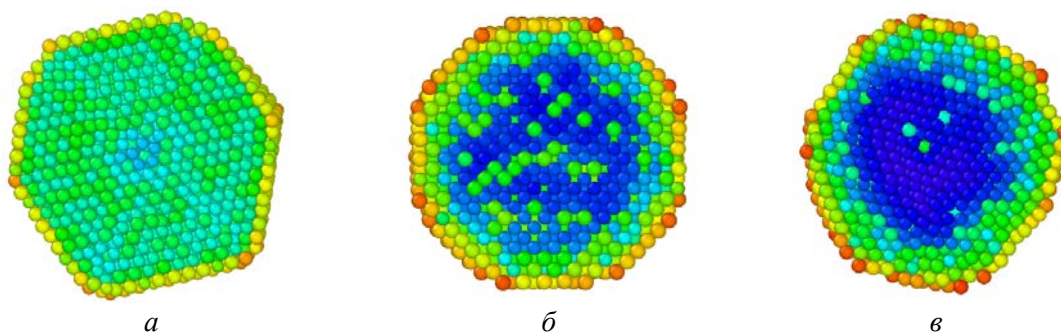


Рис. 1. Экваториальное сечение биметаллической наночастицы NiAl после оптимизации перестановкой сортов: *а* – единый икосаэдр, *б* – ГЦК кристалл в форме кубооктаэдра, *в* – полиикосаэдрическая (4 ядра) конфигурация, полученная быстрым охлаждением. Энергетический спектр: $-4,4473$ эВ/атом $-2,575$ эВ/атом.

Исследования выполнены при поддержке Минобрнауки РФ в рамках выполнения государственного задания в сфере научной деятельности (проект № 0817-2020-0007) и РФФИ (проекты № 20-37-70007, № 20-33-90192).

1. А.Ю. Колосов, Н.Ю. Сдобняков, П.В. Комаров и др. Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов, 2012, **4**, 129-142.
2. F. Cleri, V. Rosato. Physical Review B, 1993, **40** (1), 22-33.
3. J. Yang, W. Hu, X. Dai. Physica Status Solidi B, 2017, **254** (11), 1700168.

ВЛИЯНИЕ ПРОКАТКИ И КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА НА КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛОС СДВИГА В АМОРФНОМ СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ Zr

Хрипливец И.А.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Москва (Россия),
misshriplivets@mail.ru*

Аморфные сплавы на основе металлических компонентов демонстрируют уникальную способность реализовать пластическую деформацию под воздействием внешних механических напряжений. В результате воздействия больших степеней пластической деформации в сплавах можно наблюдать полосы сдвига (ПС) в виде грубых линий на шлифованной поверхности образца. Концепция формирования полос сдвига в аморфных металлических стеклах сильно отличается от процессов пластической деформации в кристаллических металлах и сплавах. В отличие от кристаллических металлов, аморфные металлические стекла могут существовать в спектре структурных состояний с сопутствующими механическими, термодинамическими и физическими свойствами материалов. Формирование и эволюция полос сдвига контролируют текучесть и пластичность почти всех металлических стекол при комнатной температуре, и во многих случаях образование доминирующих полос сдвига быстро приводит к разрушению. В литературе отсутствует строгое количественное описание основных параметров ПС, которое могло бы адекватно описать в аналитической форме процесс пластической деформации аморфных сплавов, аналогично дислокационной и дисклинационной теориям пластической деформации кристаллов. Остается открытым вопрос, как переход от макроскопической деформации к интенсивным пластическим деформациям аморфных сплавов влияет на основные характеристики ПС.

Цель исследования – детальная статистическая оценка основных параметров полос сдвига при кручении под давлением (КВД) и при прокатке объемного аморфного сплава на основе Zr и в установлении влияния способа и величины пластических деформаций на количественные характеристики этих параметров.

В данной работе с помощью метода оптической профилометрии детально изучены количественные характеристики ступенек, образованных полосами сдвига на поверхности деформированных образцов массивного аморфного сплава $Zr_{60}Ti_2Nb_2Cu_{18,5}Ni_{7,5}Al_{10}$ после кручения под высоким давлением (КВД), а также после прокатки. Установлено, что дизайн полос сдвига зависит от способа деформирования. Показано, что величина деформации оказывает определяющее влияние на мощность полос сдвига (высоту ступенек). Переход от деформации прокаткой ($e = 0,4$) к пластической деформации при КВД ($e = 2,6$) приводит к трехкратному увеличению мощности полос сдвига и среднего расстояния между ними.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-32-90014. Funding: The reported study was funded by RFBR, project number 20-32-90014

ИМПОРТОЗАМЕЩАЮЩАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ С НАНЕСЕНИЕМ ИЗНОСОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ВОЛЬФРАМА

Плесовских А. Ю., Крылова С. Е.

*Оренбургский государственный университет, г. Оренбург, Россия,
krilova27@yandex.ru*

В настоящее время большинство ответственных деталей насосного и компрессорного оборудования химической и нефтегазоперерабатывающей отрасли промышленности Российской Федерации выполнены по технологиям зарубежных производителей. С учетом сложившейся внешнеэкономической ситуации, приобретение и эксплуатация комплектующих данного оборудования, в частности тяжело нагруженных штоков компрессорных установок, затруднительна, однако потребность в данных деталях весьма значительна и исчисляется 800 - 1500 тыс. штук в год в пределах государства. Учитывая данный факт, предприятия сервисного обслуживания и ремонта объектов нефтегазовой отрасли вынуждены оперативно решать ряд научно-технических задач, связанных с выпуском импортозамещающей продукции. Так, в условиях ремонтного машиностроительного предприятия ООО «Технология», в качестве научно-технического задела выполнены металловедческие исследования и реинжиниринг отработанных штоков компрессорного оборудования от зарубежных фирм-производителей: Dresser-Rand Group (Siemens, Германия), CPI Compressor Products International (Великобритания) и CAMERON Compression Systems (США) с целью определения марки материала и технологии его поверхностного и объемного упрочнения.

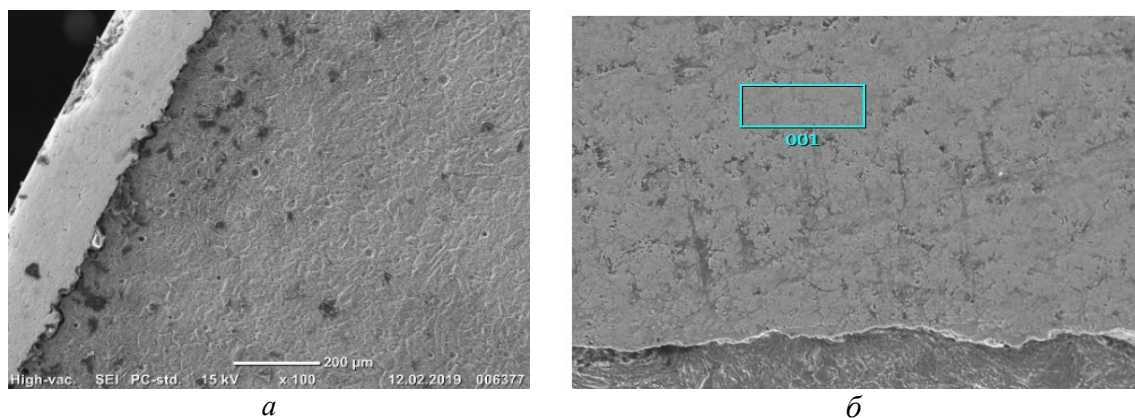
Цель исследования – разработка и внедрение рационального технологического процесса нанесения упрочняющего вольфрам содержащего покрытия методом газопламенного напыления, обеспечивающего требуемое сочетание эксплуатационных свойств импортозамещающего изделия в виде штока компрессорной установки.

Согласно полученному химическому составу, оригинальное изделие «шток компрессора» изготовлен из стали AISI 4140. В процессе исследования микроструктуры с темплетов, вырезанных с оригинального изделия, по всей поверхности рабочей части детали зафиксирован поверхностный слой, принципиально отличающийся от материала основы, толщиной 153 - 201 мкм без зоны термического влияния, рисунок 1, что подтвердило предположение о нанесении покрытия методом высокоскоростного газопламенного напыления (HVOF).

Согласно результатам микрорентгеноспектрального анализа (рисунок 1), рабочий поверхностный слой имеет вольфрамовую основу, в которой в качестве связки зафиксировано наличие кобальта в пределах 6-8%, а присутствие углерода, ванадия, хрома и железа, позволяют прогнозировать дополнительное влияние карбидного и интерметаллидного механизма упрочнения в кобальтовой связке.

С целью определения механических свойств оригинального штока компрессора, были проведены испытания на ударную вязкость, статическую прочность, твердость и микротвердость.

Согласно данным, реверс-инжиниринговых исследований, определены основные технологические приемы и конструкционные принципы изготовления штоков дожимных компрессорных станций от зарубежного производителя [1].



Элементный состав с выделенного спектра покрытия

C	V	Cr	Mn	Fe	Co	W
2,06	0,19	1,66	0,11	0,32	6,83	87,86

Рис. 1. Результаты металлографических исследований рабочей поверхности.
а – общий вид поверхности; б – структура поверхностного слоя

Пористость оригинального покрытия равномерно распределена и составляет не более 2,1 %, рисунок 2. Интенсивность проявления пористости по толщине покрытия увеличивается к основе материала.

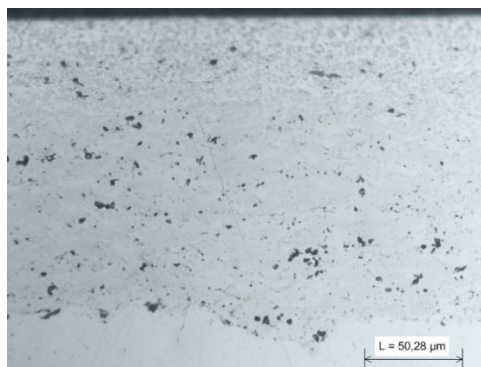


Рис. 2. Микрофотографии шлифа покрытия при измерении пористости

Выявлено, что для безаварийной работы изделий нефтегазового машиностроения, покрытие должно иметь дисперсную карбидную структуру на основе вольфрама, адгезионную прочность и комплекс физико-механических характеристик, отвечающих длительной эксплуатации в условиях изнашивания в присутствии коррозионных сред. Определены технологические этапы получения подобного изделия в рамках импортозамещения в условиях ООО «Технология» г. Оренбург с учетом материально-технологической базы предприятия и экономической целесообразности технологии [2].

1. Разработка металлургической порошковой композициями для восстановления деталей нефтегазодобывающей отрасли, XX Уральской школы-семинара металловедов / А.Ю. Плесовских, С.Е. Крылова, С.П. Оплеснин // Уральская школа молодых металловедов. – Екатеринбург, 2020 – С. 504-507.
2. A.Y. Plesovskikh, S.E. Krylova, S.P. Oplesnin, I.A. Kurnoskin, Import-substituting technology for manufacturing parts of the oil and gas industry with the application of tungsten based wear-resistant coatings, Materials Today: Proceedings, Volume 38, Part 4, 2021, Pages 1595-1598, ISSN 2214-7853.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ЗАКАЛКЕ

Курноскин И. А., Крылова С. Е.

*Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия,
krilova27@yandex.ru*

Известно, что основой успешной эксплуатации деталей насосно-компрессорного оборудования является правильный выбор, стали для его изготовления и соответствующая термическая обработка. В представленной работе приведены результаты разработки эффективной технологии лазерного упрочнения деталей насосно-компрессорного оборудования из комплексно-легированных сталей, позволяющей продлить ресурс работы сложного дорогостоящего оборудования ДКС (дожимных компрессорных станций).

На начальном этапе работы проведен анализ стандартного технологического процесса лазерной закалки, выявлен отражающий эффект лазерного излучения от закаливаемой поверхности, вызывающий уменьшение КПД поглощения энергии лазерного излучения на 25%. С целью аннигиляции данного фактора, было разработано светопоглощающее покрытие, наносимое на поверхность изделия перед лазерной закалкой, состоящее из двух слоев: первый слой содержит смесь органического связующего лак АС – 82 с сажой в объемном соотношении 3:1 соответственно, толщиной от 30 до 40 мкм, второй слой содержит смесь органического связующего лак АС – 82 с растворителем Р – 647 в объемном соотношении от 1:3 до 4 соответственно, толщина слоя от 3 до 5 мкм. Предложенное покрытие, наряду с высокой поглощательной способностью и низким экранирующим действием по отношению к подающему потоку излучения лазера, обеспечивает высокую теплостойкость, теплопроводность, достаточную адгезию к подложке [1].

Процесс поверхностного лазерного упрочнения отрабатывался на образцах-свидетелях из стали 5ХНМ (ГОСТ 5950–2000), диаметр которых соответствовал диаметру готового изделия «шток компрессора», содержание углерода и легирующих элементов полностью соответствовало химическому составу оригинального штока от зарубежного производителя.

Выбран оптимальный режим поверхностного лазерного упрочнения, обеспечивающий стабильные результаты микротвердости от 600 до 800 HV на глубине от 0,5 до 0,7 мм.

Микроструктура после лазерной закалки по оптимальному режиму с оплавлением поверхности и предварительным нанесением светопоглощающего покрытия представлена на рисунке 1. Анализ структуры показал, что глубина закаленного слоя с учетом зоны термического влияния, составляет 0,83 мм, а глубина закаленного слоя, имеющего мартенситную структуру, около 0,4 мм. Непосредственно после закалки присутствует зона переплавления металла, которая составляет приблизительно 0,1 мм, удаляется в процессе финишной механической обработки закаленного слоя. На рисунке 1, б представлена структура мелкозернистого игольчатого мартенсита, который имеет высокую износостойкость и твердость порядка 600 – 800 HV. В свободном виде, в закаленном слое присутствуют отдельные, не растворившиеся при закалке, карбиды Cr_{23}C_6 .

Немаловажным фактором, определяющим качество закаленной поверхности, является равномерность распределения твердости, как по глубине, так и по протяженности закаленного слоя.

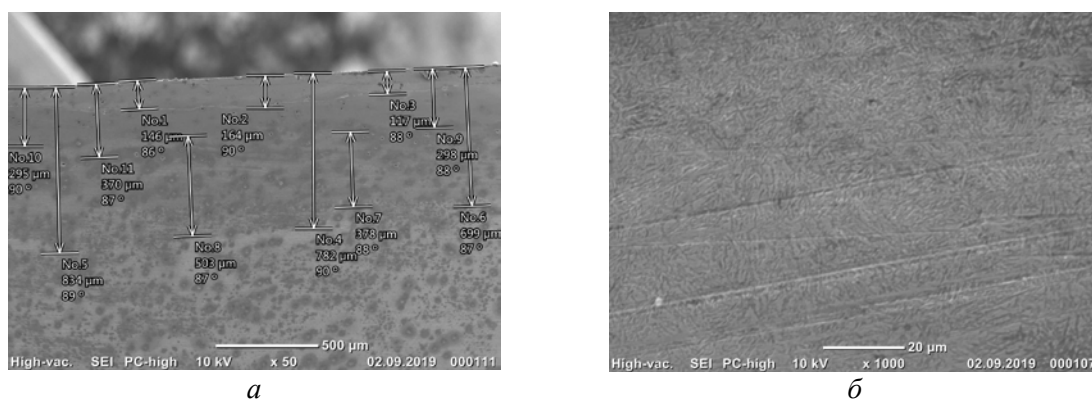


Рис. 1. Микроструктура стали 5XNM после лазерной закалки: а – общий вид структуры; мартенситная структура поверхностного слоя

Для оценки равномерного распределения значений твердости, выполняли измерение твердости и микротвердости на опытных образцах-свидетелях, закаленных по оптимальному режиму. Замеры производили, как по глубине закаленного слоя, так и по всей площади поверхности, результаты распределения микротвердости представлены на рис. 2.

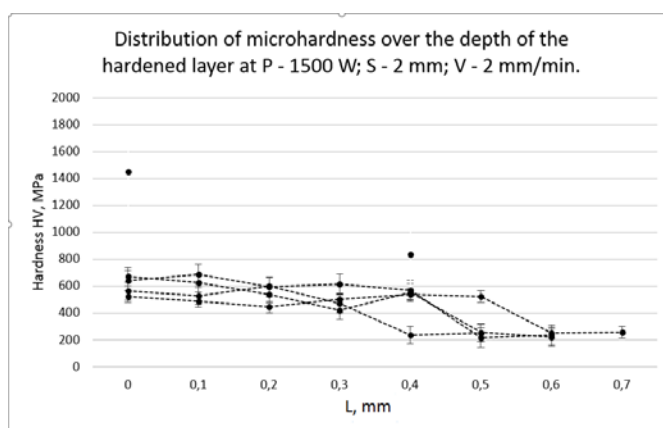


Рис. 2. Распределение микротвердости по глубине закаленного слоя

Анализ значений твердости, показал, что глубина закалённого достигает 0,5 мм с твердостью от 500 до 800 HV, далее наблюдается падение значений твердости в пределах 550 до 300 HV, что соответствует переходной зоне, расположенной от 0,5 мм до 0,7 мм, после зоны термического влияния, на расстоянии ниже 0,7 мм от закаливаемой поверхности структура соответствует основному металлу, и его твердость не превышает 250 HV.

Проведенные исследования по отработке параметров процесса лазерной закалки на стали 5XNM, а также структурные и дюрOMETрические исследования позволили обоснованно рекомендовать данную технологию к промышленному внедрению в качестве финишной упрочняющей операции рабочей поверхности детали «шток компрессора» нефтегазового оборудования.

1. Курносин И.А. Влияние технологических параметров лазерной закалки на структурообразование поверхностного слоя среднеуглеродистых легированных сталей / Крылова С.Е., Завьялов В.А., Плесовских А.Ю.: Уральской школы металловедов-термистов - 2018. С. 71-73.

РОЛЬ СКОЛЬЖЕНИЯ И ДВОЙНИКОВАНИЯ ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА

^{1,2} Лычагин Д.В., ²Новицкая О.С., ²Колубаев А.В.

¹ Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, Россия.

² Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения
Российской академии наук, Томск, Россия,
nos@ispms.tsc.ru

В зависимости от кристаллографической ориентации и знака приложенной нагрузки в стали Гадфильда деформационные процессы могут происходить по механизму скольжения или двойникования. Реализация этих механизмов в условиях сухого трения скольжения может быть спрогнозирована путем сравнения расчетных значений напряжений сдвига.

В работе исследовались монокристаллы стали Гадфильда с разными кристаллографическими ориентациями осей нормальной нагрузки и трения. Трение скольжения осуществлялось на трибометре TRIBO technic по схеме «палец-диск» при комнатной температуре. Разориентацию микрообластей определяли на сканирующем электронном микроскопе Tescan Mira 3 с использованием приставки для дифракции отраженных электронов (EBSD).

Расчеты напряжений сдвига позволили выявить наиболее активные системы сдвига для скольжения и двойникования. Результаты по изменению напряжений сдвига в системах скольжения и двойникования представлены в таблице.

Таблица. Сравнение количества наиболее нагруженных систем сдвига в зависимости от приложенной нагрузки

Ориентация моно- кристаллов	Количество наиболее нагруженных систем сдвига для скольжения		Количество наиболее нагруженных систем сдвига для двойникования	
	от $F_{н.н.}$	суммарное действие от $F_{н.н.}$ и $F_{тр.}$	от $F_{н.н.}$	суммарное действие от $F_{н.н.}$ и $F_{тр.}$
$[001]/[\bar{1}\bar{1}0]$	8	2	4	1
$[111]/[2\bar{1}\bar{1}]$	6	2	3	3
$[\bar{1}\bar{1}0]/[001]$	4	2	2	1
$[\bar{1}\bar{1}0]/[\bar{1}\bar{1}0]$	4	4	2	2
$F_{н.н.}$ – сила нормальной нагрузки, $F_{тр.}$ – сила трения				

Влияние трения, по сравнению с чистым одноосным сжатием, привело в большинстве случаев к уменьшению количества наиболее нагруженных систем как для скольжения, так и для двойникования. При рассмотрении вероятности сдвига по этим системам в каждой из рассматриваемых плоскостей, как правило, вероятность скольжения выше, чем вероятность двойникования. Это обусловлено неоднородностью напряженного состояния по поверхности трения и отличным от активного нагружения видом деформации при трении. Непосредственно вблизи поверхности трения и на площадке трения за счет разного тензора напряжения условия для деформации скольжением и двойникованием заметно различаются. Это хорошо иллюстрируют результаты EBSD анализа, которые показывают разный характер разориентаций по поверхности трения и вблизи нее.

За счет неоднородности схемы напряженного состояния и роли свободной поверхности в приторцевой области роль кристаллографической ориентации на про-

цесс деформации скольжением или двойникованием в масштабе образца нивелируется.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0006.

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗВИТИЯ СДВИГА В КРИСТАЛЛАХ АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ, СФОРМИРОВАВШИХСЯ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

^{1,2} Никонов А.Ю., ^{1,2} Лычагин Д.В., ¹ Новицкая О.С., ^{1,2} Бибко А.А.

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

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия,*

nos@ispms.tsc.ru

Развитие аддитивных технологий в области 3D печати методом электронно-лучевой наплавки ставит задачу прогнозирования поведения готовых металлических изделий под нагрузкой. Для однофазных материалов развитие деформации определяется морфологией и кристаллографией зерен. Исследования проводят как для отдельных зерен (монокристаллов), так и для группы зерен (поликристалла). Процессы изучают экспериментально и путем моделирования. Данный подход был использован для исследования моно- и поликристаллов алюминиевой бронзы. Исследования проведены на монокристаллах и поликристаллах на образцах из детали, полученной 3D электроннолучевой наплавкой.

В работе исследовали деформированные сжатием монокристаллы поликристаллы сплава Cu–13 at.%Al. Деформационный рельеф изучали на лазерном конфокальном LEXT 4100 и электронном Tescan Mira 3 сканирующих микроскопах. Для кристаллографического анализа использовали приставку для дифракции отраженных электронов (EBSD). Моделирование методом молекулярной динамики осуществляли с использованием программного пакета LAMMPS.

Моделирование позволило выяснить какие дислокационные конфигурации образуются в монокристаллах разной кристаллографической ориентации, какие из них неподвижные, а какие могут осуществлять деформацию скольжением и реализовывать двойникование. Морфология зерен была учтена изменением геометрических размеров деформируемых монокристаллов. Скольжение дислокаций приводит к характерной картине деформационного рельефа, которая зависит не только от кристаллографической ориентации оси сжатия, но и от ориентации боковых граней. Экспериментально наблюдаемый деформационный рельеф соответствует картине сдвигов, полученных при моделировании.

Деформация каждого зерна поликристалла происходит в поле напряжения не только преобладающей внешней нагрузки, но и под влиянием соседних зерен. Учет влияния соседних зерен был осуществлен изменением граничных условий при моделировании монокристалла. Это привело к изменению фрагментации сдвига в объеме кристалла и проявилось на уровне междислокационного взаимодействия.

Деформация системы нескольких зерен была смоделирована на объекте, представленном четырьмя зернами, полученными методом поэтапного осаждения. В качестве основных ориентаций зерен в направлении деформации были выбраны ори-

ентации зеренного агрегата выделенного элемента объема образца после наплавки. Деформация выделенного комплекса зерен была исследована методом молекулярной динамики. Результаты по реализации скольжения сравнили с картиной скольжения деформированного сжатием образца, полученного наплавкой. Установлено удовлетворительное согласие результатов. Совместная деформация нескольких зерен позволила выявить влияние границ зерен на процесс деформации. Обсуждается влияние морфологии зерен на закономерности деформации. При моделировании используется упрощенная геометрия границ, которая не может отразить все детали развития деформации.

Исследование выполнено в рамках программы исследований 20-72-10184 Российского научного фонда на 2020-2023 годы.

ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ 22К И 09Г2С

Никулин С.А., Рогачев С.О., Белов В.А., Шплис Н.В.

*НИТУ «МИСис», г. Москва, Россия,
nikulin@misis.ru*

Изучено влияние изменения структурного состояния при длительном высокотемпературном воздействии в аустенитной области на деградацию механических свойств низкоуглеродистых сталей 22К и 09Г2С при комнатной температуре испытания.

Стали 22К и 09Г2С для исследований взяты в состоянии поставки (лист толщиной 60 мм). Термическая обработка для стали 22К – нормализация, а для стали 09Г2С – закалка и высокий отпуск.

Склонность к росту зерна аустенита в сталях оценивали при нагреве до температуры 1200 °С с выдержкой в течение 3,7 ч с последующим охлаждением в воду. Размер зерна аустенита определяли по фотографиям микроструктуры, полученным с помощью оптического микроскопа AxioObserver D1m CarlZeiss при увеличении $\times 200$ по 20 полям зрения после травления шлифов в растворе пикриновой кислоты. Количественный анализ зеренной структуры проводили с использованием ПО Image Expert Pro 3.

Испытания на растяжение при комнатной температуре проводили на машине Zwick/Roell при скорости движения захватов 5 мм/мин. Для испытаний использовали цилиндрические образцы диаметром и длиной рабочей $\varnothing 4 \times 20$ мм, вырезанные из листа поперек направлению прокатки. Испытывали образцы до и после длительной высокотемпературной выдержки (по 3 образца на точку).

При комнатной температуре условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$) сталей 22К и 09Г2С исходного состояния составил 275 ± 9 и 400 ± 25 МПа, предел прочности (σ_b) составил 460 ± 8 и 540 ± 14 МПа, относительное удлинение (δ) составило 33 ± 3 и 28 ± 2 %, соответственно.

Выдержка при 1200 °С в течение 3,7 ч вызывает интенсивный многократный рост зерна аустенита и появление разноструктурности в обеих сталях. Такое изменение структуры, однако, не приводит к значимому изменению механических свойств при комнатной температуре для стали 22К, а для стали 09Г2С вызывает снижение предела текучести ($\sigma_{0,2}$) до 317 ± 8 МПа (в 1,3 раза) и повышение относительного удлинения (δ) до 35 ± 2 % (в 1,3 раза).

ПОВЕДЕНИЕ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЕМ ШТАМПОВОЙ СТАЛИ С РАПЭ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 450–750 °С

Кругляков А.А.¹, Рогачев С.О.², Никулин С.А.², Нгуен Хоан Суан²,
Лебедева Н.В.³, Панова Г.А.⁴

¹Научно-коммерческая фирма WBH, г. Берлин, Германия

²НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия

³НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей»,
г. Санкт-Петербург, Россия

⁴Санкт-Петербургский государственный морской технический университет,
г. Санкт-Петербург, Россия,

csaap@mail.ru

Штамповые стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации (стали с РАПЭ) отличаются склонностью к упрочнению за счёт температурно-силовых нагрузок на инструмент непосредственно при его эксплуатации (эффект Озерского-Круглякова), т.е. склонностью к горячему наклепу. Благодаря этому стали с РАПЭ могут эффективно использоваться для инструмента в процессе горячего прессования при температурах до 800 °С (например, для обработки давлением труднодеформируемых сплавов на медной основе).

В данной работе изучено влияние разных схем деформационно-термической обработки при горячей деформации растяжением на свойства штамповой стали с РАПЭ в интервале температур 450–750 °С, которые соответствуют реальным температурам эксплуатации инструмента. Исследовали новую экономно легированную штамповую сталь с РАПЭ типа 4X2H3M2Г4ФТБ (патент RU 2744584), разработанную на основе промышленной марки ЭП930, в которой никель был частично заменен марганцем.

Для деформационно-термической обработки использовали цилиндрические образцы стали общей длиной 60 мм, диаметр и длина рабочей части которых соответствовали Ø5×10 мм. Образцы изготавливали на токарном станке из горячекатаного прутка 15×15 мм после разупрочняющей термической обработки на твердость 320–340 HV. Деформационно-термическую обработку образцов проводили на установке физического моделирования термомеханических процессов Gleeble 3800.

Деформационно-термическая обработка включала следующие этапы:

(1) аустенизация при 1150 °С (гомогенизация для уменьшения степени неоднородности и растворения вторых фаз, присутствующих в стали исходного состояния);

(2) охлаждение до 450 °С, выдержка и последующая пластическая деформация – ТМО-1 и ТМО-3 (либо без пластической деформации – ТМО-2 и ТМО-4);

(3) нагрев (1 °С/с) с 450 до 750 °С, выдержка и последующая пластическая деформация (ТМО-1 и ТМО-2); либо охлаждение с температуры 450 °С до комнатной температуры с последующим быстрым (200 °С/с) нагревом до 750 °С и немедленная деформация (ТМО-3 и ТМО-4).

Деформацию при температурах 450 и 750 °С проводили по схеме растяжения (5 циклов, деформация на каждом цикле ~1–2 %, скорость деформации 0.1 с⁻¹) с записью истинных диаграмм деформации.

Рентгеновский фазовый анализ образцов после деформационно-термической обработки и ускоренного охлаждения до комнатной температуры проводили на ди-

фрактометре ДРОН 3М с использованием монохроматизированного излучения $\text{CoK}\alpha$.

Показано, что многократная (5 циклов) пластическая деформация при 450 °С обеспечивает существенное упрочнение стали – максимальное напряжение цикла $S_{\max}$ повышается с 217 до 330 МПа. В дальнейшем после медленного нагрева до температуры 750 °С (ТМО-1) прочность стали сначала понижается до $S_{\max} = 305$ МПа (на первом цикле), а при последующих 4-х циклах деформации повышается до 361 МПа, что почти на 10 % больше, чем после деформации при 450 °С. Таким образом, степень наклепа, полученная в ходе деформации при 450 °С, усиливается в ходе последующей деформации при температуре 750 °С. Полученный эффект обеспечит повышение прочности штампа непосредственно в процессе горячего прессования и позволит его использовать для эффективного управления ресурсом штампового инструмента.

При реализации схемы деформационно-термической обработки без предварительной деформации при 450 °С (ТМО-2), упрочнение стали в процессе деформации при 750 °С проявляется значительно слабее – $S_{\max}$ повышается только до 283 МПа.

Иное поведение стали наблюдается при реализации схем деформационно-термической обработки с промежуточным охлаждением после деформации при температуре 450 °С с последующим быстрым (200 °С/с) нагревом до 750 °С (ТМО-3). В этом случае уровень упрочнения уже на первом цикле деформации при 750 °С значительно превышает уровень упрочнения, достигнутый на последнем цикле в процессе деформации при 450 °С (526 и 330 МПа соответственно). При последующих 4-х циклах деформации при 750 °С уровень упрочнения остается почти неизменным ($S_{\max}$ слабо повышается – до 540 МПа).

Таким образом, аустенизация при 1150 °С, предварительная деформация при 450 °С с последующим охлаждением до комнатной температуры и быстрым нагревом до 750 °С приводит к стабилизации состояния горячего наклепа и обеспечивает наибольшее упрочнение стали при высоких температурах. В отсутствие предварительной деформации при 450 °С (ТМО-4), упрочнение стали в процессе циклической деформации при 750 °С также наблюдается и достигает 502 МПа, что немного меньше, чем в случае реализации схемы с предварительной деформацией при 450 °С.

Согласно данным дилатометрического анализа, после гомогенизации при температуре 1150 °С и охлаждения до 450 °С сталь сохраняет структуру 100 % аустенита. Таким образом, деформация стали при 450 °С осуществлялась в полностью аустенитном состоянии. Очевидно, что аустенитная структура сохраняется и после медленного нагрева на температуру 750 °С. Однако, после деформации при 450 °С и охлаждения до комнатной температуры в структуре стали присутствует только около 15 % остаточного аустенита. Следовательно, последующая деформация при 750 °С после быстрого нагрева осуществлялась в стали с двухфазной ($\alpha + \gamma$) структурой, т.к. ускоренный нагрев затрудняет $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение. Таким образом, деформация стали с двухфазной структурой при температуре 750 °С обеспечивает большее упрочнение стали с РАПЭ при температуре деформации, по сравнению с деформацией стали с полностью аустенитной структурой.

СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Al_4Ca В СПЛАВЕ $Al-18\%Ca$ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Наумова Е.А.^{1,2}, Рогачев С.О.¹, Сундеев Р.В.³

¹НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия

²ФГБОУ ВО «МГТУ «СТАНКИН»,

г. Москва, Россия

³Российский технологический университет (МИРЭА),

г. Москва, Россия,

csaap@mail.ru

Изучено влияние деформации методом кручения под высоким давлением (КВД) в камере Бриджмена на фазовый состав, структуру и свойства сплава $Al-18\%Ca$. Плавка сплава $Al-18\%Ca$ проводилась из чистого Al марки А99 и металлического Ca в электрической печи сопротивления фирмы LAC при температуре $800\text{ }^{\circ}C$. Перед деформацией полученный слиток отжигали при температуре $550\text{ }^{\circ}C$ в течение 3 часов в электрической муфельной печи фирмы SNOL 8,2/1100. Структура сплава $Al-18\%Ca$ состояла из интерметаллида Al_4Ca с объемной долей почти 70% и выроджденной эвтектики $[(Al)+Al_4Ca]$.

КВД-деформации подвергали дискообразные образцы сплава диаметром 8 мм и исходной толщиной 0.7 мм, при комнатной температуре, давлении $P = 6\text{ ГПа}$ и числе оборотов $N = 5$. КВД проводили в стесненных условиях, т.е. образец помещали в профилированное отверстие глубиной 0.3 мм, расположенное в нижней вращающейся наковальне.

Обработка образцов методом КВД с числом оборотов $N = 5$ привела к заметным изменениям в их микроструктуре: округлые кристаллы соединения Al_4Ca вытянулись и закрутились в направлении деформирования, подобно пластичному твердому телу. В то же время отдельные эвтектические частицы фазы Al_4Ca раздробились до размеров, не превышающих 1 мкм, и более равномерно распределились в объеме образца. Установлено, что даже после 5-ти оборотов КВД дополнительное упрочнение сплава невелико и не превышает 30–40 HV.

Исследование тонкой структуры образцов после 5-ти оборотов КВД с помощью ПЭМ показало, что структура интерметаллида Al_4Ca , в основном, субзеренная с большим количеством дефектов кристаллического строения, размер субзерен преимущественно 10–50 нм; некоторое количество субзерен достигает 80 нм. При этом размер субзерен алюминия на порядок больше (от 0.5 до 1 мкм).

Таким образом, известная из литературных источников высокая технологичность в процессе горячей и холодной деформации сплавов системы $Al-Ca$ может проявляться не только из-за наличия нестабильной эвтектической структуры $[(Al)+Al_4Ca]$, но и пластической деформации самих частиц Al_4Ca . Это принципиально отличает интерметаллид Al_4Ca от других эвтектических интерметаллидов в алюминиевых сплавах, которые в подавляющем большинстве отличаются повышенной хрупкостью.

The work was carried out with financial support from Russian Science Foundation (Grant № 20-19-00746).

ИССЛЕДОВАНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ α -Ga₂O₃ МЕТОДОМ НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ

¹Гузилова Л.И., ²Гращенко А.С., ¹ Николаев В.И.,

¹ ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

² ИПМаш РАН, Санкт-Петербург, Россия

Оксид галлия (Ga₂O₃) – широкозонный полупроводниковый материал, обладающий высокими теплопроводностью, химической и радиационной стойкостью [1-3]. Благодаря этим свойствам в перспективе он может использоваться в конструкциях силовых приборов и оптоэлектронных устройств, газовых датчиков, УФ-фотоприемников и космической техники [1-3]. Оксид галлия обладает полиморфизмом: так различают термически стабильный β -полиморф, по многим параметрам уступающий α -Ga₂O₃, который имеет наиболее широкую запрещенную зону и становится стабильным при высоком давлении [2]. Благодаря высокой радиационной стойкости α -Ga₂O₃ [5], перед ним открывается перспектива его использования в приборах, эксплуатирующихся в различных химически- и радиационно-агрессивных средах, например, в условиях космического γ -излучения. Данная работа посвящена исследованию механических свойств данного материала, сведений о которых практически нет в литературе. Вместе с тем эти свойства крайне важны, поскольку в полупроводниковой технологии существуют операции и механического характера, такие как резка, шлифовка и полировка пластин. Данные о прочности требуются и для определения эксплуатационных параметров приборов.

В работе исследовались эпитаксиальные слои α -Ga₂O₃, полученные в процессе хлоридной газовой эпитаксии (англ. Halide Vapour Phase Epitaxy или HVPE) [6]. Полученные образцы были структурно однородны и имели толщину до 11 мкм. Данные рентгеновской дифракции показывают, что эпитаксиальные слои α -Ga₂O₃ имеют также ориентацию (0001) [6].

Для исследований использовался нанотвердомер NanoTest. Для достоверности результатов в методике индентирования покрытий требуется выполнение следующего условия - глубина, на которую происходит вдавливание индентора в поверхность, не должна превышать 10 % от толщины слоя, что позволяет избежать влияния подложки на получаемые результаты. Расчет H и E производится по методу Оливера-Фарра [7].

В результате проведенных исследований были получены следующие результаты:

(1) определена твердость H и модуль упругости E эпитаксиальных слоев (0001) α -Ga₂O₃, выращенных на сапфировых подложках базисной ориентации (0001), среднее значение которых составило $H = 17 \pm 2$ ГПа и $E = 281 \pm 21$ ГПа в диапазоне нагрузок 50-100 мН. Оказалось, что у α -Ga₂O₃ значения $H=17$ ГПа, $E=281$ ГПа выше, чем у β -Ga₂O₃, где $H_{[010]}=6$ ГПа, $H_{[100]}=8.9$ ГПа, $H_{[\bar{2}01]}=12.5$ ГПа $E=234$ ГПа [8-10]. Отмечено, что зарождение трещин в эпитаксиальном слое α -Ga₂O₃, сброс напряжений на кривой нагружения, происходит также и при более высоких нагрузках, чем в монокристаллической пластине и эпитаксиальном слое β -Ga₂O₃ [10,11]. Большую прочность и твердость α -Ga₂O₃ можно объяснить тем, что структура корунда более плотноупакованная, чем у моноклинного β -Ga₂O₃, что подтверждается и измерением плотности этих полиморфов [12,13].

(2) при наноиндентировании α -Ga₂O₃ наблюдался «pop-in» эффект (рис.1). Данное явление в хрупких материалах связывают с процессом релаксации напряже-

ний на отдельных этапах нагружения и зарождения и развития трещин в результате скопления дислокаций [14]. После снятия нагрузки по всей поверхности α -Ga₂O₃ действительно было обнаружено наличие сетки трещин по всему образцу (рис.2), Развитие трещин обусловлено высокими напряжениями в исходном гетероэпитаксиальном слое, наноиндентирование лишь инициирует их релаксацию.

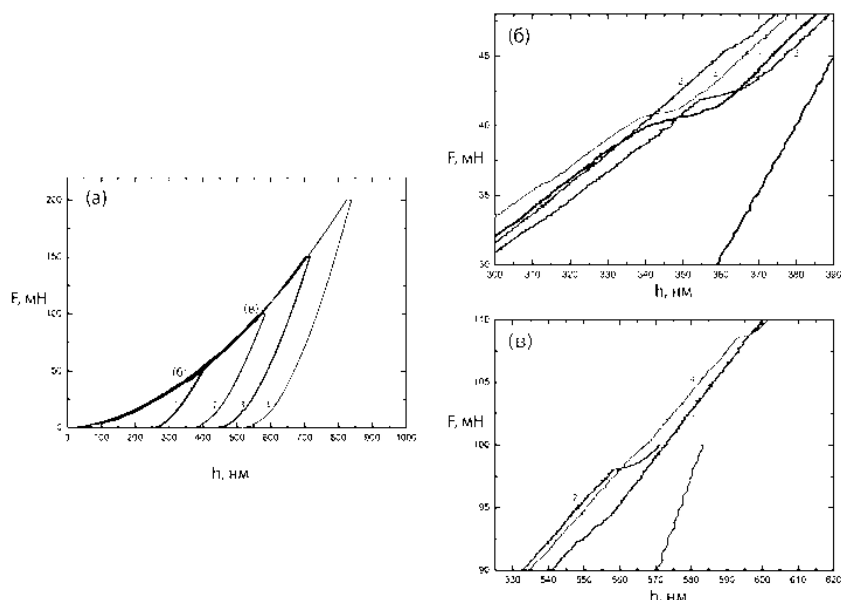


Рис. 1. Зависимости силы F вдавливания от глубины проникновения индентора h в приповерхностный слой α -Ga₂O₃: а – кривые нагружения при максимальной нагрузке 50 мН (1), 100 мН (2), 150 мН (3), 200 мН (4); б, в – увеличенная область зависимостей (а)

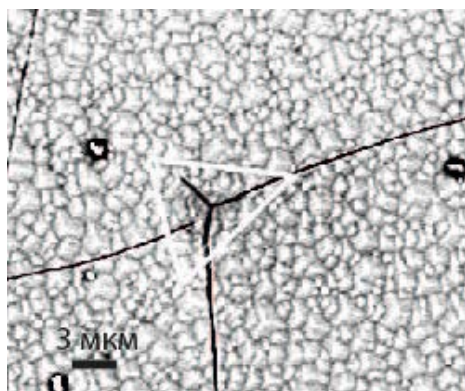


Рис. 2. РЭМ-изображение отпечатка, оставленного индентором после снятия нагрузки $F_{\max}=100$ мН, на поверхности (0001) эпитаксиального слоя α -Ga₂O₃/Al₂O₃.

1. Pearton S.J., Yang J., Cary P.H., et al. *Applied Physics Review*. 2018;5(1): 011301.
2. Nikolaev V.I., Stepanov S.I., Romanov A.E., et al. *Single Crystals of Electronics Materials. Growth and Properties*. 2019. p.487-521.
3. Guo D., Guo Q., Chen Z., et al. *Materials Today Physics*. 2019;11: 100157.
4. Hazdra P., Popelka S. *Physica Status Solidi (A)*. 2017. V. 214. N. 4. P. 1600447.
5. Bauman D.A., Borodkin A.I., Petrenko A.A., et al. *Acta Astronautica*. 2021;180: 125-129.
6. Печников А.И., Степанов С.И., Чикиряка А.В., и др. *ФТП*. 2019;53(6): 789-792.
7. Oliver W.C. *Journal of Material Research*. 2004;19(1): 3-20.
8. Vllora E.G., Arjoca S., Shimamura K., et al. *Proc. of SPIE*. 2014;8987: 89871U.
9. Mu W., Jia Z., Yin Y., et al. *Journal of Alloys and Compounds*. 2017;714: 453-458.
10. Гузилова Л.И., Гращенко А.С., Печников А.И., и др. *МРМ*. 2016;29(2): 166-171.
11. Wu Y.Q., Gao S., Huang H. *Materials Science in Semiconductor Processing*. 2017;71: 321–325.
12. Schewski R., Wagner G., Baldini M., et al. *Appl. Phys. Express*. 2015;8(1): 11101.
13. He H., Orlando R., Blanco M.A., et al. *Phys. Rev. B*. 2006;74(19): 195123.
14. Fang X., Bishara H., Ding K., et al. *J. Am. Ceram. Soc.* 2021: 1–14 [Preprint].

ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Аксёнова К.В.¹, Громов В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.², Полевой Е.В.³

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,
19krestik91@mail.ru

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск

³АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»,
Новокузнецк

Целью настоящей работы является исследование свойств и механизмов упрочнения рельсов при длительной эксплуатации на железной дороге (пропущенный тоннаж 1000 млн. т брутто).

Деформация рельсовой стали в исходном состоянии после дифференцированной закалки сжатом воздухом осуществлялась одноосным сжатием образцов размерами 5х5х10 мм³ при комнатной температуре на машине типа «Instron» со скоростью 10⁻² с⁻¹ при автоматической записи нагрузки и размеров образца. Характерный вид кривой деформационного упрочнения рельсовой стали приведен на рис. 1, а. Математическая обработка кривых деформационного упрочнения показывает, что зависимость σ - ε имеет параболический вид и описывается полиномом четвертой степени.

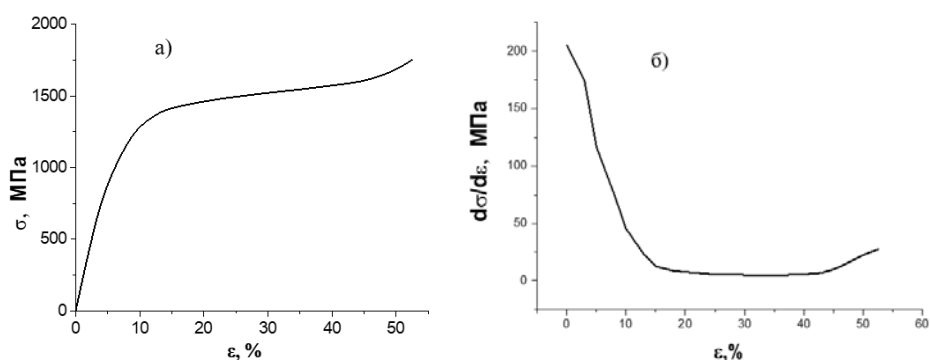


Рис. 1. Кривая деформационного упрочнения (а) и зависимость коэффициента деформационного упрочнения (б) от степени деформации рельсовой стали

Анализируя приведенную на рис. 1, б зависимость коэффициента деформационного упрочнения $\theta = \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}$, можно выделить две стадии деформационного упрочнения стали: стадию с параболической зависимостью σ - ε или убывающим коэффициентом упрочнения θ и стадию со слабо изменяющимся и низким значением коэффициента упрочнения. Переход от первой стадии ко второй наступает в интервале степени деформации $\varepsilon = 15 \dots 20\%$. Разрушение испытываемых образцов рельсовой стали происходило при $\varepsilon = (0,42 \dots 0,52)$ путем хрупкого скола под углом ≈ 45 градусов к оси деформации с образованием нескольких крупных осколков.

Используя результаты количественного анализа структуры стали и уравнения, приведенные в [1], были проведены оценки вкладов структурных элементов в предел текучести металла рельсов. В объеме стали, расположенном на глубине ≈ 10 мм, основным механизмом упрочнения является дислокационный, обусловленный дислокациями, расположенными квазиравномерно в объеме зерен (структурный параметр

– скалярная плотность дислокаций), и дислокационными зарядами (дислокациями одного знака, приводящими к искажению кристаллической решетки материала; структурный параметр – избыточная плотность дислокаций одного знака). В объеме материала, прилегающему к рабочей поверхности, ситуация существенным образом изменяется: основными механизмами упрочнения материала теперь являются субструктурный (фрагментация стали, формирование субграниц) механизм и механизм, обусловленный упругими искажениями кристаллической решетки материала вследствие несовместности деформации соседних зерен, колоний перлита, субзерен, включений карбидной фазы и α -матрицы.

Анализируя результаты, приведенные на рис. 2, а, отметим, что аддитивный предел текучести рельсов в области поверхности катания после пропущенного тоннажа 500 млн. тонн брутто и 1000 млн. тонн брутто изменяется подобным образом, а именно, достигает максимальных значений на поверхности катания и быстро снижается при увеличении расстояния от поверхности катания вдоль осевой линии. При этом аддитивный предел текучести металла рельсов после пропущенного тоннажа 500 млн. тонн брутто выше предела текучести металла рельсов, формирующегося после пропущенного тоннажа 1000 млн. тонн брутто.

Профиль микротвердости металла после пропущенного тоннажа 500 млн. тонн брутто изменяется подобно изменению теоретически рассчитанного предела текучести соответствующего материала (рис. 2, б, кривая 1). Изменение величины микротвердости, измеренной на эксперименте, в крайних точках профиля составляет $\approx 1,5$; в случае предела текучести, выявленного на основании теоретических оценок, $\approx 2,2$.

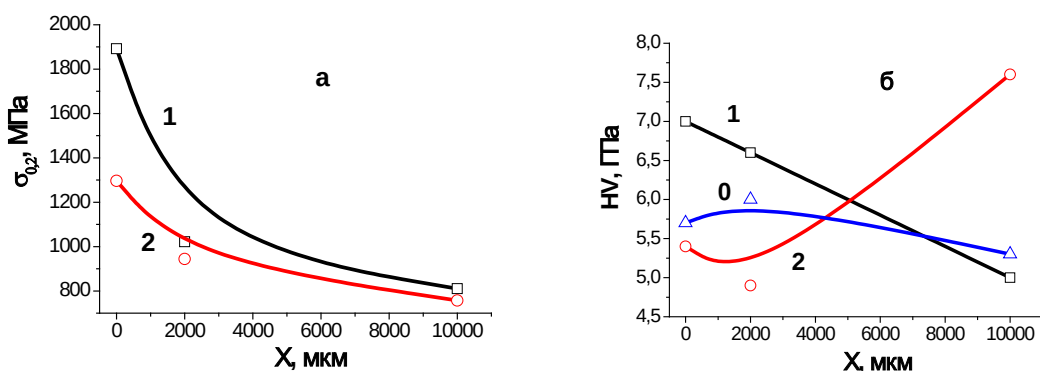


Рис. 2. Зависимость от расстояния X от поверхности катания рельса средней микротвердости HV (б) и теоретически рассчитанного предела текучести (а).

Кривая 0 – исходное состояние рельсов, 1 – после пропущенного тоннажа 500 млн. тонн, 2 – 1000 млн. тонн

Увеличение пропущенного тоннажа до 1000 млн. тонн брутто приводит к некоторому (в $\approx 1,4$ раза) разупрочнению поверхностного слоя металла поверхности катания рельсов (рисунок 4, б, кривая 2). Одной из основных причин разупрочнения поверхности катания рельсов после пропущенного тоннажа 1000 млн. тонн, выявленного при построении профиля микротвердости, может быть образование в поверхностном слое большого количества микропор и микротрещин.

1. Иванов Ю.Ф., Корнет Е.В., Козлов Э.В., Громов В.Е. Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения. Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2010. 174 с.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ СПЛАВА АД33

Калиненко А.А., Высоцкий И.В., Малофеев С.С., Миронов С.Ю.

НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия,
kalinenko@bsu.edu.ru

В данной работе было изучено влияние температурного режима сварки трением с перемешиванием (СТП) на термическую стабильность сварных соединений термически упрочняемого алюминиевого сплава АД33. СТП представляет собой инновационную технологию [1] твердофазного соединения металлических материалов, которая позволяет получать неразъемные соединения материалов, которые традиционно считаются не свариваемыми, в частности, алюминиевых сплавов [2-5]. К сожалению, существенным недостатком СТП является относительно низкая стабильность микроструктуры сварных швов против аномального роста зерен в ходе последующей термической обработки. Этот нежелательный феномен обычно трактуется в рамках так называемой «ячеистой» теории Хамфри, в соответствии с которой аномальное поведение материалов связано с существенным измельчением микроструктуры, а также растворением частиц вторичных фаз, которые обычно имеют место в ходе СТП. Поскольку оба этих процесса существенно зависят от температуры, то в данной работе было предположено, что термическая стабильность СТП-швов должна быть связана с термическим режимом СТП. Для проверки этой гипотезы было получено два сварных соединения при различных термических условиях, а затем исследовано их микроструктурное поведение в ходе стандартной термической обработки по режиму Т6 (включавшей в себя обработку на твердый раствор, закалку и последующее искусственное старение). Для проведения микроструктурных исследований был привлечен передовой метод ориентационной микроскопии (так называемый, EBSD анализ). В полном соответствии с исходным предположением, было показано, что эволюция микроструктуры в двух исследованных микроструктурных состояниях существенно различается. В частности, было установлено, что снижение температуры СТП способствует подавлению аномального роста зерен. Было предположено, что повышенная термическая стабильность материала связана с сохранением частиц вторичных фаз при низкотемпературной СТП.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда, проект № 19-49-02001

1. Mishra R. S., Ma Z. Y. Friction stir welding and processing //Materials science and engineering: R: reports. – 2005. – Т. 50. – №. 1-2. – С. 1-78.
2. Vysotskiy I. et al. Pre-strain rolling as an effective tool for suppression of abnormal grain growth in friction-stir welded 6061 aluminum alloy //Materials Science and Engineering: A. – 2018. – Т. 733. – С. 39-42.
3. Cerri E., Leo P. Influence of high temperature thermal treatment on grain stability and mechanical properties of medium strength aluminium alloy friction stir welds //Journal of Materials Processing Technology. – 2013. – Т. 213. – №. 1. – С. 75-83.
4. Vysotskiy I. et al. Effect of pre-strain path on suppression of abnormal grain growth in friction-stir welded 6061 aluminum alloy //Materials Science and Engineering: A. – 2019. – Т. 760. – С. 206-213.

ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ ПОРОШКОВ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА

Ланцев Е.А., Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Сметанина К. Е.,
Мурашов А.А., Востоков М.М.

*Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет
им. Н.И. Лобачевского,
Нижний Новгород, Россия,
elancev@nifti.unn.ru*

Целью работы являлось исследование особенностей уплотнения, структуры и свойств ультрамелкозернистых керамик на основе карбида вольфрама, полученных методом электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС).

В качестве объектов исследования выступали нанопорошки монокарбида α -WC, полученные методом плазмохимического синтеза с последующим восстановительным отжигом в водороде при различных температурах (1000 °C, 1 ч для нанопорошков №3 и ~1050 °C, 3 ч для нанопорошков №4). Более низкая температура восстановительного отжига способствовала наличию в составе нанопорошка №3 частиц вольфрама α -W. В качестве объектов сравнения использовались промышленные микронные порошки монокарбида вольфрама α -WC производства Кировоградского завода твердых сплавов (Россия). Промышленные порошки имели средний размер частиц по Фишеру равный 3 мкм (порошок №1) и 0.8 мкм (порошок №2). Компактирование образцов диаметром 12 мм и высотой $h = 4$ мм проводилось методом ЭИПС при помощи установки «Dr. SINTER model SPS-625» (SPS SYNTEX INC. Ltd.). При спекании по Режиму I образцы нагревались со скоростью 50 °C /мин до температуры спекания T_s с последующим охлаждением в свободном режиме. Выдержка при температуре T_s отсутствовала. Величина приложенной нагрузки составляла 70 МПа. Температура измерялась оптическим пирометром, сфокусированным на поверхности графитовой пресс-формы. Точность определения температуры составляла ± 20 °C. С помощью дилатометра входящего в состав установки Dr. Sinter model SPS-625 фиксировалась зависимость усадки и скорости усадки от температуры. При спекании по Режиму II изотермические выдержки длительностью 60 мин проводились при трех температурах, соответствующих стадии интенсивной усадки в режиме непрерывного нагрева. Спекание проводилось при давлении 70 МПа. Скорость нагрева до температуры изотермической выдержки составляла 25 °C /мин. В процессе спекания контролировалась зависимость усадки (L) и скорости усадки (S) от времени выдержки при заданной температуре.

Твердость и трещиностойкость керамик измерялись с помощью микротвердомера Qness A60+. Исследования структуры проводилось на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6490 с энергодисперсионным микроанализатором Oxford Instruments INCA 350. Рентгенофазовый анализ (РФА) проводился при помощи дифрактометра Shimadzu XRD-7000 ($\text{CuK}\alpha$, шаг сканирования 0.04° , время экспозиции в точке 2 с). Качественный фазовый анализ проводился в программе «Diffraс.EVA». Количественный анализ проводился методом Ритвельда. Точность определения объемной доли фаз составляла ~0.2%.

Идентификация механизмов уплотнения проводилась на основе анализа температурных зависимостей усадки. Показано, что спекание порошков чистого карбида вольфрама состоит из трех стадий: стадия I – низкотемпературное уплотнение до 50% относительной плотности; стадия II – уплотнение при средних температурах

нагрева до 75-80% относительной плотности; стадия III – высокотемпературного уплотнения до достижения образцами максимально возможной плотности. Увеличение размера исходных частиц карбида вольфрама в составе порошков, а также добавка 1% чистого вольфрама в состав плазмохимических порошков сдвигает температурно-временные интервалы уплотнения в сторону больших температур, а также уменьшает абсолютное значение усадки прессовок.

Процесс высокоскоростного спекания карбида вольфрама можно представить в виде последовательной смены следующих механизмов: перегруппировка частиц при пониженных температурах (Стадия I) → спекание частиц за счет зернограницной диффузии (Стадия II) → спекание за счет диффузии в кристаллической решетке (Стадия III-1) → спекание в условиях интенсивного роста зерен (Стадия III-2). Процесс распада частиц монокарбида вольфрама на α -WC и W_2C минимизирован за счет высокой скорости нагрева и малой концентрации кислорода в порошках.

Установлено, что энергия активации высокоскоростного спекания слабо зависит от величины исходного размера частиц карбида вольфрама, а также от фазового состава исходных порошков – эти параметры оказывают наиболее существенное влияние на длительность и температурно-временной интервал стадий спекания, а также на величину плотности (усадки), при которой происходит смена механизмов диффузии, определяющих интенсивность усадки на каждой из стадий спекания. Так энергии активации Стадии II для исследуемых порошков составили 8-12 кТм (~210-310 кДж/моль) и оказались близки к энергии активации диффузии углерода по границам зерен карбида вольфрама. Энергия активации спекания на Стадии III-1 (14-15 кТм ~ 350-380 кДж/моль) оказывается заметно больше энергии активации ЭИПС на Стадии III-2 (6-7 кТм ~ 155-180 кДж/моль). Отметим, что энергия активации ЭИПС на Стадии III-1 соответствует энергии активации объемной диффузии (~368 кДж/моль). Энергия активации на Стадии III-2 достаточно типична для энергии активации спекания карбида вольфрама в случае доминирования зернограницной диффузии и интенсивного роста зерен, а также близка к энергии активации ползучести карбида вольфрама в данном интервале температур (250 кДж/моль). Увеличение размера частиц карбида вольфрама смещает температурно-временные интервалы уплотнения в сторону больших температур, а также уменьшает максимальное значение усадки и скорости усадки керамик.

Установлено, что при высокоскоростном электроимпульсном плазменном спекании происходит науглероживание поверхностного слоя образцов карбида вольфрама, что приводит к различиям в фазовом составе и твердости поверхностной и центральной областей спеченных керамик. Обобщение полученных результатов показывает, что в центральной части сечения образца, обладающей повышенной твердостью и пониженной трещиностойкостью, присутствует частицы W_2C . Науглероживание поверхностного слоя при ЭИПС приводит к повышению трещиностойкости керамик, а также отсутствию частиц W_2C .

Работа выполнена при поддержке РФФИ №20-33-90214.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИЯ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ ГИДРОЭКСТРУЗИИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Комкова Д.А.*, Калонов А.А., Антонова О.В., Волков А.Ю., Глухов А.В.

*Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,
komkova_d@imp.uran.ru*

В последние годы всё больше внимания уделяется разработке новых методов получения прутков и проволок из магния и его сплавов. Такие образцы представляют немалый интерес для медицины в качестве конструкционных материалов для стентов, хирургических скоб. Однако магний и его сплавы при низких температурах обладают малой пластичностью. Одним из методов получения магниевых прутков является гидроэкструзия (ГЭ) металла. ГЭ позволяет получать длинные прутки и профили из магниевых сплавов. Однако в большинстве случаев деформация осуществляется при температуре выше 100°C: более низкие температуры приводят к разрушению образца. Снижение температуры деформации может способствовать формированию мелкозернистой структуры и улучшению механических свойств.

В работе показана возможность получения магниевых прутков методом ГЭ при комнатной температуре. Для реализации метода образец крупнозернистого магния (размер зерна: до 30 мм в длину и 5 мм в ширину) в виде цилиндра диаметром 10 мм и высотой 70 мм помещается внутрь толстостенной оболочки, которая обеспечивает всестороннее сжатие в процессе деформации и предотвращает растрескивание образца. Общий диаметр такой сборки – 20 мм. Сборка экструдирована через матрицу диаметром 10 мм с последующим разрушением оболочки. Полученный после первого прохода прутки диаметром 5 мм имеет средний размер зерна 5 мкм и обладает высокой пластичностью для дальнейшей деформации уже без оболочки. Конечный диаметр прутка после 3 этапов гидроэкструзии – 2 мм (истинная деформация $\epsilon \sim 3.2$) при размере зерна 2-3 мкм, при этом образуется острая аксиальная текстура. Пруток демонстрирует хорошие свойства по результатам механических испытаний: предел текучести 2-мм прутка достигает 111 МПа, предел прочности – 182 МПа и удлинение до разрыва составляет 19%.

В работе исследовано влияние отжигов в диапазоне от 150°C до 350°C на структуру и свойства магниевых прутков. Обнаружено, что после низкотемпературных обработок в области 150 – 200°C отмечается улучшение механических свойств: предел текучести достигает 145 МПа при высокой пластичности. Такой эффект связывают с процессами самоблокировки дислокаций при низкотемпературном отжиге предварительно деформированного магния. При увеличении температуры отжига отмечается рост зерна, что сказывается на характере излома после испытаний на растяжение и приводит к ухудшению механических характеристик.

Полученные результаты представляют интерес для разработки новых методов и режимов обработки магния и его сплавов с целью повышения прочности и пластичности материала.

Работа выполнена в рамках государственного задания (тема «Давление» № АААА-А18-118020190104-3) и молодёжного научного проекта ИФМ УрО РАН № м 31-21.

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЧАСТИЦАМИ TiN ОКСИДНЫХ СЛОЕВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ОКСИДИРОВАНИЯ НА СИЛУМИНАХ

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

*Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти,
euletech13@gmail.com*

Алюминиевые сплавы являются одними из наиболее важных конструкционных материалов, а их применение в машиностроении и аэрокосмической отрасли неуклонно растет, и, по прогнозам, к 2025 году на каждое автотранспортное средство будет приходиться до 250 кг и более алюминиевых сплавов в зависимости от типа изделия [1]. Наиболее применяемыми в отрасли литейными сплавами являются алюминивно-кремниевые сплавы (силумины) систем Al-Si-X, составляющие до 90% всей производимой в мире алюминиевой литейной продукции [1,2]. Несмотря на множество преимуществ (жидкотекучесть, обрабатываемость резанием, удельная прочность), применение силуминов в ряде приложений ограничено в связи с недостаточностью поверхностных свойств. Поэтому для достижения требуемых износостойкости и коррозионной стойкости необходимо применение методов инженерии поверхности [3], среди которых выгодно выделяется метод плазменно-электролитического оксидирования (ПЭО), позволяющее создать поверхностный оксидный слой, обладающий высокими защитными свойствами. Однако кремний силуминов негативно влияет на свойства оксидных слоев [4]. Преодолеть этот недостаток можно путем добавления в электролит нерастворимых наночастиц различных веществ. В частности, перспективно модифицирование оксидного слоя нитридом титана TiN, успешно применяющимся в качестве покрытий режущих инструментов, антикоррозионных и декоративных покрытий.

Цель работы – выявить влияние различных концентраций и размеров частиц TiN, добавляемых в электролит, на твердость, износостойкость и коррозионную стойкость слоев, полученных методом ПЭО на силуминах. Оксидные слои получали на силуминах АК9М2 и АК12оч (ГОСТ 1583–93) после термообработки по режиму Т6 (8) [4]. Частицы TiN в виде наноразмерного (n-TiN, средняя дисперсность APS ≈ 400 нм) и микронного (m-TiN, средняя дисперсность APS $\approx 2,5$ мкм) порошков добавляли в электролит в концентрациях 0–2,5 г/л. ПЭО проводили в щелочно-фосфатно-силикатном электролите при частоте тока и плотности тока 500 Гц 33 ± 1 А/дм² соответственно. Износостойкость оценивали по ASTM G133-99 (Type A). Коррозионную стойкость в растворе 3,5 масс. % NaCl оценивали методами импедансной спектроскопии и потенциодинамической поляризации. Также измеряли толщину и твердость по Виккерсу (HV0.1) оксидных слоев.

Для всех вариантов концентрации и среднего размера добавляемых частиц выявлено повышение производительности формирования оксидного слоя в 1,5–2 раза – время достижения средней толщины оксидного слоя 100 мкм снижается со 100–110 минут до 50–60 минут. Выявлено снижение износа и повышение средней твердости оксидных слоев, полученных в электролите с добавкой частиц TiN. При твердости оксидных слоев 742 и 656 МПа для базовых вариантов без добавок АК9М2 и АК12оч соответственно, с добавкой частиц наноразмерного диапазона (n-TiN) средняя твердость оксидных слоев выросла до 1142 МПа (экстремума по твердости для 0,5 г/л n-TiN) на АК9М2 и 934 МПа для 2,5 г/л n-TiN на АК12оч. При этом для микронного диапазона размеров (m-TiN) также выявлено повышение средней твердости

для обоих сплавов до 850 МПа для АК9М2 и 760 МПа для АК12оч, слабо зависящее от концентрации микронной добавки TiN.

Для базовых вариантов оксидных слоев на АК9М2 и АК12 величины линейной интенсивности изнашивания составили 0,73 мкм/м и 0,124 мкм/м, а массового приведенного износа – 337 нг/(Н*м) и 468 нг/(Н*м). Добавление в электролит 0,5 г/л n-TiN привело к снижению величин линейной интенсивности изнашивания практически вдвое – до 0,48 мкм/м и 0,66 мкм/м для АК9М2 и АК12оч соответственно, а приведенного массового износа – до 178 и 196 нг/Н*м соответственно. Повышение концентрации до 2,5 г/л n-TiN снизило положительный эффект, и на образце АК12оч произошло разрушение оксидного слоя до подложки для всех четырех дорожек во время испытаний. Учитывая высокую твердость этого оксидного слоя (>900 МПа), можно полагать, что твердые продукты износа усиливают абразивный износ, а также сколы оксидного слоя. Твердость и износостойкость, в свою очередь, не связаны между собой прямо пропорционально. Добавление 2,5 г/л m-TiN в электролит снизило величины линейной интенсивности изнашивания и массового приведенного износа на АК9М2 и АК12оч до 0,55 мкм/м и 0,76 мкм/м и 225 нг/(Н*м) и 146 нг/(Н*м) соответственно.

Для АК9М2 добавка n-TiN привела к снижению плотности тока коррозии i_{corr} до $5,46 \cdot 10^{-8}$ А/см² относительно базового варианта слоя ($7,72 \cdot 10^{-8}$ А/см²). Для остальных случаев добавка частиц TiN в электролит не оказала существенного влияния на плотность тока коррозии. Введение частиц обоих размеров и во всех концентрациях привело к снижению модуля импеданса $|Z|_{f=0,01 \text{ Гц}}$ от 1,5 до 12 раз относительно базового значения ($3,57 \cdot 10^5$ Ом*см²). Потенциал открытой цепи ОСР, мВ, за исключением 2,5 г/л m-TiN на АК9М2 (-369 мВ) стал более отрицательным по сравнению с базовым оксидным слоем (-456 мВ) для всех вариантов концентраций и средних размеров частиц.

Добавка наночастиц TiN в электролит при ПЭО силуминов оказала положительное влияние на механические свойства оксидных слоев и производительность их формирования, однако отрицательно сказалась на их коррозионной стойкости.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 21-19-00656).

Список литературы

1. Roger N. Lumley. Fundamentals of Aluminium Metallurgy. Woodhead Publishing, Elsevier. 2018. 592 p.
2. M. Glazoff, A.Khvan, V. Zolotarevsky, N. Belov, A. Dinsdale. Casting Aluminum Alloys // Butterworth-Heinemann, Elsevier Ltd. 2018. 562 p.
3. Инженерия поверхности деталей / ред. Суслов А.Г. Москва: Машиностроение, 2008. 320 p.
4. Krishtal, M.M. Effect of Structure of Aluminum-Silicon Alloys on the Process of Formation and Characteristics of Oxide Layer in Microarc Oxidizing // Metal Science and Heat Treatment. 2004. v. 46. P. 377–384 (2004).

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ СИНТЕЗА ВОЛЬФРАМОКОБАЛЬТОВЫХ ИЗДЕЛИЙ С ФУНКЦИОНАЛЬНОЙ ГРАДАЦИЕЙ СВОЙСТВ

Жадяев А.А.^{1,2}, Захаров Д.А.²

¹ Самарский государственный технический университет,
Самара, Россия,

alexander-zhadyaev@yandex.ru

² АО «Волгабурмаш», Самара, Россия,
zaharov.dmi@yandex.ru

В XX веке, благодаря фундаментальным исследованиям в области металловедения, быстро растет число сплавов, обладающих специфическими свойствами.

При создании новых изделий всегда ставится цель повышения эффективности и качества известных, существующих изделий. [1]

Важнейшей характеристикой поведения конструкционных материалов является их трещиностойкость (вязкость разрушения), т.е., способность сопротивляться развитию трещин. [2]

Одним из видов такого материала стали твердые сплавы на основе WC-Co изготавливаемые методом порошковой металлургии.

Порошки карбидов смешивают с порошком кобальта, выполняющего роль связки, прессуют и спекают при 1400-1550°C. В результате чего кобальт растворяет часть карбидов и плавится. В результате получается плотный материал, структура которого на 80-95% состоит из карбидных частиц, соединенных связкой. Увеличение содержания связки вызывает снижение твердости, но повышает прочность и вязкость [2].

Условия спекания карбида вольфрама могут быть подобраны таким образом, чтобы один и тот же сплав имел различные свойства по своему объему. Комбинированные карбиды с функциональными градиентами сочетают в себе жесткость и прочность, в одном изделии. Наиболее распространенными градиентными карбидами являются так называемые градиенты без γ -фазы (несколько микрометров), используемые в металлорежущей промышленности, и микроградиенты с одновременным обеднением поверхности (сотни микрометров), используемые в горном инструменте. Другие градиенты направлены на обогащение поверхности цементированного карбида с γ -фазой, который может быть использован для улучшения адгезии дальнейших покрытий при обработке металлических и неметаллических материалов. [3]

Следовательно, очень важной задачей является контроль атмосферы спекания при изготовлении градиентных структур карбидов. Все технологически значимые градиенты являются следствием корректировки состава карбида вольфрама и условий спекания (время, температура, атмосфера, давление). для достижения желаемых микроструктур. [4]

Твердые сплавы могут иметь градиенты не только в микроскопических условиях, но также и в макромасштабе (который простирается на несколько миллиметров). Твердые сплавы с «двойным свойством» (DP) для горнодобывающей промышленности являются одними из наиболее известных и промышленно зарекомендовавших себя карбидов с макроградиентами, в которых распределение связующей фазы было изменено таким образом, чтобы создать материал с различными свойствами в поверхностной зоне по сравнению с основной массой. Такие «функционально градуированные» WC-Co сплавы полезны при бурении горных пород, той области приме-

нения, где требуется высокая износостойкость и ударопрочность у одного и того же изделия.

Например, можно создать очень жесткий и износостойкий поверхностный слой, который имеет сжимающие напряжения служащие для предотвращения возникновения и распространения трещин. Карбиды с таким распределением свойств обычно характеризуются высокой износостойкостью поверхности в сочетании с прочной основой. Распределение остаточных напряжений будет влиять на производительность материалов WC-Co. Было обнаружено, что в большинстве случаев, когда содержание кобальта на поверхности ниже, чем внутри, остаточное напряжение на поверхности или вблизи нее является сжимающим, что благоприятно для повышения усталостных свойств поверхности компонентов [5].

Целью данной работы является проведение исследования возможности синтеза вольфрамкобальтовых изделий с функциональной градиацией свойств на предприятии АО «Волгабурмаш». Изучение их физико-механических характеристик, трещиностойкости и микроструктуры в сравнении с серийной партией твердосплавных зубков буровых долот

Для изготовления опытных образцов взята серийная партия порошка BK10C (Co 10% масс.) соответствующая требованиям стандарта предприятия АО «Волгабурмаш». Исследуемые образцы спекались при различных условиях в вакуумно-компрессионных печах фирмы ALD Vacuum Technologies модель VKPgr 50x50x150. Для исследования микроструктуры твердых сплавов были приготовлены микрошлифы. Испытание на ударную вязкость (Трещиностойкость) проводилось при внедрении индентора НП-2 на приборе Виккерса по методике Палмквиста ISO28079:2009. Коэрцитивную силу сплавов определяли на приборе LDJ COERCIMETER cm-8000 в соответствии с ISO 3326:2013. Предел прочности при поперечном изгибе определяли по ГОСТ 20019-74. Твердость по Роквеллу HRA – на приборе «louis small 8U» - с твердосплавными мерами твердости по ГОСТ 20017-74. Отпечатки с трещинами на сплавах после вдавливания индентора исследовали с помощью оптического микроскопа «Axiotech» 100 HD-3D Carl Zeiss (Германия) . Исследование поверхности сплавов, а также определение размера зерен проводили на сканирующем электронном микроскопе JeolJSM 6390A. [6]

Список литературы

1. Чумаченко Ю.Т. Материаловедение и слесарное дело: учебное пособие / Ю.Т. Чумаченко. – Изд.3-е. – Ростов н/Д : Феникс, 2008. – 395, [1] с. – (НПО)
2. Батаев А.А., Батаев В.А. Композиционные материалы: строение, получение, применение: Учеб. Пособие. – М.: Университетская книга; Логос. – 400с.
3. Cemented carbide microstructures: a review, Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 80 (2019) 40–68.
4. Special issue on functionally graded cemented carbides, Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 36 (2013) 1–75.
5. J. Guo, Z.Z. Fang, P. Fan, X. Wang, Kinetics of the formation of metal binder gradient in WC-Co by carbon diffusion induced liquid migration, Acta Mater. 59 (2011) 4719–4731.
6. Жадяев А.А., Захаров Д.А., Амосов А.П. Исследование влияния условий спекания твердого сплава WC-Co на его структуру, трещиностойкость и прочие физико-механические характеристики / А.А. Жадяев, Д.А. Захаров, А.П. Амосов // СОВРЕМЕННЫЙ МАТЕРИАЛЫ, ТЕХНИКА И ТЕХНОЛОГИИ: научно-практический рецензируемый журнал №4 (35) 2020 год. Юго-Зап. гос. ун-т., Курск: Юго-Зап. гос. ун-т., 2020, с.32-41.

ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МИКРОЧАСТИЦ ОКСИДА ЦИНКА С НЕОДНОРОДНЫМ РАСПОЛОЖЕНИЕМ ДИСЛОКАЦИЙ

Соснин И.М.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
sim.nanosci@gmail.com

Оксид цинка в структуре вюрцита представляет собой прямозонный полупроводник с шириной запрещенной зоны 3,37 эВ при комнатной температуре, что соответствует энергии фотона ближней ультрафиолетовой части спектра электромагнитного излучения. Большой научный и практический интерес вызывает возможность оксида цинка поглощать волны видимой части спектра. Как правило, это явление обусловлено наличием примесных атомов, однако известны примеры поглощения волн видимого диапазона недопированным оксидом цинка, вызванное дефектами кристаллического типа. В первую очередь такими дефектами выступают кислородные вакансии, создающие дополнительный уровень в запрещенной зоне. Авторы дают разные оценки глубины расположения уровня, обусловленного нейтральной кислородной вакансией. Сообщается, что он расположен ниже края зоны проводимости на значение от 0,2 эВ [1] до 1 эВ [2], что означает поглощение этими уровнями фотонов видимой части спектра с энергией от 2,27 эВ до 3,17 эВ. Известно, что кислородные вакансии изменяют оптические свойства полупроводника в случае взаимодействия с дислокациями. Дислокации выступают в качестве проводников носителей заряда и препятствуют их рекомбинации. Уровень Ферми оксида цинка, расположен на 0,2 эВ ниже края зоны проводимости, что делает его традиционным полупроводником n-типа. Уменьшение размеров кристалла оксида цинка до нано- и микромасштаба увеличивает вероятность перемещения фотоэлектронов на поверхность частиц. Фотоэлектроны на поверхности частиц оксида цинка вступают в химическое взаимодействие с сорбированными молекулами в процессе фотокатализа. Энергия фотона облучения, инициирующая фотокаталитическую реакцию, равна или превышает энергию поглощения примесным уровнем.

В данной работе фотокаталитическая реакция использовалась в качестве экспериментальной методики, позволяющей установить расположение примесного уровня, вызванного кислородными вакансиями, взаимодействующими с дислокациями. Частицы оксида цинка размером 100–150 нм были получены в ходе химического взаимодействия хлорида цинка и гидроксида калия в водном растворе этиленгликоля. Наличие кислородных вакансий было обнаружено при помощи инфракрасной спектроскопии. Поглощение наблюдалось в области 505 см^{-1} до отжига и 575 см^{-1} после отжига, что говорит об измененной электронной конфигурации кислородных вакансий. Плотность дислокаций исследовалась при помощи рентгеновской дифракции, она составила $\sim 10^{15}\text{ м}^{-2}$. Ширина запрещенной зоны частиц была установлена при помощи спектрофотометрической регистрации края поглощения и составила 3,2 эВ до и после отжига. Элементный состав частиц был изучен при помощи рентгенофлуоресцентного анализа, он показал наличие атомов двух элементов: кислорода и цинка. Далее частицы были отожжены при температуре 650°C , при которой осуществляется диффузия кислородных вакансий и скольжение хаотически расположенных дислокаций с образованием дислокационных стенок, в результате чего распределение дислокаций в частице становится неоднородным.

Полученные частицы диспергировались при помощи ультразвуковой обработки в воде, содержащей фенол. Далее дисперсия облучалась электромагнитными вол-

нами разного диапазона: 365 нм и 410 нм, соответствующие 3,39 и 2,95 эВ соответственно. Скорость фотокаталитической реакции была увеличена за счет использования наночастиц серебра, обладающих эффектом плазмонного резонанса. Наночастицы серебра аккумулируют фотоны с длиной волны, соответствующей пику плазмонного резонанса, и передают «горячие» электроны в зону проводимости наночастиц оксида цинка при соприкосновении частиц двух сортов. Результаты фотокаталитических испытаний приведены на рисунке 1. Из графиков видно, что фотокаталитическая активность под действием облучения видимого диапазона наблюдается для отожжённых частиц (рисунок 1б.). При облучении частиц светом более длинноволнового диапазона фотокаталитическая реакция не наблюдалась. С учетом того, что энергия фотона с длиной волны 410 нм, составляет 2,95 эВ, а ширина запрещённой зоны частиц оксида цинка составило 3,2 эВ, можно предположить, что глубина примесного уровня, обусловленного наличием кислородных вакансий, составляет 0,25 эВ ниже края зоны проводимости.

Полученные данные позволяют создавать биосовместимые материалы, позволяющие осуществлять фотокаталитическую очистку воды от высокотоксичных соединений под действием видимого света без использования специальных ультрафиолетовых ламп.

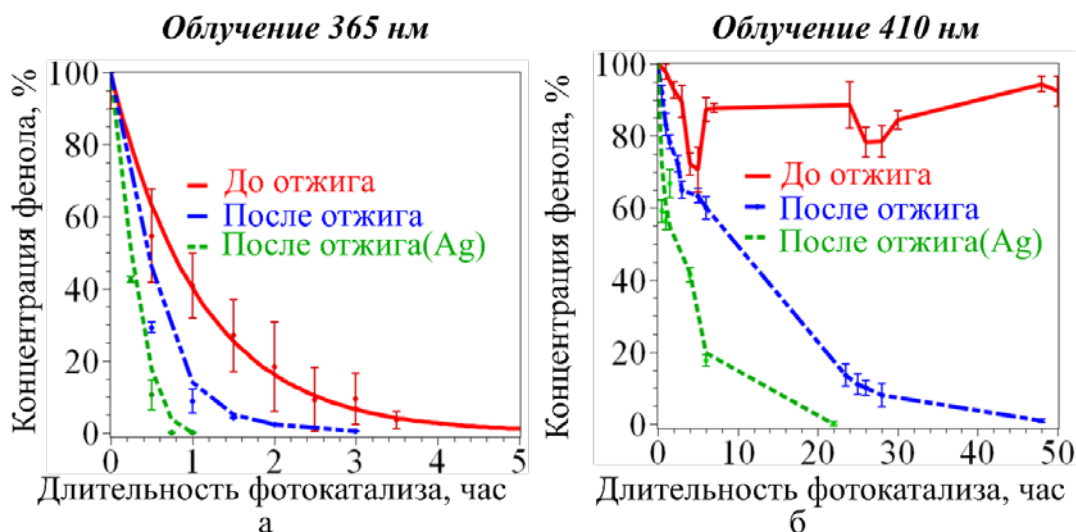


Рис. 1. Результаты фотокаталитических испытаний наночастиц оксида цинка (а) под действием облучения волнами ультрафиолетового диапазона (365 нм), (б) под действием облучения волнами видимого диапазона (410 нм)

Список литературы

1. Zhang S B, Wei S-H and Zunger A 2001 Intrinsic *n* -type versus *p* -type doping asymmetry and the defect physics of ZnO *Phys. Rev. B* **63** 075205
2. Janotti A and Walle C G V de 2009 Fundamentals of zinc oxide as a semiconductor *Rep. Prog. Phys.* **72** 126501

СТРУКТУРНЫЕ ПАРАМЕТРЫ СОЕДИНЕНИЯ EuTmCuSe_3

Григорьев М.В.¹, Молокеев М.С.^{2,3,4}, Русейкина А.В.¹, Киселев К.Ю.¹

¹Тюменский государственный университет,
Тюмень, Россия,

a.v.rusejkina@utmn.ru

²Институт физики им. Л.В. Киренского, ФИЦ КНЦ СО РАН,
Красноярск, Россия,
msmolokeev@mail.ru

³Сибирский федеральный университет,
Красноярск, Россия

⁴Дальневосточный государственный университет путей сообщения,
Хабаровск, Россия

По данным порошковой рентгеновской дифракции определена кристаллическая структура впервые синтезированного селенида EuTmCuSe_3 .

Рентгенографические исследования проведены при температуре 298 К на дифрактометре ДРОН 7 (CuK_α -излучение, Ni-фильтр). Порошковый образец готовили путем растирания с добавлением октана в агатовой ступке. Рентгенограмма снята в интервале углов дифракции $10^\circ \leq 2\theta \leq 140^\circ$. Размер шага 2θ составлял $0,02^\circ$, экспозиция 16 с. Параметры элементарной ячейки определялись с помощью программы ИТО. Анализ законов погасания показал, что соединение относится к пр. гр. *Стст*. Уточнение по методу Ритвельда было выполнено с использованием пакета TOPAS 4.2. Уточнение было стабильным и дало низкие R-факторы. Кристаллы соединения EuTmCuSe_3 ромбической сингонии, пр. гр. *Стст*, параметры э.я.: $a = 4.0584(1) \text{ \AA}$, $b = 13.3782(4) \text{ \AA}$, $c = 10.4601(3) \text{ \AA}$; $V = 567.93(3) \text{ \AA}^3$. Параметры элементарной ячейки, рассчитанные в рамках DFT с функционалом B3LYP коррелируют с экспериментальными значениями.

Структура соединений EuTmCuSe_3 описывается двумерными слоями $[\text{TmCuSe}_3]$ в плоскости *a-c*, образованными искаженными тетраэдрами CuSe_4 и октаэдрами TmSe_6 , между которыми располагаются ионы Eu^{2+} (рис. 1).

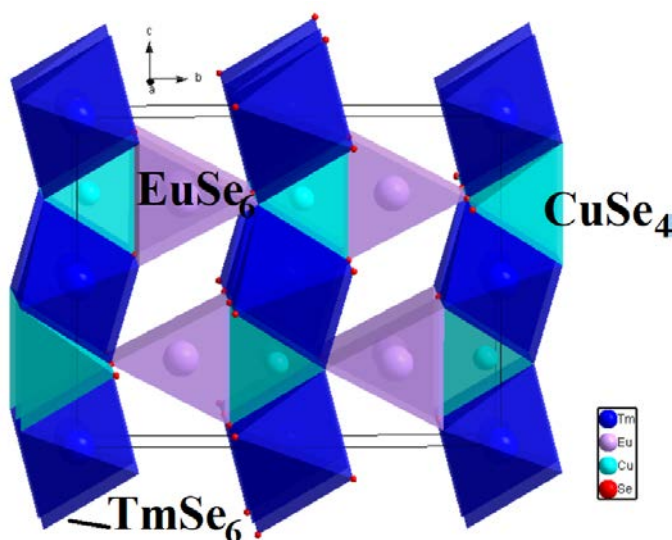


Рис. 1. Кристаллическая структура EuTmCuSe_3

Координаты атомов и межатомные расстояния для EuTmCuSe_3 указаны в таблице 1 и 2 соответственно.

Таблица 1. Координаты атомов в структуре EuTmCuSe_3

Атом	Позиции Вайкоффа	Позиция	x/a	y/b	z/c
Tm	4a	2/m..	0	0	0
Eu	4c	m2m	0	0.75125(12)	1/4
Cu	4c	m2m	0	0.47012(25)	1/4
Se1	4c	m2m	0	0.07925(19)	1/4
Se2	8f	m..	0	0.35992(14)	0.06390

Таблица 2. Межатомные расстояния в структуре EuTmCuSe_3

Связь	$d, \text{\AA}$	Связь	$d, \text{\AA}$	Связь	$d, \text{\AA}$
Tm—Se1	2 x 2.822	Eu—Se1	2 x 3.068	Cu—Se1	2 x 2.500
Tm—Se2	4 x 2.842	Eu—Se2	4 x 3.166	Cu—Se2	2 x 2.442

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ СЕЛЕНИДОВ EuLnCuSe_3 (Ln = Sm, Gd, Tb, Er, Tm, Yb, Lu, Sc): AB INITIO РАСЧЕТ

Григорьев М.В.¹, Чернышев В.А.², Русейкина А.В.¹

¹Тюменский государственный университет,
Тюмень, Россия,

a.v.rusejkina@utmn.ru

²Уральский федеральный университет,
Екатеринбург, Россия,
vchern@inbox.ru

Впервые проведен *ab initio* расчет структуры и свойств ряда редкоземельных селенидов EuLnCuSe_3 (Ln = Sm, Gd, Tb, Er, Tm, Yb, Lu, Sc), кристаллизующихся, в зависимости от иона Ln, в различных структурных типах (пр. гр. *Pnma* или *Cmcm*). Рассчитана кристаллическая структура, зонная структура, фононный спектр, упругие свойства EuLnCuSe_3 . Расчеты выполнены в рамках теории функционала плотности с гибридным функционалом PBE0, учитывающим вклад нелокального обмена в формализме Хартри-Фока. Использовалась программа CRYSTAL17 [1], предназначенная для моделирования периодических структур в рамках МО ЛКАО подхода. Результаты расчета кристаллической структуры хорошо согласуются с имеющимися экспериментальными данными, описывается уменьшение постоянных решетки в ряду Ln, соответствующее лантаноидному сжатию (таблица 1). Согласно расчетам, ширина запрещенной зоны (ШЗЗ) у кристаллов EuLnCuSe_3 (оценка «НОМО-ЛУМО») ~ 2.5-2.8 Эв (расчет с функционалом B3LYP предсказывает ~ 2.4-2.6 Эв).

Таблица 1. Постоянные решетки (Å) и ширина запрещенной зоны (Эв) селенидов

R	Sm	Gd	Tb	Er	Tm	Yb	Lu	Sc
пр. гр.	<i>Pnma</i>	<i>Pnma</i>	<i>Pnma</i>	<i>Cmcm</i>	<i>Cmcm</i>	<i>Cmcm</i>	<i>Cmcm</i>	<i>Cmcm</i>
ст. тип	Eu ₂ CuS ₃	Eu ₂ CuS ₃	Eu ₂ CuS ₃	KZrCuS ₃	KZrCuS ₃	KZrCuS ₃	KZrCuS ₃	KZrCuS ₃
<i>a</i>	10.752	10.652	10.607	4.073	4.066	4.059	4.054	3.961
<i>b</i>	4.120	4.101	4.093	13.403	13.402	13.397	13.388	13.264
<i>c</i>	13.421	13.421	13.417	10.480	10.449	10.417	10.391	9.850
ШЗЗ	2.53	2.56	2.58	2.62	2.65	2.67	2.69	3.18

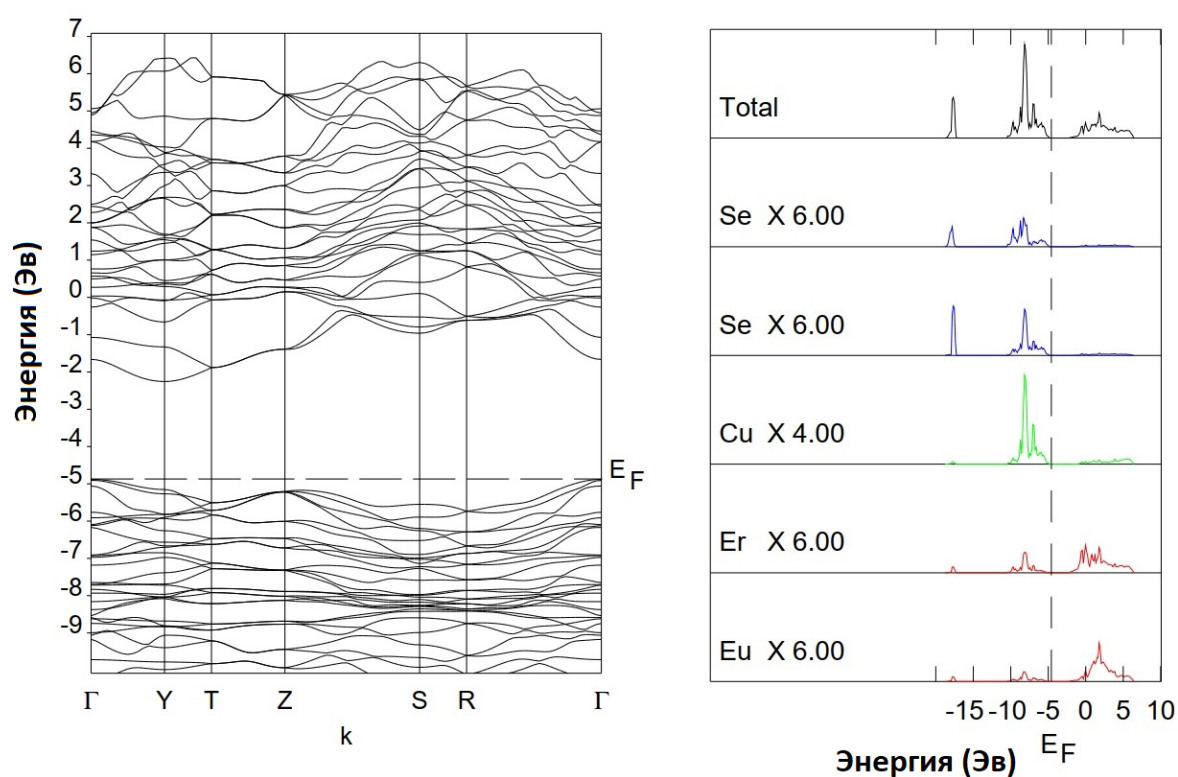


Рис. 1. Зонная структура и плотность электронных состояний EuErCuSe₃

Потолок валентной зоны образован преимущественно состояниями меди и селена, дно зоны проводимости – состояниями иона Ln и европия (рис. 1). Из анализа векторов смещений, полученных из *ab initio* расчета, определена степень участия ионов в фоновых модах (рис. 2). Европий интенсивно участвует в модах с частотами до $\sim 110 \text{ см}^{-1}$. Из расчета были определены частоты и типы ИК, КР и «молчащих» мод. Описано изменение упругих постоянных EuLnCuSe₃ в ряду Ln = La–Lu. Анизотропию упругих свойств иллюстрирует зависимость модуля Юнга от направления в кристалле (рис. 3).

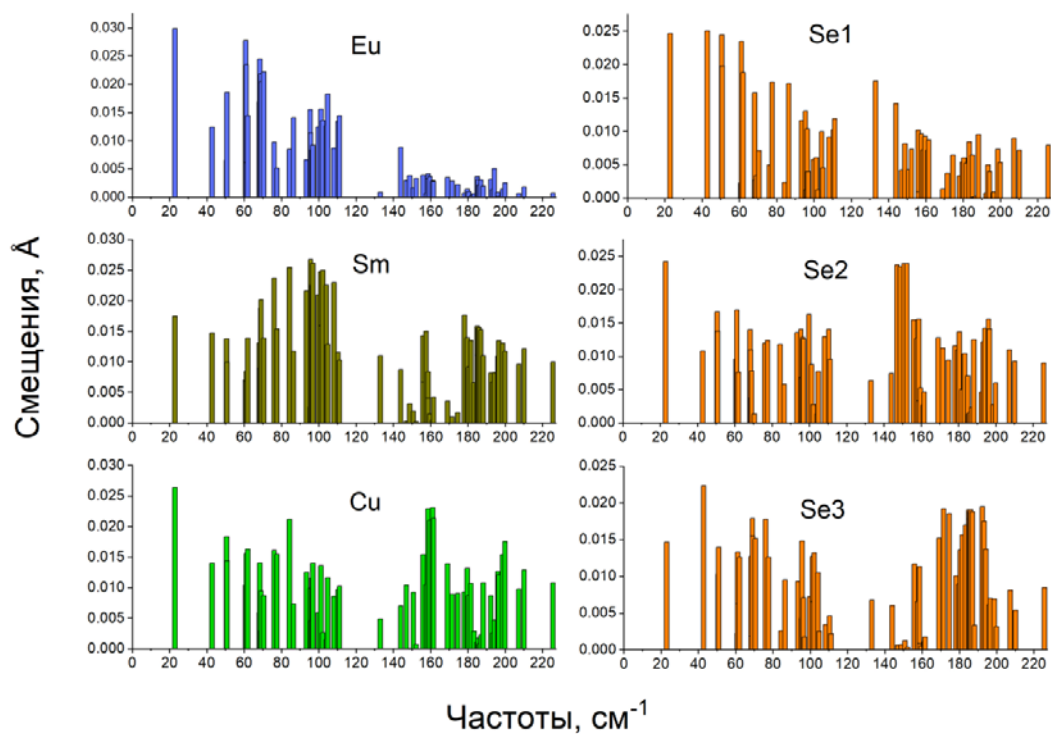


Рис. 2. Смещения ионов в фоновых модах EuSmCuSe_3

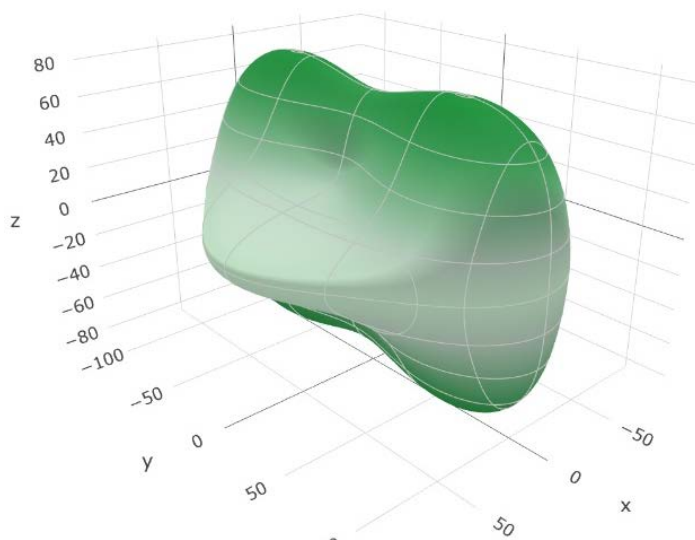


Рис. 3. Зависимость модуля Юнга (GPa) от направления, EuGdCuSe_3

В результате работы в рамках единого *ab initio* подхода был исследован комплекс свойств редкоземельных селенидов. Результаты расчетов могут быть использованы, в частности, при интерпретации ИК и КР спектров EuLnCuSe_3 ($\text{Ln} = \text{La-Lu}, \text{Sc}, \text{Y}$).

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ (проект № FEUZ-2020-0054).

1. Crystal. <http://www.crystal.unito.it/index.php> (accessed 19 July 2021)

НОВЫЙ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ МЕДИЦИНЫ

Салихов А.И., Хайбуллин А.М., Хафизова Э.Д.

*Уфимский государственный авиационный технический университет,
Уфа, Россия,*

haybullin.arslan75@gmail.com, alwayszen@mail.ru

В мире все больше внимания уделяется проблеме заболеваний костно-суставного аппарата и его травматическим повреждениям, вследствие этого увеличивается потребность в биоматериалах нового поколения. Актуальным научным направлением является разработка новых биodeградируемых материалов, которые имеют свойство полностью растворяться в организме в течение определенного времени. Известные исследования в настоящее время по биорезорбируемым материалам: Mg и его сплавы[1], Fe[2], но в последнее время большой интерес возник к цинку и его сплавам за счет идеальной скорости его растворения в организме[3].

Цинк (Zn) – один из уникальных эссенциальных элементов, который конкурирует по своей значимости только с йодом, железом и магнием. И не случайно дефицит минерала признан по социальным и медицинским масштабам проблемой здравоохранения в развивающихся странах и становится преобладающей проблемой старения населения развитых стран. В организме цинк является вторым по распространенности микроэлементом после железа, к которому привязано около 10% белков. Цинк принимает участие во всех видах обмена, входит в состав 7 200 ферментов, ему принадлежит важная роль в синтезе белка и нуклеиновых кислот, он необходим для стабилизации структуры ДНК, РНК, оказывает значительное влияние на иммунную систему и процессы апоптоза, остеогенеза и мн. др.[4-6]

Чистый Zn является мягким, хрупким, с низкой механической прочностью и для использования в виде эндопротезов нуждается в дальнейшем совершенствовании, чтобы соответствовать клиническим требованиям. Для повышения механических свойств металлических материалов часто используются различные научно-технические подходы, которые базируются на принципах твердорастворного, дисперсионного и зернограничного упрочнения.

Таким образом, целью настоящей работы являлось изучение влияния различных научно-технических подходов к повышению свойств цинка и его сплавов.

В данной работе проведен анализ исследований мирового масштаба. В работе обсуждаются результаты повышения прочностных свойств материала различными подходами.

Максимальное повышение прочностных свойств можно достичь путем добавления различных легирующих элементов (Li, Ag, Cu и др.), применяя деформацию[3,7].

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Научным и технологическим исследовательским советом Турции в рамках научного проекта № 21-53-46017.

1. Tang, J., et al. Surface coating reduces degradation rate of magnesium alloy developed for orthopedic applications// Journal of Orthopedics Translation 2013. 1, 41–48

2. Cheng, J. &Zheng, Y. Invitro study on new lydesigned biodegradable Fe-X composites (X = W, CNT) prepared by sparkplasma sintering//Journal of Biomedical Materials Research Part B: Applied Biomaterials. 2013. 101, 485–497
3. Li G., Yang H., Zhen Y., Chen X.-H. , Yang J.-A., Zhu D., Ruan L., Takashima K.. Challenges in the use of zinc and its alloys as biodegradable metals: Perspective from biomechanical compatibility// Acta Biomaterialia. 2019.Vol. 97.P 23–45.
4. Прасад А.С. Цинк для человека: терапевтическое действие и токсичность // Вопросы биологической, медицинской и фармацевтической химии. 2011. № 6. С. 9–13.
5. Гармаза Ю.М., Слобожанина Е.И. Эссенциальность и токсичность цинка. Биофизические аспекты // Биофизика. 2014. Т. 59, № 2. С. 322–337.
6. Осипова Е.В., Адоевцева Т.В., Аталян А.В. К вопросу о роли цинка в формировании неврологической патологии у детей // Бюллетень ВСНЦ СО РАМН. 2004. Т. 1, № 2. С. 217–221.

МЕТОД АКТИВАЦИИ ДОМЕННЫХ ГРАНУЛИРОВАННЫХ ШЛАКОВ ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В СТРОИТЕЛЬНЫХ СМЕСЯХ 3D-ПЕЧАТИ

Масгутов И.И.¹, Ковалев П.В.¹, Еремин А.В.²

¹СПбПУ, ²ИВС РАН, г.Санкт-Петербург,

yaiskandar21@mail.ru

Отходы металлургической промышленности являются вторичными ресурсами сырьевого значения, по сути - техногенными полезными ископаемыми. Однако, доля переработки металлургических шлаков и их вторичного использования в России составляет не более 10% общего объема годовой генерации, при этом в мире она достигает 50 и более % [1]. Одним из перспективных направлений использования металлургических шлаков является их использовании в качестве сырья для производства строительных материалов.

Авторами был разработан метод химической модификации металлургических шлаков для создания на их основе вяжущих в производстве бетонов, в т. ч. используемых в строительных 3D-принтерах. Основной идеей предлагаемого метода увеличения прочности бетонов, созданных на основе шлаков, является введение модификатора в гетерогенную систему (дисперсию) вода-вяжущее, содержащую частицы как минеральных фаз, малорастворимых гидролизных форм минеральных фаз, так и $\text{Ca}(\text{OH})_2$ - соединений способных реагировать с поверхностью твердой фазы и образовывать ковалентные связи между частицами шлака и клинкера цемента. Реагируя с сильноосновной поверхностью, кислотные остатки модификатора достаточно прочно связываются с ней (вероятно, механизм является суперпозицией как адсорбции, так и абсорбции с химической реакцией) с сжатием двойного электрического слоя и заставляя сближаться зерна твердой фазы. При использовании, как соединения-модификаторы, «кислые реагенты» стоит рассматривать с точки зрения возможности встраивания в структуры фаз, образующих цементное тесто. В случае большого несоответствия в размерах, это может приводить к формированию внутренних напряжений внутри образующихся фаз, что далее может является причиной их разрушения [2,3].

Для исследования влияния модификаторов на активность шлака использовался доменный гранулированный шлак (ДГШ) ПАО «Северсталь». Усредненные по фракционному составу частицы ДГШ обрабатывались водным раствором, содержа-

щим модифицирующие добавки на основе кислых солей (не более 0.2% масс.). Результаты механических испытаний образцов бетонных балок, изготовленных на основе ДГШ в соответствии с ГОСТ 310.4, приведены на рисунке 1. Прирост прочности бетона составил, в первый день - в 1,5 раза, относительно образцов, на основе немодифицированного шлака, при испытаниях на изгиб, и в 2 раза – при сжатии.

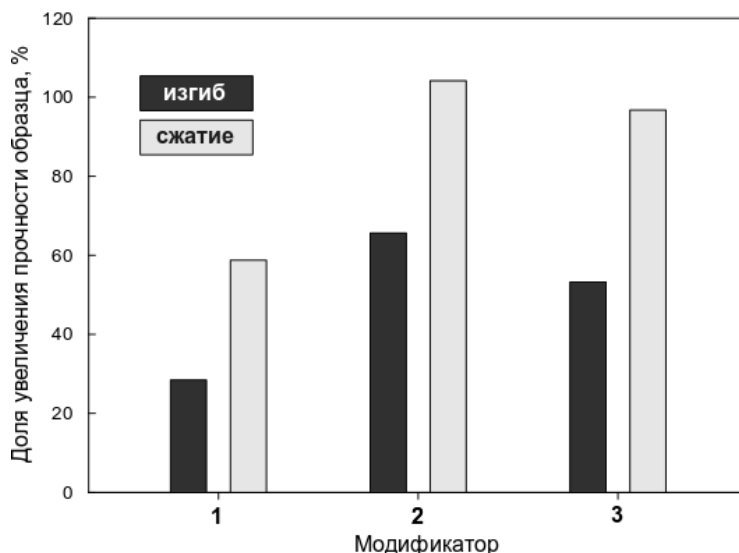


Рис. 1. Диаграмма сравнения прочностных характеристик модифицированных бетонных образцов (за условный ноль взяты характеристики образцов на основе немодифицированных ДГШ)

Химическая модификация металлургических шлаков, с целью получения быстротвердеющих строительных смесей для получения бетона, имеет огромный экономический потенциал. Добавление даже долей процента модификатора от всей массы шлака, позволяет существенно (в 1.5-2 раза) ускорить процесс набора прочности бетонной смеси, что открывает широкие возможности использования промышленных отходов в качестве строительного сырья, в т.ч. и для строительных 3D-принтеров. Ранее, для бетонных смесей на основе шлаков подобные эффекты могли наблюдаться только при добавлении дорогих полимерных суперпластификаторов в достаточно большом количестве (от 2 до 10 % от всей массы бетонного раствора), что делало производство бетона из металлургических шлаков неэффективным и нерентабельным.

Благодаря широкой доступности предлагаемых модификаторов, а также простоты технологического процесса модификации, можно ожидать роста доли перерабатываемых металлургических шлаков, и, симбатно - улучшения экологической и экономической ситуации в мире.

Список литературы

1. J. Geiseler, I. Vaittinen Application of blast furnace slag in civil engineering: worldwide studies. - Characteristics and Uses of Steel Slag in Building Construction 2015. - 5 с.
2. А.В. Волженский, и др. Минеральные вяжущие вещества:(технология и свойства) - 3-е издание, перераб. и доп. —М.: Стройиздат, 1979. - 476 с.
3. Peter C. Hewlett and Martin Liska. Lea's Chemistry of Cement and Concrete. 5th Edition • 2017 2019. Elsever. P. 896.

IN-SITU ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ КОРРОЗИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ СПЛАВА Mg–1Zn–0.16Ca В ПРИСУТСТВИИ ИМПЛАНТАТА ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА

Бегун М.Э., Мягких П.Н., Мерсон Д.Л.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
feanorhao@gmail.com*

1. Введение

Магниевого сплавы обладают уникальной способностью растворяться в человеческом теле без вреда для здоровья, что делает их перспективным материалом для изготовления биорезорбируемых хирургических имплантатов [1]. В медицинской практике высока вероятность применения изделий из магниевого сплава совместно или с ранее установленным имплантатом из традиционных материалов: титана или нержавеющей стали [2]. Однако это может вызвать проблему усиления коррозионной активности, связанной с гальваническим эффектом между различными металлами. Этот вопрос в известной нам литературе не освещался, например, не известно, как влияет расстояние между имплантатами из традиционных материалов и магниевых сплавов на коррозию последних. Целью данной работы было установить влияние соседства титанового имплантата на процесс коррозионного разрушения магниевого сплава.

2. Методика исследования

Из сплава Mg–1Zn–0.16Ca со средним размером зерна 5 мкм были вырезаны прямоугольные образцы 12x7x2 мм с отверстием Ø1 мм, после чего отшлифованы на наждачной бумаге #2500 и промыты в этаноле с применением ультразвуковой ванны. Коррозионные испытания включали в себя выдержку в течение 7 дней в водном растворе NaCl (0,9%) при постоянной температуре 37 ± 1 °C. Образец подвешивался на нити из стекловолокна, на расстоянии в 3, 6 или 12 см от него вертикально устанавливался титановый имплантат для челюстно-лицевой хирургии, также было проведено контрольное испытание в отсутствие имплантата из титанового сплава. По завершению эксперимента продукты коррозии удалялись с образца в растворе 20%CrO₃+1%AgNO₃. Морфология поверхности исследовалась in-situ при помощи видеомониторинга, а также после удаления продуктов коррозии посредством конфокальной лазерной сканирующей микроскопии (КЛСМ).

3. Результаты исследования

На поверхности контрольного образца (рис. 1) в первые 12 часов появляются множество небольших язв глубиной 200-300 мкм, затем картина практически не меняется в течение 3 суток, оставшееся время наблюдается сильно локализованная коррозия в виде одной крупной язвы глубиной до 0,5 мм. Образец, расположенный в 3 см от имплантата, также покрывался мелкими язвами, однако коррозия шла значительно интенсивнее, на что указывает большее количество продуктов коррозии и глубина язв 400 мкм. По завершению эксперимента в верхней части образца было обнаружено обширное сквозное коррозионное повреждение. На поверхности образца, расположенного в 6 см от имплантата, после 24 часов испытания отчетливо видно начало развития сильной локализованной коррозии, глубина которой составила 500 мкм, однако стоит отметить, что большая часть поверхности оставалась практически не тронутой в течение всего эксперимента. Коррозия образца, расположенного

в 12 см от имплантата визуально практически не отличалась от картины, которую продемонстрировал контрольный образец.

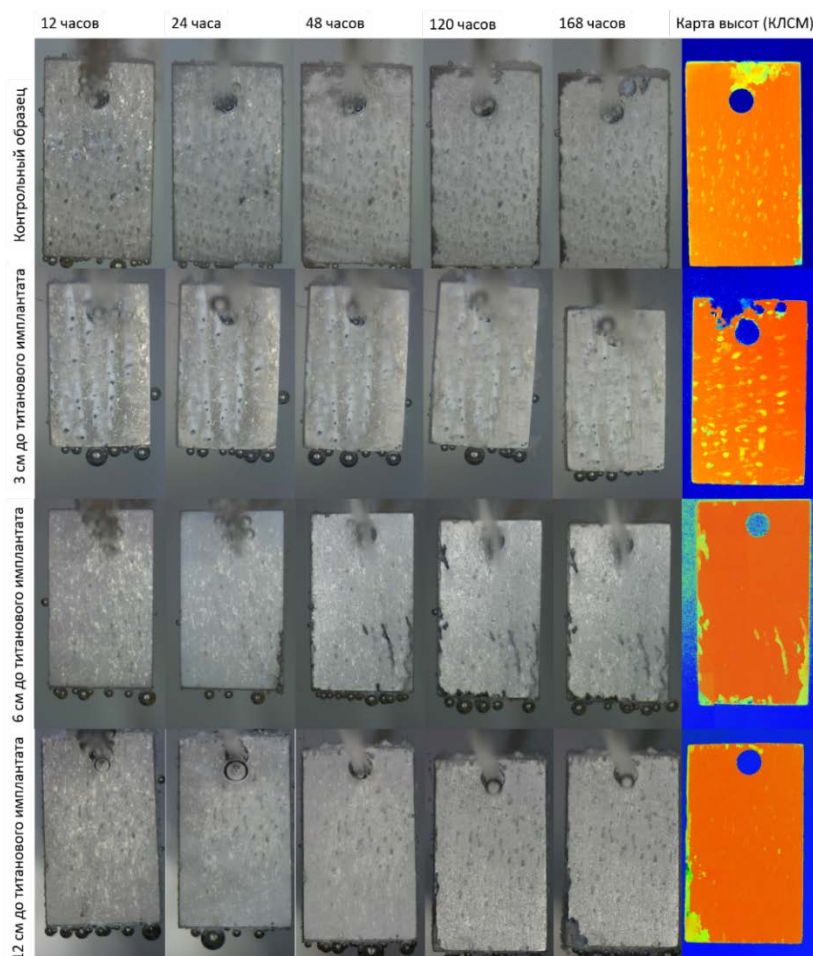


Рис. 1. Эволюция коррозионных повреждений на поверхности образца

Выводы:

На расстоянии 3 см от титанового имплантата коррозионные процессы значительно ускорены, что приводит к появлению сквозных повреждений.

На расстоянии 6 см многоочаговая язвенная коррозия, характерная для данного материала, сменяется сильно локализованной коррозией со стороны торцов образца, большая часть поверхности остается неповрежденной.

На расстоянии 12 см влияние имплантата практически не прослеживается.

Список литературы

1. Merson, D., Brilevsky, A., Myagkikh, P., Tarkova, A., Prokhorikhin, A., Kretov, E., Frolova, T., Vinogradov, A., The functional properties of Mg-Zn-X biodegradable magnesium alloys, (2020) *Materials*, 13 (3), № 544, DOI: 10.3390/ma13030544
2. Tian, L., Sheng, Y., Huang, L., Chow, D. H.-K., Chau, W. H., Tang, N., Qin, L.; An innovative Mg/Ti hybrid fixation system developed for fracture fixation and healing enhancement at load-bearing skeletal site, (2018) *Biomaterials*, № 180, 173–183. DOI: 10.1016/j.biomaterials.2018.07.018

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНГОВОЛОКОННЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ Cu–Mg–Al

Калонов А.А.*, Волков А.Ю.

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

* kalonov@imp.uran.ru

Сплавы на основе Cu–Mg и Al–Mg активно применяются в качестве проводников электрического тока. Однако, физико-механические свойства Cu/Mg- и Al/Mg-композигов исследованы далеко недостаточно. Целью данной работы является получение многволоконных композигов на основе меди с большим количеством Mg или Al-волокон, с последующим изучением прочностных и электрических свойств полученных образцов.

Методом гидроэкструзии были изготовлены бинарные Cu/Mg композиги, в Cu-матрице которых содержится 400 и 160000 Mg-волокон. Помимо этого, исследовался тройной композит, состоящий из Cu-оболочки, в которой находится Al-матрица с 2940 тонкими Mg-волокнами. Гидроэкструзия композигов проводилась последовательно через матрицы диаметром 10, 6 и 3 мм. Последующая деформация проводилась методом волочения. Перед гидроэкструзией все заготовки отжигались при температуре 200°C в течение 3 часов [1]. Во время деформации промежуточные отжиги не использовались. Микроструктура тройного Cu/Al/Mg композита приведена на рисунке 1.

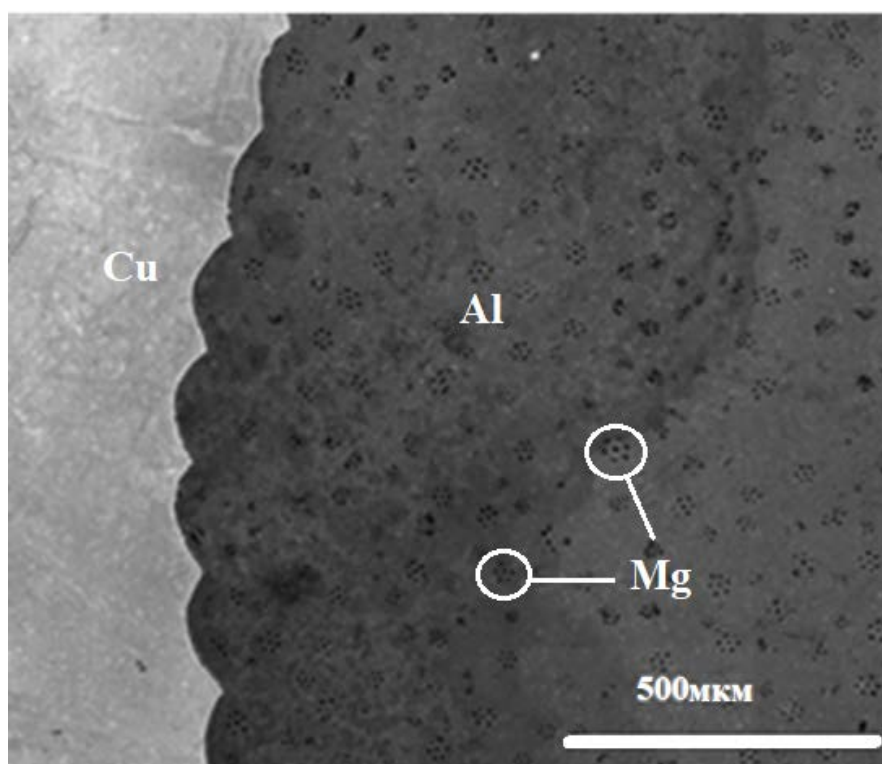


Рис. 1. Микроструктура многволоконного Cu/Al/Mg-композигового прутка Ø6 мм, внутри Cu-оболочки которой находится Al-матрица с 2940 Mg-волокон

Микроструктура композитов изучалась на прутках Ø6 мм, микротвердость измерялась на шайбах, вырезанных из прутков Ø3 мм, механические испытания на растяжение проводили на проволочных образцах Ø1.5 мм, удельное электросопротивление измерялось на тонких проволоках Ø0.25 мм. Полученные экспериментальные результаты сопоставлялись с теоретическими оценками физико-механических свойств композитов, которые были проведены с использованием известных модельных приближений [2]. По результатам расчетов и экспериментов выявлено, что электропроводность композитов остается высокой вне зависимости от количества Mg-волокон (Таблица 1). Это объясняется малым содержанием магния в композитах.

Таблица 1. Удельное сопротивление композитов при комнатной температуре

Материал	Количество Mg-волокон	Удельное электросопротивление, ρ , 10^{-8} Ом×м
Cu/Mg	400	1.95
Cu/Mg	160000	1.86
Cu/Al/Mg	2940	2.45

Обнаружено, что предел текучести экструдированных Cu/Mg-композитов превышает предел текучести деформированной меди. Предел текучести тройного Cu/Al/Mg-композита составляет 390 МПа, что в 1.3 раза выше расчетной и на 40 МПа выше, чем у деформированной меди. Установлено, что твердость на интерфейсах превышает твердость металлов, составляющих композит. Сделано предположение, что интенсивные деформационные воздействия вызывают ускорение диффузионных процессов. Это приводит к формированию на интерфейсах композитов пересыщенных твердых растворов магния в меди, которые повышают прочностные свойства, но мало влияют на электросопротивление. Выдвинутое предположение подтверждается закономерным снижением параметра кристаллической решетки меди в ходе деформации. При последующих отжигах наблюдается увеличение параметра Cu-решетки.

Установлено, что отжиги вызывают формирование эвтектических растворов на интерфейсах композитов. Это подтверждается результатами сканирующей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. В ходе экспериментов по резистометрии выявлены резкие скачки удельного электросопротивления, которые происходят при формировании эвтектик.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ: проект №19-33-90005.

Список литературы

1. A.Yu. Volkov, B.D. Antonov, E.I. Patrakov, E.G. Volkova, D.A. Komkova, A.A. Kalonov and A.V. Glukhov, *Materials & Design*, 185, 108276 (2020).
2. Feng B., Xin Y., Sun Z., Yu H., Wang J., Liu Q. On the rule of mixtures for bimetal composites // *Materials Science and Engineering A*. 2017. V. 704. P. 173–180.

ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ НАНОЧАСТИЦ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ОКСИДНЫХ СЛОЕВ, ФОРМИРУЕМЫХ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИМ ОКСИДИРОВАНИЕМ НА МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ МЛ15пч

Черетаева А.О., Глухов П.А., Полунин А.В., Криштал М.М.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,

a.cheretaeva@tltsu.ru

Обработка магниевых сплавов методом плазменно-электролитического (микродугового) оксидирования (ПЭО) широко исследуется в качестве эффективного способа защиты поверхности, поскольку позволяет формировать multifunctional износ- и коррозионностойкие покрытия. Применение традиционных электролитов при ПЭО не всегда дает возможность получить оксидные слои с требуемым комплексом эксплуатационных свойств. Повысить защитные свойства оксидного слоя и коррозионную стойкость сплава возможно путем введения различных наночастиц (NPs) в электролит при ПЭО [1].

Цель работы – сравнительный анализ влияния добавок в электролит наночастиц различных веществ на коррозионную стойкость формируемых оксидных слоев на литейном магниевом сплаве МЛ15пч.

ПЭО проводили в щелочно-фторидно-фосфатно-алюминатном электролите при постоянном анодном амплитудном формовочном напряжении U_A (500 В) и соотношении действующих токов катодного и анодного полупериодов K/A ($0,5 \pm 0,02$). Варьируемым фактором в эксперименте была добавка в электролит 1 г/л NPs диоксида кремния SiO_2 , нитрида кремния Si_3N_4 , оксида иттрия Y_2O_3 , карбида вольфрама WC и карбида титана TiC близкой средней дисперсности (около 100 нм). Коррозионную стойкость образцов до и после ПЭО оценивали методами электрохимической импедансной спектроскопии (EIS) и потенциодинамической поляризации (PDP). Импеданс снимали при потенциале разомкнутой цепи (E_{pc}) и амплитудном синусоидальном возмущающем сигнале 10 мВ в диапазоне частот $10^5 \div 10^{-2}$ Гц. Кривые Тафеля были получены при скорости развертки 1 мВ/с в пределах $-150 \dots +500$ мВ относительно E_{pc} .

Установлено, что введение NPs SiO_2 , Y_2O_3 , WC и TiC в базовый электролит оказывает благоприятное влияние на антикоррозионные свойства формируемых оксидных слоев. Возрастающий радиус окружности на кривых Найквиста (рис. 1) для данных образцов указывает на увеличение комплексного сопротивления оксидного покрытия, благодаря чему затрудняется проникновение электролита через поры к подложке и замедляется коррозионный процесс. Наилучшие показатели коррозионной стойкости достигнуты для образцов с добавками NPs Y_2O_3 , WC и TiC в электролит, комплексное сопротивление которых более чем в 3 раза превышает показатели сопротивления оксидного слоя, полученного в базовом электролите. Результаты импедансной спектроскопии хорошо коррелируют с величиной коррозионной плотности тока для данных образцов. В случае добавки NPs SiO_2 в электролит при ПЭО на один порядок снижается плотность тока коррозии на покрытии и увеличивается поляризационное сопротивление, при добавке Y_2O_3 , WC и TiC происходит снижение скорости коррозии (i_{corr}) примерно на два порядка – с $3,2 \text{ мкА/см}^2$ до $40\text{--}75 \text{ нА/см}^2$ (таблица 1). Добавка в электролит NPs Si_3N_4 приводит к ухудшению защитных свойств оксидного слоя: комплексное сопротивление покрытия резко снижается по сравнению с базовым ПЭО-слоем, лишь в 2-3 раза превосходя сопротивление есте-

ственной оксидной пленки на исходном сплаве (рис. 1, вставка). Величина i_{corr} на данном образце также сопоставима с необработанным сплавом МЛ5пч – 6,5 и 6,8 мкА/см². Следует отметить, что оксидный слой, полученный при добавке в электролит NPs Si₃N₄, не покрывает Mg-подложку полностью, поэтому фактически коррозионный процесс идет на непокрытых участках сплава.

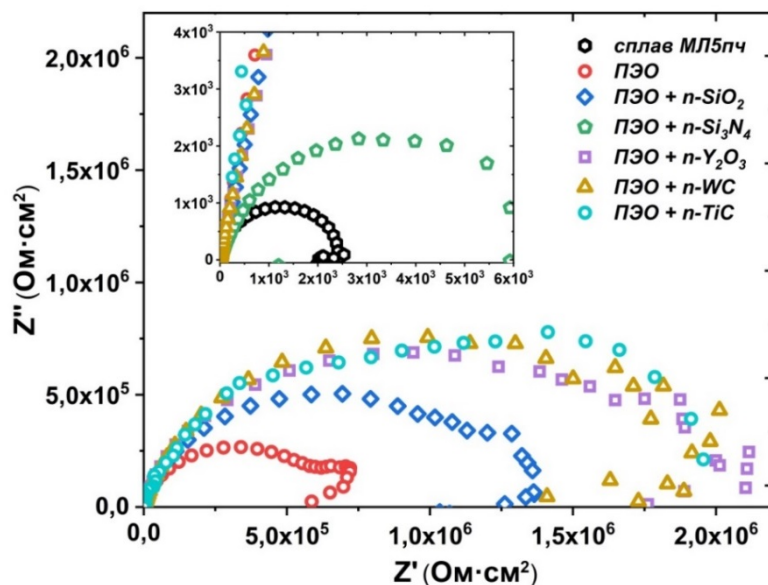


Рис. 1. Кривые Найквиста образцов сплава МЛ5пч до и после ПЭО (в базовом электролите и с добавками NPs), полученные в 3% NaCl при комнатной температуре (22±1 °C)

Таблица 1. Основные электрохимические показатели коррозии образцов сплава МЛ5пч до и после ПЭО в 3% NaCl по стандарту ASTM G102–89

Образец	E_{corr} , мВ (отн. Ag/AgCl)	i_{corr} , А/см ²	R_p , кОм·см ²
Сплав МЛ5пч	-1,51 ± 0,032	$(6.5 \pm 1.8) \cdot 10^{-6}$	0,08 ± 0,01
ПЭО (базовый)	-1,49 ± 0,014	$(3.2 \pm 2,4) \cdot 10^{-6}$	0,35 ± 0,26
ПЭО + n-SiO ₂	-1,44 ± 0,066	$(7.4 \pm 3,9) \cdot 10^{-7}$	0,99 ± 0,42
ПЭО + n-Si ₃ N ₄	-1,51 ± 0,011	$(6.8 \pm 1.6) \cdot 10^{-6}$	0,07 ± 0,02
ПЭО + n-Y ₂ O ₃	-1,43 ± 0,078	$(4.0 \pm 2,6) \cdot 10^{-8}$	26,1 ± 14,2
ПЭО + n-WC	-1,34 ± 0,075	$(4.1 \pm 2,0) \cdot 10^{-8}$	15,6 ± 8,9
ПЭО + n-TiC	-1,44 ± 0,032	$(7.5 \pm 5,5) \cdot 10^{-8}$	12,5 ± 9,2

Можно заключить, что введение в электролит наночастиц позволяет эффективно управлять составом и защитными свойствами оксидных слоев.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-79-10262).

1. D. Mashtalyar, I. Imshinetsky, S. Sinebryukhov, S. Gnedenkov. Characterization of PEO-Coatings on the MA8 Magnesium Alloy Formed in Electrolyte Containing ZrO₂/SiO₂ Nanoparticles. Materials Today: Proceedings 11 (2019) 134–138.

ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ В₄С НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ ХРОМОНИКЕЛЕВОГО ПОКРЫТИЯ

Старикова У.С.^{1,2}, Соболева Н.Н.^{2,3}, Макаров А.В.^{1,2,3}, Харанжевский Е.В.⁴

¹Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

³Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия

⁴Удмуртский государственный университет, Ижевск, Россия,
ulstar97@mail.ru

В настоящее время лазерная наплавка является одним из востребованных способов нанесения покрытий, применяющихся в производстве [1, 2]. Такой метод создания покрытий обладает рядом преимуществ по сравнению с традиционными методами [3]. В промышленном производстве для создания покрытий часто используют порошки на хромоникелевой основе [4]. Для улучшения характеристик такого покрытия добавляют упрочняющие частицы, например, В₄С [5].

Поэтому целью данной работы явилось исследование влияния добавки 7 мас. % В₄С на структуру и твердость NiCrBSi покрытия, которое было сформировано при помощи лазерной наплавки.

Результаты показали, что NiCrBSi и NiCrBSi–В₄С покрытия имеют однородную и мелкозернистую структуру, причем у NiCrBSi–В₄С покрытия размер структурных составляющих меньше. В структуре исследуемых покрытий отсутствуют макропоры и включения. Значение средней микротвердости NiCrBSi покрытия – 620 HV 0,025, а добавление 7 мас. % В₄С приводит к уменьшению значения до 530 HV 0,025. Это объясняется повышенным содержанием железа в NiCrBSi–В₄С покрытии, обнаруженным рентгеноспектральным микроанализом.

Работа выполнена в рамках государственных заданий ИФМ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020190116-6 и ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020790147-4. Экспериментальные исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

1. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. 664 с.
2. Земляков Е., Бабкин К., Корсмик Р. и др. Перспективы использования использования лазерной наплавки для восстановления лопаток компрессоров газотурбинных деталей // Фотоника. 2016. № 4 (58). С. 10-25.
3. Хаскин В.Ю., Шелягин В.Д., Бернацкий А.В. Современное состояние и перспективы развития технологий лазерной и гибридной наплавки (обзор) // Автоматическая сварка. 2015. № 5-6 (742). С. 30-33.
4. Соболева Н.Н., Макаров А.В., Малыгина И.Ю. Технологические аспекты фрикционной обработки покрытия ПГ-СР2, сформированного лазерной наплавкой // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2019. № 3 (49). С. 47-53.
5. Golyshev A.A., Filippov A.A. Comparative investigation of nickel-based metal-ceramic structures with ceramic particles of tungsten and carbides made by the selective laser melting method // Nanoscience and Technology. 2020. Vol. 11. P. 247-257.

МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ НЕРАЗЪЕМНОГО СОЕДИНЕНИЯ В КОНТАКТНОЙ ЗОНЕ СТАЛЕЙ 32Г2 И 40ХН В ПРОЦЕССЕ РОТАЦИОННОЙ СВАРКИ ТРЕНИЕМ

Степанчукова А. В.^{1,2}, Атамашкин А. С.¹, Приймак Е. Ю.^{1,2}

¹Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия

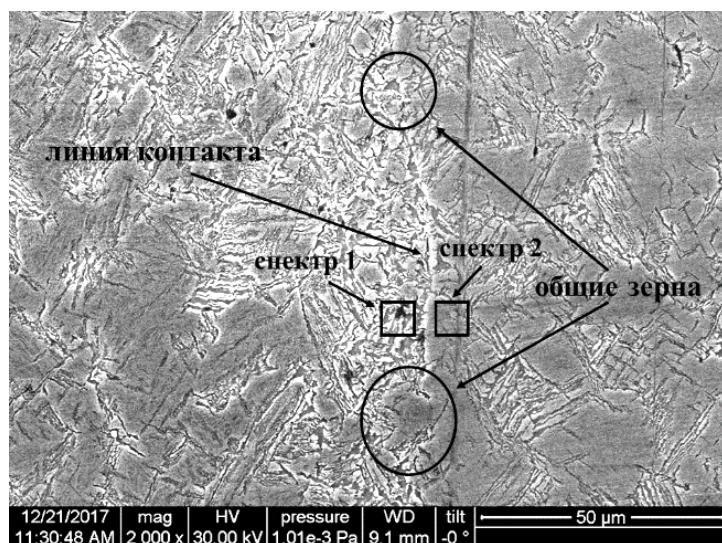
²АО «Завод бурового оборудования», Оренбург, Россия,

stepan4uckova@yandex.ru

Ротационная сварка трением (РСТ) – это процесс сварки в твердой фазе, при которой механическая энергия при трении торцевых поверхностей заготовок, имеющих общую ось вращения, преобразуется в тепловую. Технологический процесс образования сварного соединения происходит в несколько стадий. Заготовки устанавливаются в стационарный зажим, одной из них сообщается вращательное движение, заготовки сближаются и осуществляется притирка контактных поверхностей. Далее прикладывается осевое усилие трения, в результате чего происходит разогрев. После этого вращение быстро прекращают, и к нагретым, но уже неподвижным заготовкам прикладывается дополнительная осевая сила проковки.

Как известно, процесс образования неразъемного соединения в зоне контакта при сварке в твердой фазе протекает в три стадии: образование физического контакта, активация контактных поверхностей и объемное взаимодействие с образованием прочных химических связей как в плоскости, так и в объеме зоны контакта. Однако, для обеспечения требуемой прочности соединения необходимо развитие релаксационных процессов типа рекристаллизации или гетеродиффузии [1].

Для понимания механизмов, реализующихся на конечной стадии схватывания при РСТ, было проведено детальное изучение микроструктуры вдоль линии контакта сварного соединения сталей 32Г2 и 40ХН, предназначенных для производства геологоразведочных бурильных труб. Результаты исследования, проведенные с использованием сканирующей электронной микроскопии (рис. 1), показали, что линия соединения представляет собой ориентированную в плоскости контакта границу.



№ спектра	Mn	Cr	Ni
1	1.15	-	-
2	0.58	0.76	1.02

Рис.1. Микроструктура контактной зоны сварного соединения сталей 32Г2-40ХН, выполненного ротационной сваркой трением (слева сталь 32Г2)

В некоторых участках линии контакта отчетливо видно образование общих зерен, что позволило предположить, что при ротационной сварке взаимодействие в зоне соединения не ограничивается образованием межатомных связей, а происходит взаимная объемная рекристаллизация. При этом, микрорентгеноспектральный анализ приконтактных областей показал отсутствие диффузионных перемещений основных легирующих элементов.

Образование физического контакта и прочности межзеренных границ было проанализировано на основании фрактографического анализа образца с ослабляющим V-образным концентратором в стыке после испытаний на статическое растяжение (рис. 2). Из рис. 2 видно, что большая часть поверхности разрушения занята фасетками квазискола, что свидетельствует о внутризеренном развитии магистральной трещины. Также, в некоторых участках микрорельефа выявляются инициированные границами зерен вторичные трещины, образованные в результате релаксации напряжений при развитии магистральной трещины.

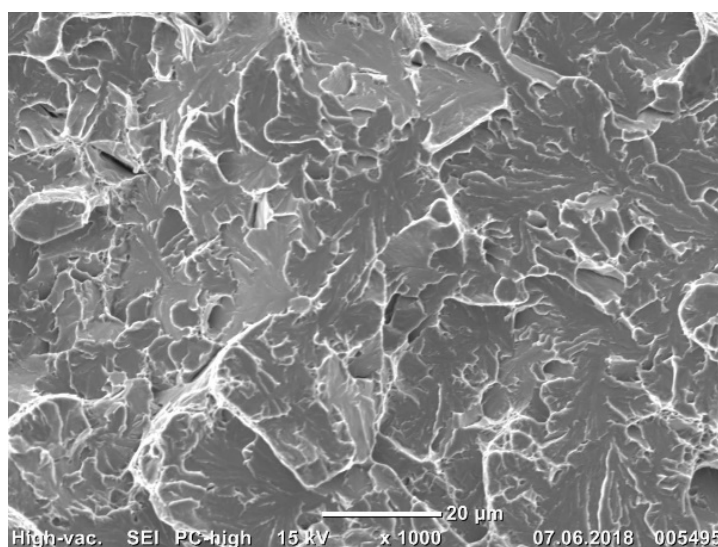


Рис. 2. Фрактограмма контактной зоны сварного соединения сталей 32Г2-40ХН, после испытаний на статическое растяжение

Транскристаллитный характер разрушения в зоне контакта привариваемых материалов подтверждает высказанное предположение, что преобладающим механизмом образования сварного соединения сталей 32Г2 и 40ХН является взаимная объемная рекристаллизация. Данный механизм образования способствует получению наиболее прочного соединения в контактной зоне [2].

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-00085, <https://rscf.ru/project/21-79-00085/>

Список литературы

1. Лариков Л.Н., Рябов В.Р., Фальченко В.М. Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке. М.: Машиностроение, 1975 – 192 с.
2. Каракозов Э. С. Сварка металлов давлением. М.: Машиностроение, 1986. 280 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ У8

Нагичева Г.С., Нохрин А.В., Берендеев Н.Н., Мелехин Н.В., Пискунов А.В.,
Сысоев А.Н., Грязнов М.Ю.

*ННГУ им. Н.И. Лобачевского,
Нижний Новгород, Россия,
nagicheva@mail.ru*

Целью работы являлось моделирование процесса обработки взрывом углеродистой стали методом конечных элементов в программной среде ANSYS Workbench и верифицирование результатов расчетов путем проведения экспериментальных исследований структуры и свойств углеродистой стали У8 в исходном и упрочненном состояниях. Структура стали исследовалась с использованием методики металлографии и растровой электронной микроскопии, для аттестации механических свойств использовались методики измерения микротвердости и макротвердости по Роквеллу.

Цилиндрическая стальная заготовка подвергалась взрывному нагружению, а также динамическому упрочнению с использованием схемы метания плоских пластин с разными скоростями метания. Результаты испытаний сравнивались с результатами исследований структуры стали в состоянии после осадки на различные (малые) степени деформации.

Компьютерное моделирование показало, что процесс деформации при взрывном нагружении протекает неравномерно в продольном и поперечном сечениях цилиндрической заготовки. Значения давления во время взрыва достигают нескольких гигапаскалей, что приводит к небольшому упрочнению стальной заготовки в отдельных зонах. Построены карты распределения давлений и температур в различных сечениях стальной заготовки. Для проведения исследований выбраны участки цилиндрической заготовки с максимальной расчетной величиной упрочнения.

Металлографические исследования показали, что сталь У8А в исходном состоянии имеет перлитную микроструктуру, преимущественно пластинчатого характера. В структуре стали присутствуют зоны сфероидизированного перлита, что приводит к неоднородному распределению и снижению микротвердости в этих участках. Показано, что обработка взрывом не приводит к заметному общему повышению макротвердости и к значительному повышению микротвердости в областях пластинчатого (до ~2800 МПа) и сфероидизированного перлита (до ~2300 МПа).

Установлено, что процесс низкотемпературного отжига приводит к повышению твердости стали, обработанной ударом (метанием плоских пластин и квазистатической осадкой). С увеличением степени деформации повышается степень упрочнения при отжиге. Это, по нашему мнению, обусловлено реализацией эффекта деформационного старения [1], связанного с образованием атмосфер Коттрелла из атомов углерода вокруг решеточных дислокаций (рис. 1).

Показано, что в случае взрывной нагрузки масштаб приращения твердости небольшой, что, по нашему мнению, обусловлено малостью степени деформации стальной заготовки в случае взрывного нагружения (результаты измерения размеров образцов показали, что диаметр заготовки после взрывной обработки изменяется на 1-2%).

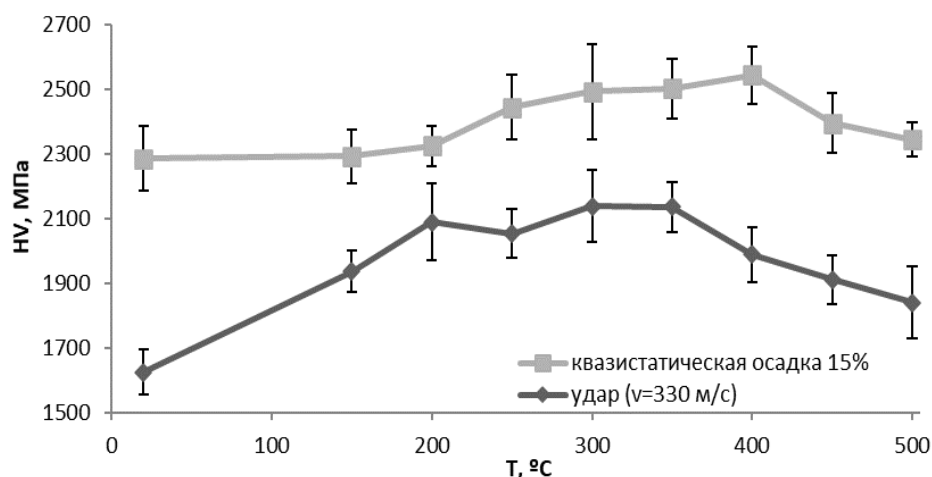


Рис. 1. Зависимость твердости образцов стали У8 от температуры отжига

Гипотеза о перераспределении атомов углерода в процессе взрывной обработки и последующего старения подтверждена с использованием методики исследования внутреннего трения [2].

Работа выполнена при поддержке проекта №075-03-2020-191/5 Минобрнауки России

1. Бабич, В.К. Деформационное старение стали/ В.К. Бабич, Ю.П. Гуль, И.Е. Долженков. – М.: Металлургия, 1972. – 320 с.
2. Сысоев, А.Н. Определение коэффициента диффузии атомов углерода в решетке α -Fe (Физика твердого тела)/ А.Н. Сысоев, М.Ю. Грязнов, В.Н. Чувильдеев. – Нижний Новгород: Изд-во ГГУ им. Лобачевского, 2001. – 3–26 с.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ ЖЕЛЕЗА

Кулевич В.П., Богданов А.И.

*Волгоградский государственный технический университет
Волгоград, Россия,
kulevich.vp@gmail.com*

Повышение эксплуатационной надежности высокотехнологичных изделий энергетического и химического машиностроения, работающих в экстремальных условиях при высоких температурах в агрессивных средах и при эрозионных воздействиях, является актуальной задачей. Критичной характеристикой применяемых материалов, лимитирующей срок службы изделий, наряду с жаропрочностью является их жаростойкость и термическая стабильность. Одним из наиболее эффективных путей повышения жаростойкости металлических изделий является нанесение покрытий на основе алюминидов железа. Жаростойкость таких покрытий определяется способностью материала окисляться с образованием защитной плёнки на основе оксидов Al. Повысить защитные свойства покрытий возможно путем их легирования Cr, Ni, Si и т.д.

Целью настоящей работы является исследование структуры, фазового состава, адгезионной прочности и жаростойкости покрытий на основе легированных алюминидов железа.

Исследования проводили на алитированных сплавах Ст3, Х15Ю5, Х23Ю5 и 12Х18Н10Т для оценки влияния Ni и Cr на структуру и свойства покрытий. Алитирование сплавов Ст3, Х23Ю5 и 12Х18Н10Т проводили в расплаве алюминия АД1, а Х15Ю5 в расплаве силумина АК12 (12 % Si). Испытания проводили в воздушной атмосфере печи LOIP LF-7/13-G1 при 1100 °С с выдержкой до 500 ч. Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Олимпус ВХ-61. Фазовый состав оценивали при сопоставлении данных, полученных с помощью растрового двухлучевого электронного микроскопа системы Versa 3D DualBeam и дифрактометра Bruker D8 Advance.

Высокотемпературное воздействие при 1100 °С на покрытия в результате диффузионного перераспределения элементов приводит к трансформации их фазового состава:

- (Al)+FeAl₃ / FeAl₃ / Fe₂Al₅ → FeAl₂ + Fe₂Al₅ → Fe(Al) / Fe₃Al / FeAl → Fe(Al) / Fe₃Al → Fe(Al) – для стали Ст3;

- (Al,Si)+Al₇Fe₂Si / FeAl₃ / Fe₂Al₅ → (Cr,Fe)₅Al₈ + FeAl₂ + Fe₂Al₅ → Fe(Al,Cr,Si) / Fe₃Al(Cr,Si) / FeAl(Cr,Si) → Fe(Al,Cr,Si) / Fe₃Al(Cr,Si) → Fe(Al,Cr,Si) – для сплава Х15Ю5;

- (Al) + FeAl₃ / Fe₂Al₅ → (Cr,Fe)₅Al₈ + FeAl₂ + Fe₂Al₅ → Fe(Al,Cr) / Fe₃Al(Cr) / FeAl(Cr) → Fe(Al,Cr) / Fe₃Al(Cr) → Fe(Al,Cr) – для сплава Х23Ю5;

- (Al)+FeAl₃ / FeAl₃ / Fe₂Al₅ → Fe(Al,Cr,Ni) / FeAl(Cr,Ni) → Fe(Al,Cr,Ni) – для стали 12Х18Н10Т.

Оценку адгезионных и когезионных свойств интерметаллидных покрытий при комнатной температуре проводили на установке Nanotest 600 методом царапания в плоскости металлографического шлифа. Твердость покрытий при царапании рассчитывали в соответствии с ГОСТ 21318-75.

Установлено, что для бинарных и легированных алюминидных покрытий свойственно когезионное разрушение, а адгезионное разрушение композиции наблюдается только при очень больших нагрузках. Наилучшее сопротивление растрескиванию при царапании показали покрытия на сплаве Х15Ю5.

Оценку жаростойкости алюминидных покрытий проводили в соответствии с ГОСТ 6130-71 и 9.312–89. Установлено, что минимальные значения увеличения массы, а, соответственно, и глубины проникновения коррозии при высокотемпературных нагревах (1100 °С) в исследованном временном диапазоне (до 500 ч) показывают покрытия на сплаве Х15Ю5. Увеличение содержания Cr в составе покрытия приводит к увеличению глубины проникновения коррозии в 3 раза, что связано с формированием богатых Cr оксидов. Уменьшение содержания Cr в составе покрытия, равно как и его легирование никелем, приводит к увеличению глубины коррозии.

Время сохранения жаростойких свойств, оцененное при экстраполяции данных по изменению концентрации Al в поверхностном слое покрытий при высокотемпературных испытаниях при 1100 °С, составило: для алюминидного покрытия на сплаве Х23Ю5 ~ 20000 ч, на сплаве Х15Ю5 ~ 5000 ч, на стали 12Х18Н10Т ~ 2000 ч, а на стали Ст3 – 100 ч.

**Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 19-38-90012.*

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ФРИКЦИОННЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Атамашкин А. С.¹, Приймак Е. Ю.^{1,2}, Тулибаев Е. С.^{1,2}, Степанчукова А.В.²

¹Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия

²АО «Завод бурового оборудования», Оренбург, Россия,

atamashkin2017@yandex.ru

Проведены исследования лабораторных образцов сварных соединений геологоразведочных бурильных труб в сочетании сталей 32Г2 группы прочности Л (тело трубы) с 40ХН (замковая часть) и цельных образцов материала тела трубы в условиях многоциклового усталости. Испытания проводили согласно ГОСТ 25.502 на испытательной машине с двухопорным креплением вращающегося образца при действии постоянного крутящего момента в рабочей части. Произведена математическая обработка результатов усталостных испытаний, получены уравнения линейной регрессии, построены кривые усталости, определены пределы выносливости образцов со сварным соединением и цельных образцов с учетом относительной погрешности уравнений регрессии. Приведена оценка влияния послесварочного отпуска в интервале 400-600 °С на циклическую долговечность сварных соединений при одном уровне амплитуды максимальных напряжений. Выполнена статическая обработка полученных результатов циклической долговечности. Установлено, что

- предел выносливости гладких образцов фрикционных сварных соединений геологоразведочных бурильных труб сталей 32Г2 и 40ХН уступает пределу выносливости цельного образца из стали 32Г2 на 5,5-31,7 % с учетом относительной погрешности экспериментальных данных;

- уязвимым участком, где происходит разрушение образца сварного соединения, является периферийный участок зоны термомеханического влияния (ЗТМВ) стали 32Г2 с наименьшими значениями микротвердости относительно других областей ЗТМВ и основного металла;

- зона ускоренного роста трещины усталостного излома образца сварного соединения характеризуется более развитой пластической деформацией по сравнению с цельным, что вызвано рекристаллизацией металла в зоне разрушения сварного соединения в результате воздействия термодеструкционного цикла сварки;

- послесварочный отпуск сварного соединения выше температуры 400 °С способствует ускорению разрушения в условиях воздействия усталостных нагрузок в связи с развитием процессов возврата и полигонизации в уязвимом участке ЗТМВ;

- сварное соединение сталей 32Г2 и 40ХН, выполненное ротационной сваркой трением, обеспечивает достаточно высокое сопротивление усталостным нагрузкам без последующего отпуска, так как значение предела выносливости сварного соединения находится в диапазоне 0,43-0,47 от временного сопротивления стали 32Г2 группы прочности Л, применяемой в качестве тела геологоразведочной бурильной трубы.

Полученные данные предполагают безаварийную работу зоны сварного соединения в колонне бурильных труб из стали 32Г2 группы прочности Л с приварными замками из стали 40ХН.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-38-90079

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОМ СПЛАВЕ FeMnCrNiCo, ЛЕГИРОВАННОМ АТОМАМИ АЗОТА

¹Реунова К. А., ¹Астафурова Е. Г., ¹Астафуров С. В. ¹Мельников Е. В.,
¹Панченко М. Ю., ¹Москвина В. А., ^{1,2}Тумбусова И. А., ²Семейкина Д. Д.

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, Россия,

reunova.ksenya@mail.ru

В работе методами рентгеноструктурного анализа, оптической и растровой электронной микроскопии, одноосного статического растяжения была исследована температурная зависимость микроструктуры и механических свойств высокоэнтропийного сплава FeMnCrNiCo, легированного атомами азота. Слитки химического состава 20Fe–20Mn–20Cr–20Ni–20Co (ат. %) (ВЭС-0N), 20Fe–20Mn–20Cr–20Ni–19Co–1N (ВЭС-1N) и 20Fe–20Mn–20Cr–20Ni–18,5Co–1,5N (ВЭС-1,5N) были подвергнуты термомеханической обработке (ТМО), включающей холодную прокатку и отжиги при $T = 1473$ К. Механические испытания на растяжение проводились в широком температурном интервале от 77 до 473 К.

Исследования фазового состава и микроструктуры сплавов показали, что после ТМО все сплавы являются однофазными и обладают крупнокристаллической аустенитной структурой. Параметр кристаллической решетки сплава ВЭС-0N составляет 0,3598 нм. Легирование азотом с концентрацией 1 и 1,5 ат. % способствует увеличению параметра кристаллической решетки до 0,3604 и 0,3607 нм, соответственно. То есть легирование азотом сопровождается формированием твердых растворов внедрения в исследуемых сплавах.

Изучение механических свойств исследуемых ВЭСов в температурном интервале от 77 до 473 К показало, что исходный сплав ВЭС-0N обладает хорошими механическими характеристиками во всем температурном интервале. Максимальные значения предела текучести $\sigma_{0,2}$, предела прочности σ_B и удлинения до разрушения δ наблюдаются при температуре 77 К ($\sigma_{0,2} = 410$ МПа, $\sigma_B = 950$ МПа и $\delta = 100$ %). Установлено, что легирование азотом до 1 и 1,5 ат. % способствует улучшению механических свойств сплава в интервале от 183 до 473 К – твердорастворное упрочнение способствует росту предела текучести вплоть до $\sigma_{0,2} = 430$ МПа при сохранении высокой пластичности ($\delta \approx 70$ %). При $T = 77$ К пластичность азотсодержащих образцов снижается по сравнению с ВЭС-0N, но все-равно остается достаточно большой ($\delta = 65$ % и 50 % для ВЭС-1N и ВЭС-1,5N, соответственно). Во всем исследуемом температурном интервале (от 77 до 473 К) образцы ВЭС-0N разрушаются вязко, на поверхностях разрушения наблюдаются многочисленные ямки излома. Легирование азотом принципиально не изменяет микромеханизм разрушения сплавов при температурах от 77 до 473 К, но при $T = 77$ К на поверхностях разрушения образцов дополнительно к ямочному транскристаллитному излому наблюдали незначительные хрупкие транскристаллитные трещины и интеркристаллитные сколы.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-19-00261).

ФОРМИРОВАНИЕ ДИССИПАТИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОЙ СТРУКТУРЫ В ЛЕГИРОВАННОМ ЧУГУНЕ ВЫСОКО- И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМООБРАБОТКОЙ

Морозов С.О.,¹ Мошечкова Л.А.,¹ Филиппов М.А.,¹ Шарапова В.А.,¹

Эстемирова С.Х.²

¹УрФУ,

²Институт металлургии УрО РАН

Проведено изучение возможности повышения абразивной износостойкости экономно легированных чугунов типа нихард повышением температуры закалки для получения остаточного аустенита на рабочей поверхности с образованием мартенсита деформации в процессе эксплуатации. Для исследования взяты образцы белого валкового хромоникелевого чугуна класса нихард, выплавленного в индукционной печи, химический состав которого приведён в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав чугуна (% по массе)

C	Cr	Ni	Si	Mn	S	P
3,12	2,11	4,26	0,65	0,60	0,035	0,042

Сравнительные испытания абразивной износостойкости образцов проводили в закалённом состоянии после нагрева в интервале температур 850–1150 °С и охлаждения в масле. Выдержка при температуре нагрева составляла 20 мин. Оценка износостойкости производилась по методике изнашивания по закреплённому абразиву. Абразивная износостойкость определялась по результатам двух параллельных испытаний (эталон – образцы рельсовой стали У7, изготовленные из массивных образцов после охлаждения от 820 °С в масле со структурой сорбита и твёрдостью 37 HRC), сравнение результатов производили через относительные единицы.

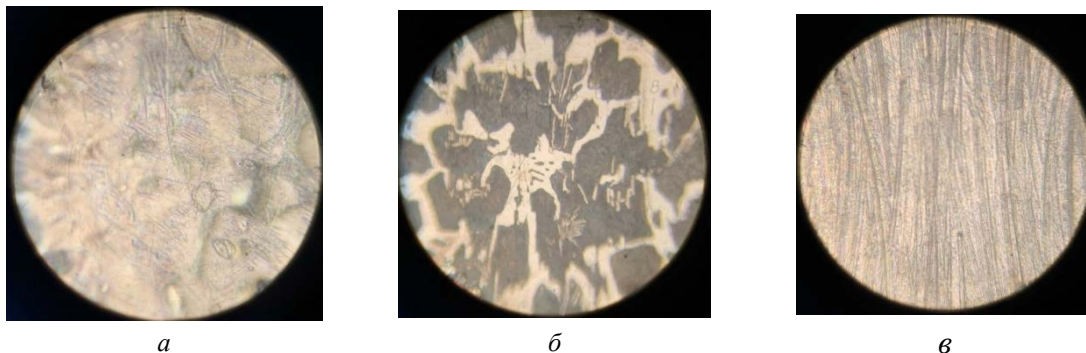


Рис. 1. Микроструктура чугуна после закалки от 850 °С (а) и 1150 °С (б), после изнашивания и закалки от 1000 °С (в) $\times 200$

В результате повышения температуры закалки от 850 до 1150 °С количество ледебурита составляет около 30% (рис. 1). Начиная с температуры закалки 900 °С, увеличивается количество остаточного аустенита. Для чугуна 300Х2Н4 в зависимости от температуры закалки твёрдость снижается от 60 до 35 HRC из-за насыщения аустенита углеродом, легирующими элементами и возрастания количества остаточного аустенита и объёма деформационного мартенситного превращения в процессе самого испытания, что вызывает возрастание эффективной микротвёрдости (степени упрочнения рабочей поверхности) в процессе изнашивания (рис. 2). Независимо от

температуры заковки выявлен один тип карбидов – легированный цементит, $(Fe, Cr)_3C$.

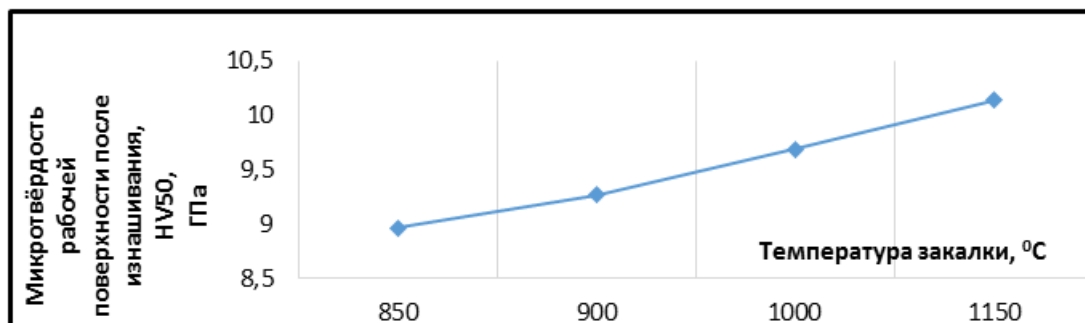


Рис. 2. Зависимость микротвёрдости рабочей поверхности после изнашивания от температуры заковки

Дисперсные кристаллы мартенсита деформации с протяжённостью длинной оси, по-видимому, соответствующей ширине микроцарапин, оставленных после прохода абразивных частиц, имеют размер кристаллов 10-12 мкм. Волновой характер расположения кристаллов мартенсита деформации в виде параллельных рядов обусловлен формированием чередующихся пиков сжимающих напряжений на фронте движущихся абразивных частиц и растягивающих напряжений после прохождения частицы в данном микрообъёме металла. Образование кристаллов мартенсита деформации сопровождается микро-трип-эффектом [6]. Расположение кристаллов мартенсита деформации правильными параллельными рядами в разных микроцарапинах на поверхности образцов можно объяснить действием однородного поля напряжений при одинаковой ориентации кристаллической решётки аустенита. Армирование рабочей поверхности дисперсными кристаллами мартенсита, стимулирующими микро-трип эффект и релаксацию микронапряжений в момент сдвига, затрудняет внедрение абразивных частиц, повышая сопротивление изнашиванию.

Обработке холодом подвергались образцы исследуемого чугуна после закалки от температуры нагрева 1150 °C с целью получения углеродистого мартенсита охлаждения в металлической основе и изучения его влияния на износостойкость.

Увеличение количества мартенсита на 15 %, полученное охлаждением после закалки, повышает износостойкость чугуна на 20 %. Суммарное количество мартенсита на поверхности образцов после охлаждения достигает 95 %. Обработка холодом чугуна с большим количеством остаточного аустенита (95 %) приводит к благоприятному структурному состоянию металлической матрицы с высоким сопротивлением абразивному изнашиванию. Диссипативная способность структуры с наличием некоторого количества мартенсита охлаждения (~с 0,7 % углерода), по-видимому, повышается в результате увеличения величины сжимающих напряжений и энергии образования мартенсита деформации под влиянием абразивных частиц. В результате эффективная микротвёрдость рабочих поверхностей образцов возрастает в сплаве 300X2H4 (после обработки холодом она возрастает до 11,0 МПа).

Выводы

1. Повышение температуры нагрева под закалку низколегированного чугуна нихард, 300X2H4, от 850 до 1150 °C обуславливает прогрессирующее снижение твёрдости с 59 до 35 HRC вследствие образования до 90 % остаточного аустенита.
2. Снижение исходной твёрдости чугуна нихард после высокотемпературной закалки не вызывает уменьшения его абразивной износостойкости, а начиная с темпе-

ратуры закалки 1000 °С, наоборот, возрастает подобно тому, как это происходит в высокохромистых чугунах, однако с меньшей интенсивностью, на 10-15 %.

3. Этот «эффект высокотемпературной закалки» обусловлен метастабильностью остаточного аустенита и его превращением в мелкокристаллический мартенсит деформации на поверхности изнашивания с созданием повышенного уровня фрикционного упрочнения рабочей поверхности.
4. Увеличение количества мартенсита на 15 %, полученное глубоким охлаждением после высокотемпературной закалки, повышает эффективную микротвёрдость рабочих поверхностей до 11,0 МПа, что сопровождается ростом износостойкости чугуна на 20 %.

Список литературы

1. Куликов В.И. Легированный чугун. Машиностроение. Энциклопедия Том II-2. Стали. Чугуны. М.: Машиностроение., 2001. С. 601 – 676.
2. Филиппов М.А., Шарапова В.А., Швейкин В.П. и др. Повышение износостойкости хромистых чугунов термической обработкой. Литейщик России, 2020, № 8, с. 35–40.
3. Филиппов М.А., Лхагвадорж П., Плотников Г.Н. Структурные факторы повышения износостойкости белого хромистого чугуна МиТОМ. 1996, № 4, С. 7 – 10.
4. Комаров О.С., Садовский В.М., Урбанович В.И., Григорьев С.В. связь микроструктуры со свойствами высокохромистых чугунов. МиТОМ. 2003, № 7. С. 20 – 23.
5. Иванова В.С. Синергетика в металловедении. МиТОМ. 2005. № 2. С.12 – 19.
6. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина П.М. Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1983. 480 с.

ВИЗУАЛИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ СФОКУСИРОВАННЫХ ЛАЗЕРНЫХ ИЗЛУЧЕНИЙ С ПОМОЩЬЮ ФОТОЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ ТОНКИХ ПОЛИМЕРНЫХ ПЛЕНОК

Рахимова У.Дж.

*Таджикский государственный университет права, бизнеса и политики,
Худжанд, Таджикистан,
rakhimova0508@mail.ru*

В данной работе исследуется распределение поперечных и продольных компонент электрического поля в сфокусированных лазерных излучениях He–Ne источника с длиной волны $\lambda = 0,633$ нм. Эффекты поляризации и фокусировки изучаются с помощью поверхностной деформации фоточувствительных полимерных пленок (поливиниловый спирт и поливинилбутираль).

Одной из ключевых задач современной фотоники является создание и диагностика наноструктур. Для этих целей часто используют сфокусированные лазерные излучения, поскольку наряду с поперечными составляющими поля в одноосной вытяжке пленки существует продольная компонента (компонента, направленная вдоль распространения волны). В этом случае, аномальное приближение дифракции становится некорректным, поэтому необходимо учитывать векторную природу поля [2].

Разработка методики перераспределения интенсивности света между поперечной и продольной компонентами, а также управления их пространственным распределением, является актуальной в оптических приложениях. Компонента электрического поля, направленная вдоль оптической оси, позволяет определять ориентацию

дипольных моментов одиночных молекул. В оптической поляризационной микроскопии продольная составляющая электрического поля используется в инвертированном режиме поляризации. Благодаря возбуждению поверхностного локализованного поляризации на оптической системы, расположенной непосредственно у образца, на несколько порядков увеличивается сечение таких процессов, как комбинационное и рэлеевское рассеяние, ИК поглощения, генерация второй гармоники, флуоресценция. Профиль деформации поверхности тонких полимерных пленок зависит от пространственной структуры падающего излучения. Это может быть использовано в хранении, записи и кодировании информации, а также создании голографических решеток.

Нами рассмотрен распределение интенсивности различных компонент сфокусированной лазерной излучении в фокальной плоскости полимерной пленки (рис. 1).

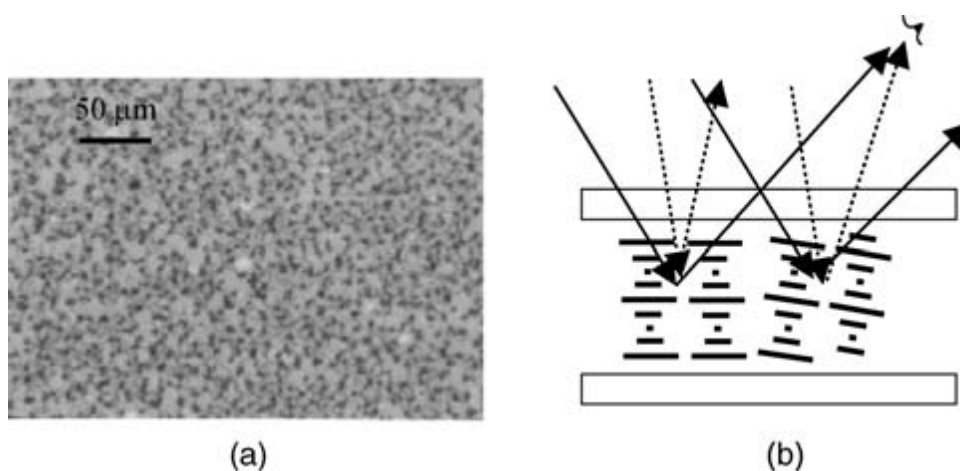


Рис.1. Микрофотография несовершенного планарного состояния (a). Отражения от несовершенного планарного состояния при световом излучении (b)

Обратили внимание на то, что продольная z-компонента поля отлична от нуля, ее интенсивность в порядке меньше, по сравнению с поперечной, и максимум находится не на главной оптической оси. Целью настоящей работы является увеличение вклада продольной компоненты в полную интенсивность поля.

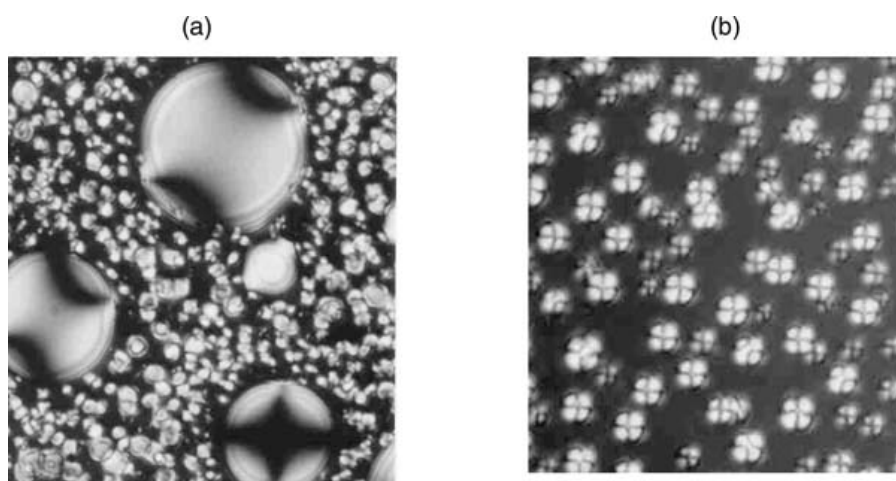


Рис.2. Микрофотографии ДПЖК пленки: биполярные капли (a); радиальные капли (b)

Комбинируя определенным образом лазерные излучения, можно создать два новых поляризационных состояния света: радиальную и азимутальную. Радиальная поляризация математически получается при сложении двух компонент порядка $(1,0)$, повернутых относительно друг друга на 90 градусов. В случае азимутальной поляризации складываются две моды порядка $(0,1)$. Аналитическое решение показало, что сильно сфокусированный радиально и азимутально поляризованный свет имеет в области одноосной вытяжки большую продольную компоненту электрического и магнитного поля соответственно.

На практике радиальная и азимутальная моды могут быть получены путем трансформации директора нематического жидкого кристалла (НЖК), диспергированные в состав полимера (ДПЖК пленки) при действии внешних сил, оптические оси которых направлены соответствующим образом. Преимущество этого метода заключается в том, что он позволяет генерировать лазерные моды, не требуя при этом изменения свойств самого резонатора. Следует отметить, что внешние поля воссоздают лишь поляризацию, но не распределение интенсивности. Следовательно, поле, являющееся результатом фокусировки таких мод, будет отличаться от аналитического решения, и требует дополнительного исследования[1].

В данной работе проведено моделирование прохождения лазерного излучения через радиальный микрополяризатор, состоящий из ДПЖК пленок, применяя метод конечных разностей. Результаты моделирования использовались для численного расчета поля в области переориентации на основе углового спектрального представления. Идея метода заключается в том, что если известно поле в какой-либо плоскости и известен поляризатор для конкретной задачи, то можно найти распределение поля в любой другой плоскости. Численное решение было подтверждено экспериментально, используя явление деформации поверхности тонких полимерных пленок под действием внешнего поля. Данные, полученные с помощью поляризационной микроскопии, о рельефе области пленки, освещенной сильно сфокусированным радиально поляризованным светом, применялись для расчета структуры поля в области одноосной вытяжки на основе модели градиентных сил.

Таким образом, мы показали, что при сильной фокусировке света, прошедшего через радиальный поляризатор, можно на порядок увеличить вклад продольной компоненты в общую интенсивность поля, по сравнению со случаем линейной поляризации. При этом продольная компонента находится на оптической оси. Для азимутальной поляризации все выкладки аналогичны.

Список литературы

1. Иванов А.П., Лойко В.А., Дик В.П. Распространения света в плотноупакованных дисперсных средах. Минск: Наука и техника, 1988. 190с
2. Блинов Л. М. Жидкие кристаллы: Структура и свойства. М.: Книжный дом «Либроком», 2013. 480 с.
3. West J.L., Zhang Ke., Glushchenko A., Reznikov Y., Andrienko D. Drag of micro-particles by an extended nematic-isotropic interface. *Mol. Cryst. Liq. Cryst.*, 2004, V. 422. P. 73–82.

ИССЛЕДОВАНИЯ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СИЛУМИНА ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

Загуляев¹ Д.В., Иванов² Ю.Ф., Абатурова¹ А.А., Устинов² А.М., Громов¹ В.Е.

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
zagulyaev_dv@physics.sibsiu.ru

²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,
yufi55@mail.ru

В настоящее время развитие техники и технологии требует, чтобы разрабатывались и производились новые материалы [1], которые бы обладали повышенными функциональными свойствами, и могли бы заменить традиционно используемые материалы.

Перспективными материалами, которые способны заменить стали, являются алюминий и сплавы на его основе [2]. Связано это с двумя обстоятельствами. Во-первых, алюминий достаточно распространенный металл, точнее сказать это третий элемент после кислорода и кремния по массовому содержанию в твёрдой земной коре и первый среди металлов. Во-вторых, алюминий обладает уникальными свойствами. Он весит примерно в три раза меньше стали, пластичный, в меру прочный, ковкий металл, который при отливке, легко принимает любые формы, а оксидная пленка, формирующаяся на его поверхности, делает его устойчивым к коррозии, обладает высокой электропроводностью, не токсичен, легок в переработке.

Ограничивающим фактором сферы использования алюминия, являются его сравнительно низкие прочностные свойства. Одним из распространенных методов упрочнения алюминия является добавление легирующих элементов, например кремния [3], в процессе литья, но и этого в последнее время становится недостаточно. Следует отметить, что традиционный метод упрочнения, термическая обработка [4], малоэффективен для Al-Si сплавов (силуминов), поскольку растворимость кремния слабо зависит от температуры в интервале до 660,3 °С (температура плавления алюминия). В данной связи приходится прибегать к более современным методам увеличения прочностных свойств, в частности к обработке концентрированными потоками энергии. К хорошо зарекомендовавшим методам поверхностного упрочнения относится электронно-пучковая обработка (ЭПО).

В связи с изложенным представленная работа является актуальной, поскольку направлена на изменение свойств сплава АК5М2 методом ЭПО и анализ структурных превращений при этом происходящих.

В ходе исследований установлено, что ЭПО сплава АК5М2 приводит к увеличению микротвердости поверхности обработки. Значения микротвердости находятся в зависимости от плотности энергии пучка электронов и длительности импульса воздействия (рис. 1 а). Максимальное увеличения микротвердости (0,95 ГПа) наблюдаются при параметрах ЭПО 50 Дж/см² и 50 мкс., что превышает микротвердость исходного материала на 83% (значение микротвердости сплава АК5М2 в исходном состоянии равно 0,52 ГПа).

Помимо микротвердости, ЭПО приводит к увеличению износостойкости поверхности модифицирования (рис. 1 б). Выявлено, что оптимальным, с точки зрения износостойкости, параметрами ЭПО являются 50 Дж/см², 200 мкс. При данном режиме облучения происходит 197 % увеличение износостойкости, а именно коэффициент износа в исходном состоянии $k = 1,1 \cdot 10^{-3}$ мм³/Н•м, после ЭПО $k = 0,37 \cdot 10^{-3}$

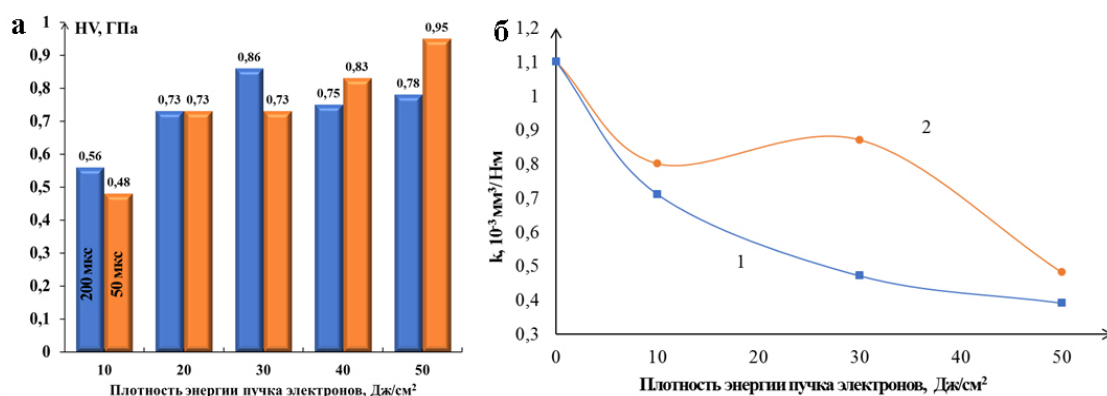


Рис. 1. Зависимости микротвердости (а) и коэффициента износа (б) от плотности энергии пучка электронов, на (б) 1 – длительность импульсов пучка электронов 200 мкс; 2 – 50 мкс

Методами сканирующей электронной микроскопии установлено, что облучение сплава АК5М2 сопровождается плавлением и растворением частиц интерметаллидов и кремния. Указанные структурные изменения начинаются с плотности энергии пучка электронов 30 Дж/см^2 , однако при данных параметрах пучка растворение частиц интерметаллидов и кремния носит незавершенный характер, при 50 Дж/см^2 частицы интерметаллидов и кремния не выявляются.

Методами просвечивающей электронной микроскопии обнаружено, что ЭПО с параметрами $30\text{--}50 \text{ Дж/см}^2$, не зависимо от длительности импульсов (50 или 200 мкс.), приводит к формированию в слое толщиной до $50\text{--}70 \text{ мкм}$ структуры высокоскоростной ячеистой кристаллизации. Размеры ячеек колеблются в интервале $10\text{--}200 \text{ нм}$., размеры прослоек $10\text{--}20 \text{ нм}$. Микрорентгеноспектральный анализ показывает, что ячейки сформированы твердым раствором на основе алюминия; прослойки, разделяющие ячейки кристаллизации, обогащены атомами кремния, меди и железа.

Анализ структурных изменений происходящих при ЭПО дает основание сделать вывод, что существует две причины вызывающие увеличение микротвердости и снижение коэффициента износа. Первая – это образование ячеистой, субмикроструктурной структуры высокоскоростной кристаллизации; вторая – растворение интерметаллидов в облученном слое.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 19-79-10059).

Список литературы

1. Fan, J. T. A new multi-component alloy with a nanostructured morphology and superior mechanical behavior / J. T. Fan, M. D. Zhang, L. J. Zhang, L. M. Fu, P. F. Yu, P. K. Liaw, G. Li // Materials Science and Engineering: A. – 2020. – Vol. 771. – 138616. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138616>
2. Richards, J. W. Aluminium / J. W. Richards. – British Library, Historical Print Editions, 2011. – 511 p.
3. Javidani, M. Application of cast Al-Si alloys in internal combustion engine components / M. Javidani, D. Larouche // International Materials Reviews. – 2014. – Vol. 59. – No. 3. – P. 132–158.
4. Gawdzińska, K. Influence of heat treatment on abrasive wear resistance of silumin matrix composite castings / K. Gawdzińska, K. Bryll, D. Nagolska // Archives of Metallurgy and Materials. – 2016. – Vol. 61, No 1. – P. 177–182. (DOI: 10.1515/amm-2016-0031)

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ ПРОВОДОВ ИЗ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Шадрина Я.С., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Бобров А.А.,
Берендеев Н.Н.

*Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
Нижний Новгород, Россия,
yashadrina@nifti.unn.ru*

Одной из актуальных задач современной электротехники является замена медных проводов на алюминиевые при условии сохранения их термической стабильности, высокой электропроводности и прочности при повышенных температурах. Это позволяет снизить вес бортовой сети современных транспортных средств, в первую очередь, самолетов и, как следствие, повысить их дальность полета и грузоподъемность, снизить расход топлива. Особенно сложной является задача обеспечения физико-механических свойств малогабаритных композитных проводов с медной или серебряной оболочкой, поскольку длительная выдержка при повышенных температурах может приводить к интенсивной диффузии меди в поверхность алюминиевой жилы.

Целью работы является исследование термической стабильности малогабаритных композитных проводов, изготовленных из новых микролегированных алюминиевых сплавов.

Объектами исследования являются алюминиевые сплавы содержащие Zr, Sc, Hf: сплав №1 – чистый алюминий марки А99(997), выступающий в качестве объекта сравнения №1, сплав №2 – Al-0.25Zr-0.10Sc, сплав №3 – Al-0.20Zr-0.10Sc-0.10Hf, сплав №4 – Al-0.25Zr-0.05Sc-0.05Hf, сплав №5 – Al-0.25Zr-0.10Hf, сплав № 6 – Al-0.25Zr (объект сравнения №2) и полученные из данных сплавов биметаллические провода диаметром 0.26 мм с покрытием из высокочистой меди (толщина покрытия ~0.03 мм). Образцы алюминиевых сплавов были получены методом индукционного литья из высокочистого алюминия А99(997) с помощью литейной машины INDUTHERM VTC-200. Образцы композитных проводов получались путем совместного волочения при комнатной температуре в стане цепном CGD-CE 1200 Rodent. Исследования микротвердости H_v проводились в центре поперечного сечения провода с использованием твердомера HVS-1000. Испытания на разрыв проволоки проводились с использованием разрывной машины Lloyd Instruments LR5KPlus. Исследования микроструктуры проводились на растровом электронном микроскопе Jeol JSM-6490, оснащенного энергодисперсионным микроанализатором Oxford Instruments INCA 350. Для исследования термической стабильности образцы проводов подвергали отжигам в течении 30 минут в воздушной печи типа СНОЛ.

В исходном состоянии литые сплавы в зависимости от химического состава имеют однородную крупнозернистую структуру в центральной части слитков, по краям образцов наблюдается структура столбчатых кристаллов. Соотношение площади занимаемой каждой из типов структур зависит, в первую очередь, от типа и концентрации легирующих элементов. После волочения в сплавах формируется сильно текстурированная смешанная зеренно-субзеренная структура с высокой плотностью дислокаций. Проведены исследования зависимости микротвердости от температуры отжига

Обобщение результатов механических испытаний показывает, что в исходном состоянии биметаллические провода имеют высокую твердость и прочность. Фрак-

тографический анализ показывает, что разрушение происходит хрупко. На изломе наблюдается отслоение медной оболочки от алюминиевой проволоки. Испытания отожженных проводов (500°C) показывают, что происходит снижение прочности и повышение пластичности. Фрактографический анализ показывает, что отжиг приводит к увеличению зоны разрушения и уменьшению степени отслоения алюминиевого провода от медной оболочки.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ №20-19-00672.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВАХ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Кондратьева А.М.^{1,2}, Зотов О.Г.², Петров С.Н.^{1,2}

¹НИИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей» им. И.В. Горынина,
г. Санкт-Петербург, Россия

²ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский политехнический университет
Петра Великого», г. Санкт-Петербург, Россия,
anastasiia.shumko@gmail.com

Получение структур, обеспечивающих уникальное сочетание технологических и эксплуатационных свойств металлических материалов – одна из основных задач физического материаловедения на сегодняшний день. Известно, что процессы динамической рекристаллизации, протекающие при горячей пластической деформации жаропрочных сплавов, оказывают существенное влияние на формирование конечной структуры, в частности, на размер зерна, который, наряду с другими факторами, определяет механические свойства материала. В связи с этим, представляет интерес исследовать процессы динамической рекристаллизации жаропрочных сплавов в зависимости от температуры, скорости и степени деформации.

С целью анализа процессов формирования необходимых микроструктурных параметров жаропрочных сплавов, на основе изучения влияния технологических режимов термомеханической обработки для получения нового поколения материалов, необходимых для создания ответственных изделий в авиационной технике, в рамках данной работы было выполнено следующее:

1. Экспериментально и теоретически изучены процессы формирования микроструктуры хромоникелевого жаропрочного сплава ЭП700 при термомеханической обработке;
2. Установлена взаимосвязь между основными параметрами микроструктуры и технологическими режимами термомеханической обработки исследуемого сплава.

Известно, что оптическая металлография не способна дать информацию о кристаллографической ориентировке зерен исследуемого материала, что не позволяет наиболее детально оценить процессы структурообразования, протекающие в материале при его деформировании. Поэтому для детального анализа микроструктуры и протекания процессов рекристаллизации в отдельных образцах исследуемого сплава использовался сканирующий электронный микроскоп Tescan LYRA 3, в частности, методика EBSD анализа.

В данном подходе, на основании предварительного анализа и оценки получаемых данных, поле для анализа всех исследуемых образцов было выбрано одинаковым - 300×300 мкм, шаг сканирования – 0.2 мкм.

В результате проведения анализа методом EBSD:

1. Получены изображения IQ (Image Quality) и карт зерен;
2. Проведена оценка кристаллографической ориентации зерен в исследуемых образцах;
3. Выполнена оценка внутризеренных разориентировок с помощью функции GAM (Grain Average Misorientation).

Установлено, что основное влияние на интенсивность протекания процессов рекристаллизации оказывает степень деформации. Наиболее интенсивно процессы рекристаллизации протекают при деформации 70%. Однако, при одинаковой степени деформации снижение скорости деформирования понижает температуру начала разупрочнения.

Приложение внешней нагрузки, сохраняя однофазность структуры, приводит к вытягиванию зерен в направлении деформации. Чем выше степень деформации, тем больше текстурованность. Помимо этого реализуются процессы релаксации напряжений, выражающиеся в разупрочнении и последующей динамической рекристаллизации. На начальном этапе при более низких температурах наблюдается разупрочнение сплавов связанное с двойникованием и образованием линий скольжения. При более высоких температурах реализуются процессы динамической рекристаллизации, связанные с образованием новых мелких зерен размером 5-15 мкм на границах крупных не рекристаллизованных зерен. Интенсивность протекания указанных процессов повышается с увеличением степени деформации и снижением скорости деформирования.

Анализ с помощью метода EBSD позволил установить, что при степени деформации 70% наряду с динамической рекристаллизацией, из-за дальнейшего деформирования происходит внутризеренная фрагментация, развиваются субграницы и формируется субструктура. В результате чего в структуре достигается равновесие между рекристаллизованными и фрагментированными структурными составляющими. Установлено, что при степени деформации 50% этот процесс не выявлен.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №19-38-90305 на оборудовании Центра коллективного пользования «Состав, структура, свойства конструкционных и функциональных материалов» НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей».

Список литературы

1. Михайлов А.Н. «Особенности технологического процесса повышения ресурса лопаток турбины авиационного двигателя на базе функционально-ориентированной технологии», А.Н. Михайлов, Т.В. Хавлин, Прогрессивные технологии и системы машиностроения, №1(56)'2017.
2. Fujimitsu Masuyama. History of Power Plants and Progress in Heat Resistant Steels // ISIJ International, Vol. 41 (2001), No. 6, pp. 612–625.
3. Adam J. Schwartz. Electron Backscatter Diffraction in Material Science. Second edition / Adam J. Schwartz, Mukul Kumar, Brent L. Adams, David P. Field. – 2009.
4. Taku Sakai, Andrey Belyakov, Rustam Kaibyshev, Hiromi Miura, John J. Jonas. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions // Progress in Materials Science, Vol. 60 (2014), pp. 130-207.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕМЕНТНОГО ПОРОШКОВОГО СЫРЬЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ ПОРИСТОГО КАРКАСА МАХ-ФАЗЫ Ti_3AlC_2 ПРИ ПОЛУЧЕНИИ МЕТОДОМ СВС

Давыдов Д.М., Умеров Э.Р., Латухин Е.И., Амосов А.П.

*Самарский государственный технический университет,
Самара, Россия,
davidov@npcsamara.ru*

Тройное карбидное соединение карбоалюминид титана Ti_3AlC_2 относится к так называемым МАХ-фазам –виду керамических материалов с уникальными свойствами. МАХ-фазы называют новой керамикой, они имеют слоистую наноламинатную структуру и обладают одновременно свойствами металлов и керамики: высокой электро- и теплопроводностью, стойкостью к термоударам, пластичностью при высоких температурах, жаростойкостью, стойкостью к окислению, низкой плотностью, легко обрабатываются механическими способами [1]. Простой энергосберегающий метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), основанный на горении смеси исходных порошков, является одним из перспективных методов для производства этой МАХ-фазы [2-4]. Целью настоящей работы является исследование влияния наиболее распространенных марок исходных элементных порошков титана (ТПП-7, ПТС-1, ПТМ-1) и углерода (графита ГЛС-1, С-2, сажи Т 900 и П 701) при их использовании в шихте $3Ti+Al+2C$, а также избытка алюминия (ПА-4), на фазообразование, микро- и макроструктуру пористых материалов, полученных в результате горения на воздухе без приложения внешнего давления. Это позволяет определить марки исходных порошков, наиболее подходящих для получения пористых каркасов МАХ-фазы Ti_3AlC_2 с однородной мелкопористой структурой в отсутствии таких дефектов как крупные поры, расслоения и трещины, а также с сохранением формы шихтовых брикетов. Такие пористые каркасы МАХ-фазы, нужны, например, при получении фильтров или керамико-металлических материалов (керметов) методом инфильтрации. В последнем случае для создания благоприятных условий пропитки металлами необходимо синтезировать пористый каркас однородной макроструктуры по всему объему, а высокое содержание МАХ-фазы обеспечит высокие эксплуатационные характеристики керметов [5].

В ходе исследования пористых каркасов, полученных методом СВС, было выявлено, что наиболее однородная пористость и сохранение исходной геометрической формы образцов достигается с применением титана марок ТПП-7 и ПТС-1. При этом обнаружено, что графитовые порошки С-2 и ГЛС способствуют сохранению исходной геометрической формы в большей степени, в то время как сажи Т900 и П701 обеспечивают более равномерную пористость образцов. Также выявлено, что на плотность и пористость СВС-образцов, полученных из системы $Ti-Al-C$, наибольшее влияние оказывает вид углеродного порошка. Наибольшая пористость получена на графитах С-2 и ГЛС-1, при этом более чистый графит С-2 демонстрирует более стабильные данные по пористости при использовании разных титановых порошков и его можно рекомендовать для получения более пористых образцов МАХ-фазы. Для менее пористых образцов с меньшими порами можно рекомендовать применение технического углерода марки Т 900. С уменьшением размера частиц титана от ТПП-7 до ПТМ-1 плотность СВС-продукта незначительно возрастает. Качественный рентгенофазовый анализ показал наличие в полученных образцах целевой МАХ-фазы Ti_3AlC_2 и побочных фаз карбида и нитрида титана TiC и TiN . Для оценки их

соотношения в синтезируемых образцах использовали количественный рентгенофазовый анализ (РФА), результаты которого представлены в таблице 1.

Таблица 1. Результаты количественного РФА полученных образцов

Марка угле- рода (C)	Марка титана (Ti)								
	ТПП-7			ПТС-1			ПТМ-1		
	Содержание фаз в полученном продукте, %								
	Ti ₃ AlC ₂	TiC	TiN	Ti ₃ AlC ₂	TiC	TiN	Ti ₃ AlC ₂	TiC	TiN
C-2	52	48	-	35	65	-	17	62	21
ГЛС-1	44	56	-	32	50	18	34	55	11
T 900	47	53	-	37	63	-	18	82	-
П 701	41	59	-	24	54	22	16	71	13

При использовании порошков титана крупной фракции (ТПП-7) совместно с порошками графита (С-2) и сажи (Т 900) в исходной шихте были получены наибольшие показатели по количеству МАХ-фазы в СВС – 52% и 47%, соответственно. Добавление избыточного порошка алюминия к стехиометрическому соотношению в исходную шихту приводит к увеличению количества МАХ-фазы в продукте СВС, снижая содержание побочного карбида титана. Максимальное количество Ti₃AlC₂ составило 66% при избытке алюминия в 25% в исходной смеси на основе титана ТПП-7 и графита С-2. Увеличение объема образца приводит к увеличению количества МАХ-фазы в конечном продукте вследствие более медленного остывания промежуточных продуктов горения и большей полноты их превращения в МАХ-фазу.

Список литературы

1. Barsoum M.W. MAX Phases. Properties of Machinable Ternary Carbides and Nitrides. Weinheim: Wiley-VCH, 2013. 437 p.
2. Pazniak A., Bazhin P., Shchetinin I., Kolesnikov E., Prokopets A., Shplis N., Stolin A. and Kuznetsov D. Dense Ti₃AlC₂ based materials obtained by SHS-extrusion and compression methods // Ceramics International. 2019. Vol.45. №2. P.2020-2027.
3. Goc K., Prendota W., Chlubny L., Strączek T., W., Borowiak P., Witulska K., Bućko M.M., Przewoźnik J., Lis J. Structure, morphology and electrical transport properties of the Ti₃AlC₂ materials // Ceramics International. 2018. Vol.44. P.18322-18328.
4. Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов: учеб. пособие. М.: Машиностроение-1, 2007. 471 с.
5. Умеров Э.Р., Латухин Е.И., Марков Ю.М. Инфильтрация расплава алюминия в пористый Ti₃AlC₂ после его синтеза // Современные материалы, техника и технологии. 2020. Т5. №32. С.106-114.

НАНОМАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ Cu–Se

Биккулова Н.Н.¹, Акманова Г.Р.², Сафаргалиев Д.И.², Якшибаев Р.А.²

¹ Стерлитамакский филиал Башкирского государственного университета,
г. Стерлитамак, Россия

² Башкирский государственный университет, г. Уфа, Россия,
danirsafargaliev@gmail.com

Расчет зонной структуры и фононного спектра исследуемых соединений был выполнен в рамках теории функционала электронной плотности методом псевдопотенциала в базисе плоских волн, реализованный в программном пакете Quantum Espresso [1]. При расчете были использованы ультрамягкие псевдопотенциалы для меди, для халькогенов – псевдопотенциалы сохраняющие норму, которые сгенерированы данной программой [2]. Энергия обрезки плоских волн имела величину 85-100 Ry. При расчетах учитываются d-, s-электроны для катионов и s-, p-электроны для анионов. Использовался автоматический выбор точек обратной решетки (k-точек) при помощи метода Монкхорста–Пака на сетке 8x8x8.

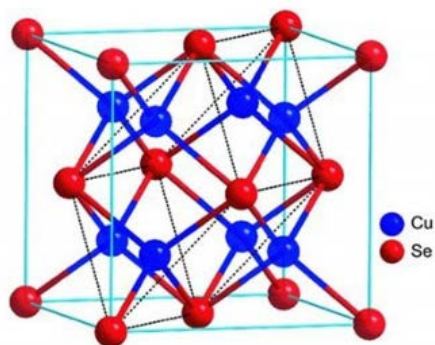


Рис.1. ГЦК структура Cu₂Se

При высоких температурах в суперионном состоянии Cu₂Se имеет ГЦК структуру, образованную анионами Se, а катионы Cu занимают тетраэдрические позиции (рис. 1).

Результаты расчета зонной структуры для суперионного Cu₂Se при температуре 573 К приведены на рис.2.

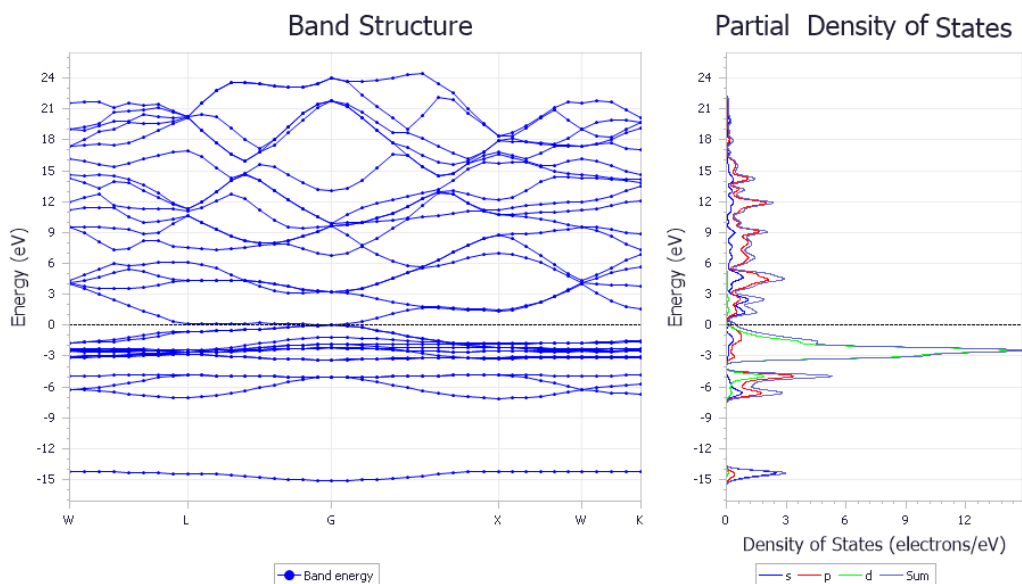


Рис.2. Расчет зонной структуры для суперионного Cu₂Se при температуре 573 К

Энергетический уровень, соответствующий -12,8 эВ образован s-состояниями халькогена с небольшим вкладом s- и d-состояний Cu. В интервале энергий от -6,5 эВ до уровня Ферми расположены гибридные p-уровни халькогена и d-уровни

металла. В данной области вклад s-состояний как аниона, так и катиона незначителен. Зона проводимости образована s-состояниями катиона и s-, p-состояниями халькогена. Анализ полученных нами парциальных и полной плотности электронных состояний показывает, что pd-гибридизация сильнее проявляется в халькогенидах серебра, чем в халькогенидах меди.

На рис. 3 представлена модельная наноточка с расстояниями $10\text{\AA}$ между точками.

На рис.4 представлена зонная структура и плотность электронных состояний соединения Cu_2Se с расстояниями между наноточками $10\text{\AA}$.

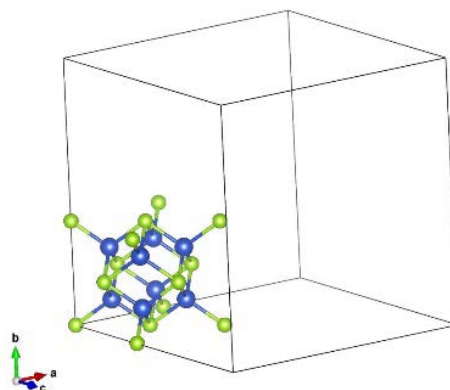


Рис.3. Структура решетки Cu_2Se (1 ячейка) между наноточками $10\text{\AA}$

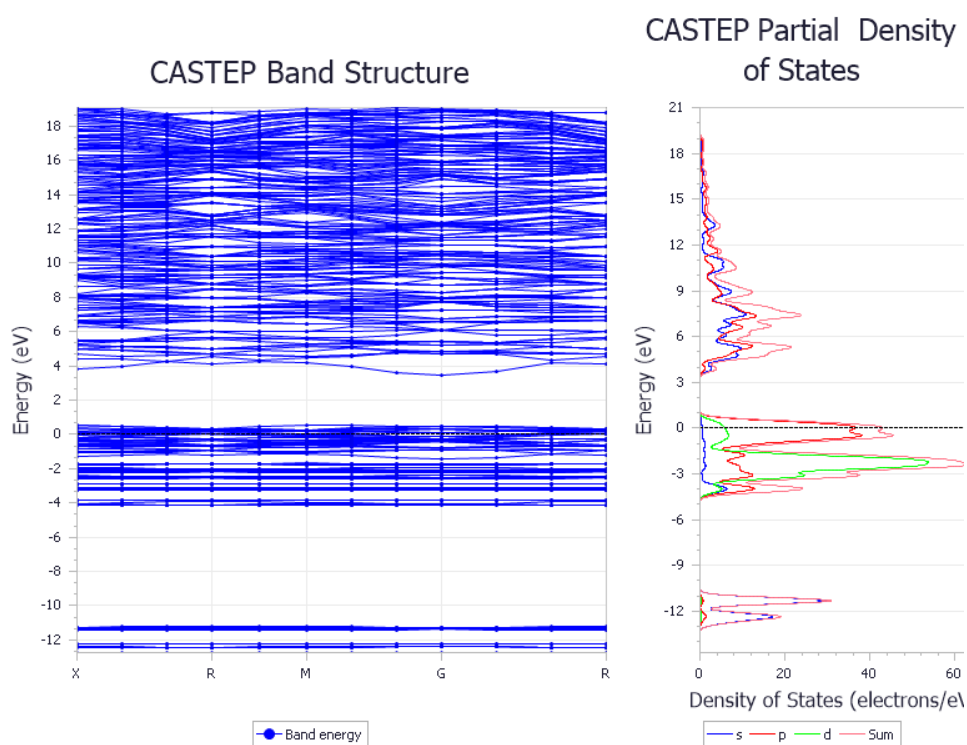


Рис.4. Зонная структура и плотность электронных состояний Cu_2Se (1 ячейка) между наноточками $10\text{\AA}$

Список литературы

1. Quantum-ESPRESSO [Электронный ресурс]. - Режим доступа: <http://www.quantum-espresso.org>.
2. Pseudopotentials Database [Электронный ресурс]. - Режим доступа: <http://www.pwscf.org>.

МОДЕЛЬНЫЕ РАСЧЕТЫ ФАЗОВОЙ ДИАГРАММЫ Cu–Se

Биккулова Н.Н.¹, Акманова Г.Р.², Сафаргалиев Д.И.², Биккулова А.В.³

¹ Стерлитамакский филиал Башкирского государственного университета,
г. Стерлитамак, Россия

² Башкирский государственный университет, г. Уфа, Россия

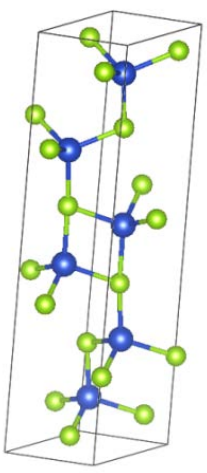
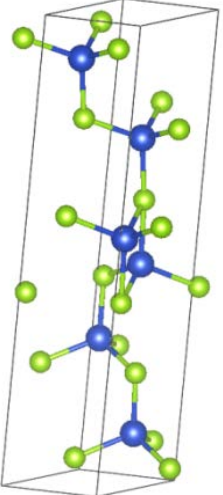
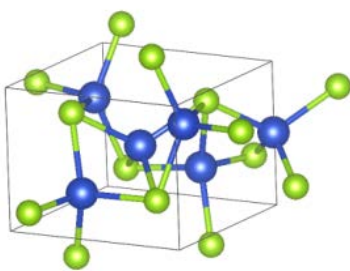
³ Московский государственный университет, г. Москва, Россия,
grakmanova@mail.ru

Были проведены модельные компьютерные расчеты фазовой диаграмм системы Cu–Se с помощью программы USPEX [1], уточнены структуры селенидов меди стехиометрических и нестехиометрических составов. Было сделано предположение, что такой модельный расчет позволит получить теоретическую структурную модель, которая далее будет использована для расчета зонной структуры и фононного спектра. Сравнительный анализ данных в суперионном и несуперионном состоянии мог бы дать ключ к пониманию природы суперионной проводимости и определить критерии по которым можно было бы делать прогноз о наличии суперионных свойств у соединений. Суть поиска наиболее устойчивой структуры сводится к вычислению такого состояния вещества, которое обладает наименьшей энергией. Энергия в данном случае зависит от электромагнитного взаимодействия ядер и электронов атомов, из которых состоит исследуемый кристалл. Ее можно оценить с помощью квантово-механических расчетов, основанных на упрощенном уравнении Шредингера. Так в алгоритме USPEX используется теория функционала плотности, которая получила развитие во второй половине прошлого века. Ее основная цель заключается в упрощении расчетов электронной структуры молекул и кристаллов. Теория позволяет заменить многоэлектронную волновую функцию электронной плотностью, при этом оставаясь формально точной (но на самом деле приближения оказываются неизбежными) [1,2].

Таблица 1. Структуры и параметры ячейки при различных давлениях

№	Формула	Давление	Параметры ячейки					
			a, Å	b, Å	c, Å	α , град	β , град	γ , град
1	Cu ₆ Se ₆	0GPa	3.86306	3.84499	18.97498	90.4460	84.2101	61.7831
2	Cu ₆ Se ₆	1 GPa	3.80424	3.85109	18.91275	90.5369	84.3048	61.9967
3	Cu ₆ Se ₄	1GPa	6.12349	4.68574	4.68574	90.0427	89.9822	90.0039
4	Cu ₂ Se ₄	1GPa	3.82410	4.90810	6.33066	90.0353	90.2098	90.8654
5	Cu ₆ Se ₄	5GPa	6.00227	6.01214	4.66337	90.1078	90.0815	89.9745
6	Cu ₂ Se ₄	5GPa	3.75153	4.84073	6.22103	89.9961	90.0183	90.1894
7	CuSe ₁₃	10GPa	6.50498	6.66136	6.54241	98.2686	97.7129	98.2652
8	Cu ₂ Se ₄	10GPa	3.67984	4.77333	6.11993	89.8777	89.5653	89.4363
9	Cu ₂ Se ₂	10GPa	3.59140	3.54626	4.87468	90.0200	90.0114	89.9979
10	Cu ₇ Se ₃	50GPa	3.45446	9.61429	3.48520	89.4050	88.4021	79.7316
11	Cu ₄ Se ₄	50GPa	3.34180	9.24189	3.31547	88.5596	89.9481	89.6281
12	Cu ₉ Se ₃	100GPa	4.80706	4.80965	5.72840	90.1689	90.1675	60.1284
13	Cu ₆ Se ₆	1 атм	3.85601	3.87613	18.9626	90.2213	84.2063	61.1486
14	Cu ₆ Se ₄	1 атм	6.15602	6.14684	4.71314	90.0284	89.7724	89.9525

На практике это приводит к уменьшению сложности вычислений и, как следствие, времени, которое на них будет затрачено. Таким образом, квантово-механические расчеты сочетаются с эволюционным алгоритмом в USPEX [1]. Расчет

№	Формула	Давление	Структура
1	Cu_6Se_6	0 GPa	
2	Cu_6Se_6	1 GPa	
3	Cu_6Se_4	1 GPa	
Рис.1. Кристаллические структуры Cu–Se			

проведен в сотрудничестве совместно с лабораторией А.Р. Оганова, цель данных расчетов апробация данного метода компьютерного моделирования фазовых диаграмм при критических условиях с целью сопоставления полученных расчетов с экспериментальными фазовыми диаграммами. Поиск таких структур в системе Cu–Se при различных давлениях от 0 до 100 GPa показал, что при абсолютном нуле и давлении 0.1 GPa стабильными являются составы Cu_6Se_4 и Cu_6Se_6 . Экспериментальная фазовая диаграмма при нормальных условиях содержит фазы таких составов. При низких температурах и высоких давлениях стабильной оказывается фаза состава Cu_6Se_6 . Структуры и параметры стабильных фаз полученных при расчете представлены в таблице 1.

Полученные результаты (рис.1) можно использовать для моделирования превращений кристаллической структуры.

Список литературы

1. USPEX (Universal Structure Predictor: Evolutionary Xtallography) [Электронный ресурс]. Режим доступа: <https://uspex-team.org>
2. Горбачев В.В. Полупроводниковые соединения $\text{A}_2\text{B}^{\text{IV}}$ // М.: Металлургия, 1980. 132 с.

ПРЕДЕЛ ПРОЧНОСТИ КВАРЦЕВЫХ ОПТИЧЕСКИХ ВОЛОКОН С ОРГАНИЧЕСКИМИ ПОКРЫТИЯМИ

Булатов М.И., Шацов А.А.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
г. Пермь, Россия,
BylatovMI@gmail.ru

Одним из главных факторов, влияющих на свойства оптического волокна, является защитно-упрочняющее покрытие. На сегодняшний день активно используются покрытия на основе акрилата, каучука и полиимида. Отличительной особенностью оптического волокна с полиимидным покрытием является повышенная температурная стабильность (350 °С) и высокие механические свойства [1]. Однако, данное покрытие негерметично к диффундированию молекул воды, что ограничивает применение волокон с полиимидным покрытием. Проблема может быть решена путем нанесения дополнительного подслоя углерода толщиной порядка 50 нм [2].

Целью данной работы являлось исследование предела прочности, динамической усталости и толщины углеродного слоя кварцевых оптических волокон с углерод/полиимидным и полиимидным покрытием.

Исследуемые образцы оптического волокна по структуре имеют сердцевину из чистого кварца и оболочку, легированную фтором. Диаметр по кварцу оптического волокна составляет 125 ± 1 мкм, диаметр по полиимидному покрытию – 155 ± 5 мкм.

Методика двухточечного изгиба заключается в следующем: образец оптического волокна длиной (~1 см), изогнутый в виде «U»-образной трубки рис.1, помещают между двумя параллельными пластинами A_1 и A_2 . Одна пластина находится в неподвижном состоянии, а вторая движется с постоянной скоростью, так что расстояние между пластинами и радиус изгиба оптического волокна в вершине уменьшаются, а напряжение растяжения в кварце в вершине возрастает. При достижении критического значения, оптическое волокно разрушается. Фиксируется значение расстояния d между пластинами, при котором произошло разрушение.

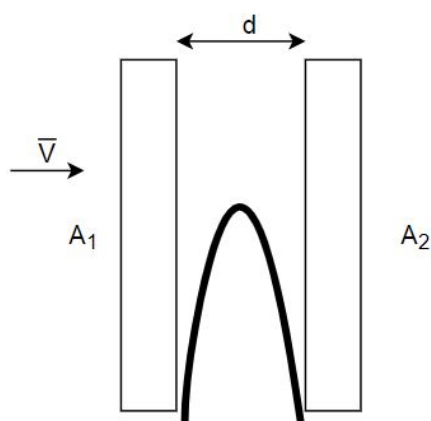


Рис.1. Схема измерения предела прочности методом двухточечного изгиба

Производится расчет предела прочности в [ГПа], ниже приведена расчетная формула [3]:

$$\sigma = E \left[1 + 3,450 \left(\frac{1,219D}{d} - \frac{1,137D^2}{d^2} \right) \right] \left(\frac{1,219D}{d} - \frac{1,137D^2}{d^2} \right), \quad (1)$$

где D – диаметр оптического волокна (по кварцу) [мм], d – расстояние между пластинами [мм], E – модуль упругости, равный 73,5 ГПа. Для точного расчета d необходимо использовать формулу ниже:

$$d = a + d_0 - d_1, \quad (2)$$

где a – перемещение пластины, d_0 – диаметр канала при сведенных пластинах и d_1 – диаметр оптического волокна в полиимидном покрытии (~0,2 мм). При измерении предела прочности методом двухточечного изгиба под воздействием нагрузки оказывается исключительно малая часть оптического волокна, поэтому текущий метод преимущественно удобен для исследования образцов с высокой однородностью прочности по длине.

Параметр n_d характеризующий влияние влаги, по физическому смыслу, соответствует тангенсу угла наклона, равному $1/(1+n)$ [4] в координатах $\log(\sigma)$ от $\log(\sigma_a)$, где σ_a – скорость изменения напряжения.

Результаты предела прочности оптических волокон с углерод/полиимидным и полиимидным покрытием при различных скоростях нагружения представлены ниже в таблице 1.

Таблица 1. Прочностные характеристики волокон

Наименование образцов	Скорость нагружения v , мкм/с	Прочность σ , ГПа	Параметр динамической усталости, n_d
Оптическое волокно с углерод/полиимидным покрытием	10	$4,01 \pm 0,17$	90
	85	$4,03 \pm 0,13$	
	630	$4,03 \pm 0,16$	
	3000	$4,27 \pm 0,05$	
Оптическое волокно с полиимидным покрытием	10	$5,68 \pm 0,05$	27
	85	$6,25 \pm 0,05$	
	630	$6,75 \pm 0,05$	
	3000	$7,19 \pm 0,07$	

Из таблицы 1 следует, что предел прочности увеличивается при повышении скорости нагружения. Предел прочности оптического волокна с углерод/полиимидным покрытием ниже, чем у оптического волокна с полиимидным покрытием, вероятно, это связано из-за дополнительного нанесения подслоя углерода. Полученный предел прочности и параметр динамической усталости хорошо коррелирует с литературными данными [4].

Подслоем аморфного углерода является токопроводящим, толщину нанесенного углерода можно оценить путем измерения электрического сопротивления. Ниже приведена расчетная формула (3) [5]:

$$T = \frac{\rho}{\pi \cdot d \cdot R} \quad (3)$$

где $\rho = 1,96 \cdot 10^{-6}$ кОм·см – удельное сопротивление углерода, d – диаметр волокна по кварцу [мкм], R – электрическое сопротивление [кОм/см]. Измеренное сопротивление с помощью мультиметра составило от 7,4 – 9,4 кОм/см, а толщина углеродного подслоя 16 – 21 нм.

Таким образом, полученный предел прочности методом двухточечного изгиба у оптических волокон с полиимидным и углерод/полиимидным покрытием заметно различается. Мы полагаем, что наличие углеродного подслоя приводит к деградации

прочностных характеристик, что обусловлено первоначальным разрушением углеродного подслоя, а не кварцевой оболочки. Также с помощью измерения электрического сопротивления углеродного покрытия, возможно оценить его толщину.

Список литературы

1. Stolov A.A., Simoff D.A., Jie Li. Thermal stability of specialty optical fibers // J. of lightwave technology. – 2008. Vol. 26. – 3443-3451 p.
2. Zvanut C.M. Method for making a coated silica fiber and the product produced therefrom // U.S. Patent No.3428519. –1969.
3. Bogatyrvov V.A., Bubnov M.M., Dianov E.M., Makarenko A.Y., Rumyantsev S.D., Semjonov S.L., Sysoljatin A.A. High-strength hermetically tincoated optical fibers // Optical fiber commun. – 1991. – 115 p.
4. Dipak R.B. Characterization of polyimide-coated optical fibers // Optical Engineering. – 1991. Vol. 30. No. 6. – 772-775 p.
5. Tuzzolo M.R., Allegretto A.E., Urruti E.H. Hermetic product performance: ensuring the uniformity of the carbon layer // International Wire & Cable Symposium. – 1993. – 381-384 p.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА КИНЕТИКУ РАЗВИТИЯ КОРРОЗИОННОГО РАЗРУШЕНИЯ И СОСТАВ ПРОДУКТОВ КОРРОЗИИ В СО₂-СОДЕРЖАЩИХ НЕФТЕПРОМЫСЛОВЫХ СРЕДАХ

Казадаев Д.С.^{1,2}, Пирожков П.А.²

¹ФГБОУ ВО «Тольяттинский государственный университет»,

Тольятти, Россия,

chinon@yandex.ru

²ООО «ИТ-Сервис», Самара, Россия

Большинство месторождений России содержат углекислый газ и воду, что приводит к развитию углекислотной коррозии, которая является основным видом разрушения нефтедобывающего оборудования. Одним из способов получения представлений о развитии коррозионных повреждений является лабораторное моделирование происходящих процессов.

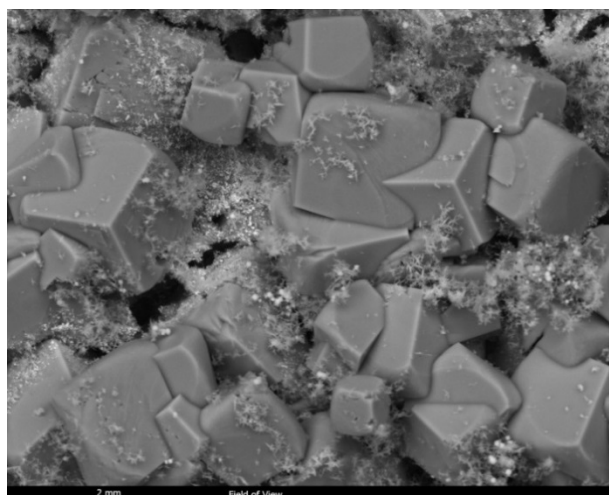
Испытания проводили на образцах стали 09Г2С при температурах 22 и 65°C в течении 300 часов с постоянным подкислением углекислым газом в модельной среде, содержащей 3,5% NaCl в статических условиях (без воздействия потока жидкости). В процессе испытаний измеряли pH и концентрацию ионов железа в растворе. После завершения испытаний определяли скорость коррозии, состав и строение образовавшихся продуктов коррозии.

По результатам работы были выделены следующие особенности кинетики развития коррозионных процессов в зависимости от температуры:

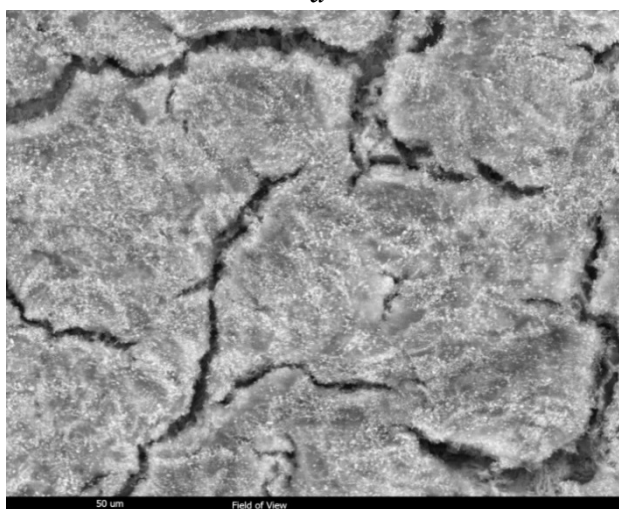
- с увеличением температуры повышается скорость коррозии и снижается растворимость продуктов коррозии;
- изменение температуры раствора влияет на форму и состав продуктов коррозии.

При температуре 65°C происходит осаждение кристаллических карбонатов железа (II) [1], что не наблюдается при 22°C (рис. 1). Таким образом продукты коррозии в первом случае состоят преимущественно из кристаллов FeCO₃, а во втором

случае из цементита. В условиях эксперимента кристаллические карбонаты плотно покрывают поверхность металла, что препятствует его растворению. В результате, скорость коррозии, рассчитанная по изменению содержания ионов Fe^{2+} в растворе, резко падает после 120 часов испытаний. Для образцов, испытанных при 22°C, присутствие карбидов железа, в соответствии с гальваническим эффектом [2], способствует растворению железа, поэтому скорость коррозии не уменьшается в ходе всего испытания. Строение и состав продуктов коррозии лабораторного образца, испытанного при 65°C, практически соответствует состоянию труб из стали 09Г2С после двух лет эксплуатации в условиях Ачимовской залежи Уренгойского нефтегазоконденсатного месторождения.



a



б

Рис.1. Поверхность продуктов коррозии после испытаний при температурах: 65°C (*a*) и 22°C (*б*)

Список литературы

1. [A. Dugstad](#). Mechanism of Protective Film Formation During CO₂ Corrosion of Carbon Steel // Corrosion/98, San Diego, California, March 1998.
2. J.L. Crolet. The electrochemistry of corrosion beneath corrosion deposits // Journal of materials science, 28, 1993, P. 2577-2588.

ТЕКСТУРА И АНИЗОТРОПИЯ СВОЙСТВ ЛЕГКИХ СПЛАВОВ: Mg, Ti, Al

Бецофен С.Я.

*Московский авиационный институт,
Москва, Россия,
s.betsofen@gmail.com*

Повышенный интерес к текстурным исследованиям легких конструкционных материалов связан с тем, что текстура в титановых, а еще в большей степени в магниевых сплавах, обуславливает анизотропию физических и механических свойств, а также конструкционную прочность, прежде всего, оболочечных конструкций из титановых сплавов. Для листов из сплавов Al–Cu–Li обнаружена необычно высокая для алюминиевых сплавов и вообще для металлов с кубической решеткой анизотропия механических свойств (более 30%), при том, что текстура этих сплавов принципиально не отличается от других Al сплавов, в которых эффект анизотропии механических свойств незначителен.

Роль текстуры не ограничивается только ее непосредственным влиянием на анизотропию свойств. В силу своей уникальной чувствительности к технологической истории полуфабриката текстуру используют в качестве инструмента исследования и контроля технологии. Для магния характерен выраженный эффект влияния на прочностные характеристики направления нагружения (еще больший, чем в титане), когда прочность на растяжение в осевом направлении прессованных профилей значительно выше, чем при сжатии. Это связано с тем, что для этих полуфабрикатов характерна призматическая текстура и для такой ориентировки кристаллитов деформация сжатием осуществляется системой двойникования, которая характеризуется значительно более низкими критическими напряжениями сдвига по сравнению с деформацией растяжения. Это затрудняет использование магниевых сплавов, особенно при знакопеременных нагрузках. Наиболее эффективным способом повышения технологичности является изменение с помощью рационального легирования механизма деформации магния или текстуры.

Литий является уникальным легирующим для сплавов на основе алюминия и магния, при этом для сплавов алюминия это единственный элемент существенно повышающий модуль Юнга, а для магния позволяет получить сверхлегкий, изотропный, высокотехнологичный материал. Эффекты анизотропии магниевых сплавов обусловлены в основном легкостью базисного скольжения. Легирование магния литием в области ГПУ твердого раствора приводит к повышению активности призматического скольжения и тем самым снижает анизотропию свойств. При содержании лития >9 мас.% в сплаве присутствует ОЦК твердый раствор на основе лития, который также снижает эффекты анизотропии. Известно, что все легирующие элементы снижают сопротивление коррозии магниевых сплавов, однако недавно для сплавов с литием, обладающим ОЦК решеткой, получены уникальные коррозионные характеристики.

Для количественной оценки анизотропии прочностных свойств текстурированных полуфабрикатов наряду с микромеханическими критериями можно эффективно использовать макромеханический критерий текучести Хилла для анизотропных материалов.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВОДОРОДНОГО ОХРУПЧИВАНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Панченко М. Ю., Астафурова Е. Г., Мельников Е. В., Астафуров С. В.,
Москвина В. А., Реунова К. А., Нифонтов А.С.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия,
panchenko.marina4@gmail.com*

В настоящей работе было исследовано влияние наводороживания на механические свойства и механизм разрушения хромомарганцевой высокоазотистой стали (ВАС, Fe–19Cr–21Mn–1,3V–0,2C–0,8N, мас. %) с разным размером зерна. Для формирования различных размеров зерен были выбраны следующие режимы обработок: 1 – горячая прокатка и отжиг при температуре 1200°C (5 ч), 2 – горячая прокатка и отжиг при 1100°C (0,5 ч) и 3 – горячая прокатка, отжиг 1200 °C (1 ч), многоходовая прокатка при комнатной температуре с промежуточными отжигами при температурах 1200°C (1 ч), 1050°C (1 ч), 1050°C (1 ч) и финальным отжигом при температуре 950 °C (20 мин). После термомеханической обработки образцы обладали аустенитной структурой с небольшой долей карбонитридов $M(C,N)$, $M_2(C,N)$. Средний размер зерен ВАС после термообработки по режиму 1 составлял $9,7 \pm 3,9$ мкм, после термообработок по режимам 2 и 3 – $4,5 \pm 1,7$ мкм и $1,9 \pm 0,9$ мкм, соответственно. Образцы с разным размером зерна электролитически наводороживали в течение 50 ч при плотности тока 10 мА/см^2 с использованием 3 % водного раствора NaCl, содержащего 3 г/л NH_4SCN . Непосредственно после насыщения водородом, образцы были подвергнуты одноосному статическому растяжению со скоростью $5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

Независимо от размера зерна, насыщение водородом приводит к изменению механических свойств ВАС. В образцах с наибольшим размером зерна (режим 1) наводороживание способствует повышению предела текучести $\Delta\sigma_{0,2}^H = 165 \text{ МПа}$, обусловленному твердорастворным упрочнением аустенита атомами водорода. Уменьшение размера зерна сопровождается увеличением плотности границ зерен, которые могут служить преимущественными местами для накопления водорода и частично подавлять диффузию атомов водорода в объем аустенитных зерен. Соответственно, для образцов с малым размером зерна (режимы 2) твердорастворное упрочнение и прирост напряжений течения после наводороживания $\Delta\sigma_{0,2}^H = 105 \text{ МПа}$ ниже, чем в образцах, обработанных по режиму 1. А обработка по режиму 3, способствующая формированию максимальной плотности межфазных и межзеренных границ, способствует практически полному подавлению эффектов твердорастворного упрочнения при наводороживании ($\Delta\sigma_{0,2}^H = 5 \text{ МПа}$).

Снижение пластичности, вызванное водородом, наблюдается во всех образцах. При этом величины коэффициента водородного охрупчивания K_H практически не зависят от размера зерна: 34 %, 28 % и 33 % для образцов, обработанных по режимам 1, 2 и 3, соответственно. Наводороживание приводит к появлению хрупкого поверхностного слоя во всех исследуемых образцах. При увлечении размера зерна в ВАС образцах механизм разрушения хрупкого наводороженного слоя изменяется: от интеркристаллитного в образцах с размером зерна 1,9 мкм до преимущественно транскристаллитного в образцах с $d = 10$ мкм.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-38-90129.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛЗУЧЕСТИ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО СВИНЦА

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

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

Проведены механические испытания на ползучесть цилиндрических образцов технически чистого свинца. Получены кривые ползучести, отражающие основные стадии процесса. Произведен расчет скорости ползучести на линейной стадии процесса. Рассчитан процент деформации образцов до разрушения в процессе ползучести. Выявлены случаи ступенчатой ползучести.

Свинец является одним из металлов, известных с глубокой древности, наравне с золотом и серебром. Свинец (лат. *plumbum*), ранее широко применялся в быту, при производстве труб, как материал, для отделки крыши и т.д. Именно благодаря «течению» свинцовых листов, используемых для покрытия крыш домов и соборов, было впервые обнаружено явление ползучести металла несколько сотен лет назад [1].

Свинец благодаря своим разнообразным свойствам, таким как пластичность, ковкость, непроницаемость радиоактивных лучей, устойчивость к кислотам, применяется в различных областях промышленности и сферах жизнедеятельности человека [2]. Многие ученые проводят исследования свойств различных сплавов на основании свинца, но свойства процессов пластической деформации технически чистого свинца остаются актуальными для исследования, в связи недостаточным объемом полученных данных о свойствах свинца.

В качестве исследуемого материала взята свинцовая проволока марки С2, диаметром 2 мм, изготовленная по ТУ 48-21-792-85. Для приведения структуры свинца в более однородное состояние, образцы проходили предварительную пробоподготовку путем отжига при температуре 200°C в течении двух часов, затем охлаждались в печи 24 часа при комнатной температуре. В исследуемых образцах содержание свинца составляло 99,98 %, содержание примесей не превышало 0,12%.

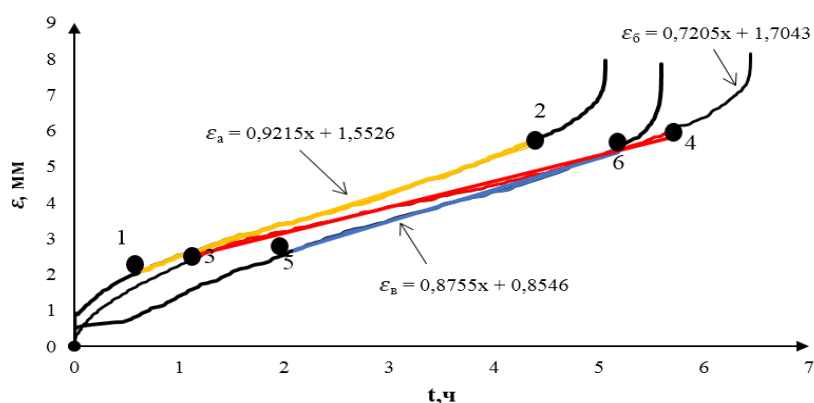


Рис.1. Кривые ползучести поликристаллического свинца

Изучение процесса ползучести проводилось на испытательной установке для растяжения, разработанной и изготовленной в ФГБОУ ВО «СибГИУ». Установка состоит из жесткого металлического каркаса, в котором установлен источник магнитного поля с измерительной аппаратурой и датчиком движения. Датчик движения позволяет зафиксировать удлинения образца во время испытания. Данные времени и

удлинения с установки передаются на ПК в виде текстового документа, далее по полученным данным с использованием средств программы Microsoft Excel строятся кривые ползучести и выполняется анализ линейной стадии процесса, в частности определяется скорость ползучести. В процессе испытаний технически чистого поликристаллического свинца, постоянное растягивающее напряжение составляло $\sigma = 5,57$ МПа, испытания проводились при комнатной температуре.

В результате испытаний, набраны статистические данные по процессу ползучести свинца, получены кривые ползучести поликристаллического свинца (а, б, в) в координатах « ϵ - удлинение(мм) – t время(часы)» (рис.1). Для кривой ползучести (а), линейная стадия ползучести выявлена на отрезке 1-2, для кривой (б) линейная стадия ползучести выявлена на отрезке 3-4, и соответственно для кривой (в) линейная стадия ползучести выявлена на участке 5-6.

На рис 1. обозначены уравнения кривых (ϵ_a , ϵ_b , ϵ_v) соответствующие линейной стадии процесса деформирования, с помощью которых был произведен расчет скорости ползучести. Уравнения линейной стадии ползучести позволяют вычислить скорость на этих участках. Получены скорости по трем испытаниям: кривая (а) – 0,9215 мм/час, кривая (б) – 0,7205 мм/час и кривая (в) – 0,8775 мм/час. Среднее значение скорости, рассчитанное по 3 испытаниям, составило 0,8398 мм/час, погрешность измерения составляла 5,6 %.

В процессе выполнения экспериментов производились замеры начальной и конечной длины образцов, для дальнейшего вычисления процента деформации. Процент деформации вычислялся путем нахождения разницы между начальной и конечной длиной, отнесенной к начальной длине и умноженной на 100, что соответствует проценту деформации образца, относительно начальной длины. Получены следующие значения деформации образцов: а, б, в – 6,2 %, 6,6%, 5,7%. Среднее значение процента деформации необходимого для разрушения образца в режиме ползучести составляет 6,18 %.

В процессе испытаний на ползучесть технически чистого свинца, были выявлены случаи ступенчатой ползучести, что в свою очередь коррелирует с исследованиями [3].

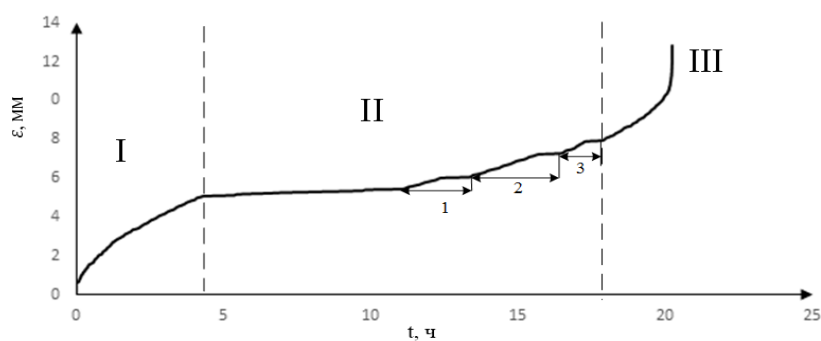


Рис.2. Ступенчатая ползучесть свинца.

На рис.2 приведена кривая ползучести свинца со ступенями 1, 2, 3. Ступенчатая ползучесть выявлена на II (линейной) стадии пластического деформирования. Установлено, что образование ступеней, завершается при переходе к III стадии – стадии ускоренной ползучести, кроме того ступеньки деформирования не выявляются на I (логарифмической) стадии процесса.

Явление ступенчатой ползучести авторами работы [3] объясняется зарождением и размножением дислокаций. В частности, данные процессы связаны с увеличе-

нием длины свободного дислокационного сегмента в процессе пластического деформирования по режиму ползучести. При определенных условиях, в первую очередь зависящих от приложенного напряжения, свободный дислокационный сегмент способен сгенерировать дислокации. В процессе ползучести в материале постоянно нарастают внутренние напряжения, что и способствует образованию новых дислокаций. Вновь образованные дислокации движутся в материале, постоянно встречая на своем пути препятствия различного рода, что приводит к их постепенному торможению и, в итоге, к остановке. Однако, на дислокации по-прежнему действуют силы со стороны внутренних напряжений, увеличивающиеся с увеличением процента деформации. Как только энергия поля напряжений превысит величину энергии закрепления дислокаций, происходит лавинообразный прорыв дислокаций, что и отображается на кривой ползучести в виде резкого увеличения скорости ползучести, а временной период накопления необходимой энергии в виде плато.

Таким образом, выполненные механические испытания позволили получить кривые процесса ползучести технически чистого свинца, выявить линейную стадию процесса, получить скорости ползучести, определить средний процент деформации по трем образцам. Кроме того, в процессе испытаний был выявлен частный случай ползучести – ступенчатая ползучесть.

1. Розенберг, В. М. Ползучесть металлов / В. М. Розенберг. – М.: Металлургия, 1967. – 276с
2. Венецкий, С.И. Рассказы о металлах/С.И. Венецкий. - М.: Металлургия, 1985. - 346 с.
3. Могильникова Т.Т. Ступенчатая ползучесть свинца/ Т.Т. Могильникова // Вопросы атомной науки и техники. - 2010. - №6 - с.42-46.
4. Могильникова Т.Т. Влияние периодических колебаний на немонотонную ползучесть свинца / Т.Т. Могильникова // Вісник ХНУ. - 2010. - В.14. – с.65-69.

БЕЙНИТ В ПОЛЯРИЗОВАННОМ СВЕТЕ

Юрченко А.Н.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, Россия,
aleksmt@gmail.com*

Процесс разграничения бейнита и мартенсита в сталях со смешанной структурой происходит очень сложно. Однако это является неотъемлемой частью структурного анализа. В патентах [1-2] показаны способы выявления бейнита в сталях с использованием поляризованного света. В связи с этим возникает интерес к исследованию в поляризованном свете других сталей, содержащих бейнит, а также непосредственному исследованию самого бейнита в уже изучаемых сталях [3].

Материалами исследования являлись стали 22Х2Г2С2МФ и 44Х2Г2С2МФ [3] после изотермической закалки при температуре 350 и 325 °С соответственно. Время выдержки составило 6 часов. Изотермическую закалку (ИЗ) образца длиной 10 мм и диаметром 3 мм проводили на горизонтальном высокоскоростном индукционном закалочном dilatометре Linseis L78 R.I.T.A. в среде высокочистого гелия (99,9999%). Микроструктуру исследовали в поперечном направлении после травления в реактиве ЛеПера в поляризованном свете на световом инвертированном микроскопе Olympus GX-51.

В результате дополнительного анализа стали 44Х2Г2С2МФ было выявлено, что поляризованный свет в игольчатом бейните, сформировавшийся в процессе изотермической выдержки, позволяет четко разграничить α - и γ -фазу бейнита (рис. 1). В светлом поле α -фаза бейнита является темной (рис. 1, *а*), а в поляризованном свете – светлой (рис. 1, *б*); и наоборот, в светлом поле γ -фаза бейнита является светлой (рис. 1, *а*), а в поляризованном свете – темной (рис. 1, *б*).

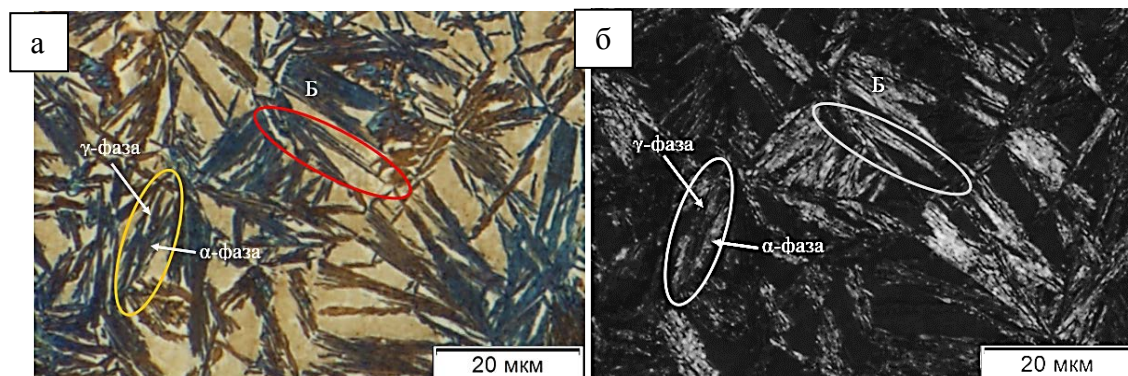


Рис. 1. Микроструктура стали 44Х2Г2С2МФ после изотермической выдержки 325 °С:
а – светлое поле; *б* – поляризованный свет

В стали 22Х2Г2С2МФ бейнит в поляризованном свете, также как и в стали 44Х2Г2С2МФ, выглядит светлым. Вероятнее всего, содержание углерода или легирующих элементов не будет влиять на выявление бейнита в сталях.

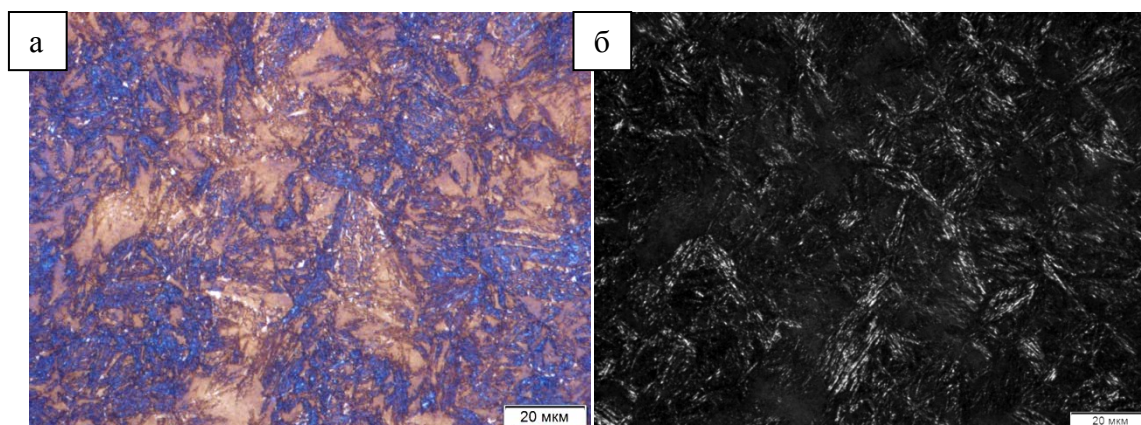


Рис. 2. Микроструктура стали 22Х2Г2С2МФ после изотермической выдержки 350 °С:
а – светлое поле; *б* – поляризованный свет

В итоге данные исследования показывают перспективы использования поляризованного света в сталях для изучения бейнита, особенно его выявления в сталях со смешанной бейнитно-мартенситной структурой.

1. Патент 2449055 РФ. С 1 С23F 1/28. Способ исследования структуры трубных сталей / А.А. Казаков, Е.И. Казакова, Д.В. Киселёв, О.В. Курочкина // БИ. 2012. №12.
2. Патент 2734878 РФ. С 1 С23F 1/28. Способ выявления бейнита в стали / А.Н. Юрченко, Ю.Н. Симонов // БИ. 2020. №30.
3. Ефимова О.В., Юрченко А.Н. Исследование микроструктуры стали 44Х2Г2С2МФ после изотермической закалки в поляризованном свете // Материалы 4-й научно-практической конференции с международным участием ИТММ-2019. С. 100-102.

ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ САМАРИЯ НА ГИСТЕРЕЗИСНЫЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО МАГНИТОТВЕРДОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Fe–Cr–Co

Мариева М.А., Шацов А.А.

ФГАОУ ПНИПУ, Пермь, Россия,
marievamar@rambler.ru

Поиск новых магнитотвердых материалов, сочетающих высокие гистерезисные и прочностные свойства с низкой стоимостью, является актуальной задачей машиностроения [1]. Одним из направлений снижения себестоимости магнитов является уменьшение содержания дорогостоящих элементов в таких системах как Fe–Cr–Co при сохранении уровня магнитных свойств за счет микролегирования Sm, Ga, Mo, W, Nb, Al др [3]. Самарий является редкоземельным элементом, используемым для изготовления спеченных магнитов на основе интерметаллида SmCo_5 , имеющих высокий уровень свойств (H_{ci} до 40 Кэ, $(BH)_{\max}$ до 24 МГсЭ [2]), но дорогих в изготовлении и практически не поддающихся механической обработке. При сопоставимых с магнитами Sm–Co температурной стабильности магнитных свойств и коррозионной стойкости сплавы на основе системы Fe–Cr–Co обладают высокой пластичностью, хорошей обрабатываемостью и меньшей стоимостью производства [4].

Ранее было установлено [3], что добавки самария в тройную систему Fe–Cr–Co, приводят к повышению магнитных характеристик литого сплава 45–xFe–28Cr–20Co–3Mo–2V–2Ti–xSm. Так, с увеличением содержания Sm от 0 до 2,0 мас.% происходит рост $BH(\max)$ на 86%, B_r на 47% и H_c на 28,7%. Таким образом, легирование системы Fe–Cr–Co–Mo–V–Ti самарием позволяет существенно повысить свойства сплавов для постоянных магнитов, однако его роль в гистерезисных и экономнолегированных сплавах остается неизученной. Кроме того, оптимальное содержание самария и эффект, производимый на порошковые аналоги системы Fe–Cr–Co, может отличаться. Цель работы: определить влияние микродобавок Sm на магнитные характеристики порошкового сплава 22X15K4MC.

В качестве основы для исследования использовали порошковый магнитотвердый сплав 22X15K4MC для гистерезисных магнитов. Влияние самария на магнитные характеристики сплава определяли при концентрациях 0,2, 0,5 и 1 % (масс.) (табл.1).

Таблица 1. Химический состав опытных сплавов

№ плавки	Содержание элемента, %					
	Fe	Cr	Co	Mo	Si	Sm
1	56,63	22,5	15	4	1	0,87
2	55,33					2,17
3	53,18					4,35

Поликомпонентную шихту получали усреднением порошков железа, хрома, кобальта, молибдена, феррокремния и сплава $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ с размерами частиц до 63 мкм. Заготовки образцов получали холодным прессованием при давлении 600 МПа и последующим жидкофазным спеканием в вакууме с остаточным давлением 10^{-2} мбар. при 1350 °С в течение 2 часов. Термическая обработка заготовок образцов включала закалку в 15%-ном водном растворе NaCl от 1250 °С и ступенчатое старение (табл. 2).

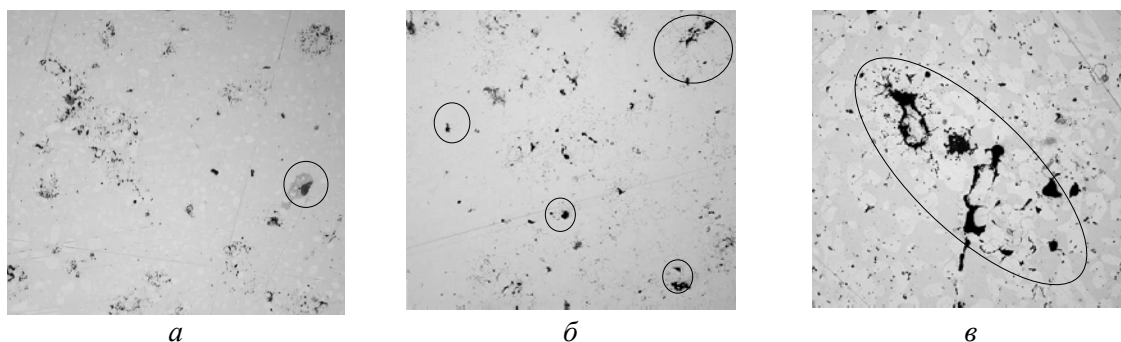


Рис. 1. Поры в опытных образцах с добавкой самария 0,2 % (а), 0,5% (б) и 1% (в)

Плотность образцов после спекания определяли методом гидростатического взвешивания. Основные параметры и форму петли магнитного гистерезиса опытных образцов определяли на гистерезисграфе «Permagraph L» с программным обеспечением PERMA. Структуру магнитных образцов исследовали на сканирующем электронном микроскопе MIRA3 TESCAN и металлографическом микроскопе OLYMPUS GX 51.

Таблица 2. Магнитные свойства сплава 22X15K4MC с микродобавками самария после старения

Т старе- ния, °С	22X15K4MC		Т старе- ния, °С	22X15K4MC + Sm					
				0,2 % Sm		0,5% Sm		1% Sm	
	H _c , кА/м	B _r , Тл		H _c , кА/м	B _r , Тл	H _c , кА/м	B _r , Тл	H _c , кА/м	B _r , Тл
620	4,5	0,57	640	5,15	0,66	6,3	0,62	11,17	0,31
580	8,5	0,82	575	19,8	0,95	19,3	0,91	24,10	0,33
560	14	0,87	555	21,4	0,89	22,4	0,96	25,5	0,37
540	27	0,95	535	22,0	0,86	23,4	0,87	25,4	0,33
520	29	0,95	525	23,6	0,89	25,6	0,89	26,9	0,38
			500	22,5	0,88	23,9	0,87	25,7	0,37
			480	24,1	0,89	25,3	0,88	25,0	0,35
ВН(мах), кДж/м ³	12		ВН(мах), кДж/м ³	11		7		2,5	
K _п	0,58			0,64		0,59		0,24	

Плотность после спекания заготовок образцов с 0,2, 0,5 и 1% самария составила 7,83, 7,57 и 7,48 г/см³ соответственно, при требуемом значении плотности не менее 7,5 г/см³. Пористость заготовок с 0,2, 0,5 и 1% самария составила 1, 2,5 и 3,6 % соответственно. Таким образом, добавка самария в концентрации 1% приводит к получению неудовлетворительной плотности и пористости заготовок, что также оказало отрицательный эффект на магнитные свойства (табл. 2).

Определены температурно-временные параметры старения 1 группы образцов без внешнего магнитного поля, обеспечивающие получение максимальных магнитных свойств (табл. 2). Установлено, что добавка самария в сплав 22X15K4MC приводит к более высоким значениям B_r и H_c на первых 3 ступенях и их снижению на 4-6% 20-25% соответственно на последующих ступенях старения. Наибольшее снижение уровня магнитных свойств наблюдали при содержании самария 1%. После полного цикла старения наблюдали повышение прямоугольности петли магнитного гистерезиса в сплавах с 0,2 и 0,5% самария на 3-11%.

Опытные образцы 2 группы были подвергнуты термомагнитной обработке по режимам старения (табл. 3). Применение термомагнитной обработки (ТМО) сплава 22X15K4MC с добавкой 0,5% Sm позволило добиться повышения коэрцитивной силы сплава в 1,5 раза, магнитной энергии $BH_{(max)}$ в 1,2 раза, по сравнению с исходным сплавом.

Таблица 3. Магнитные свойства сплава 22X15K4MC, легированного самарием после ТМО

Температура ТМО, °C	0,2 % Sm		0,5% Sm		1% Sm	
	H_c , кА/м	B_r , Тл	H_c , кА/м	B_r , Тл	H_c , кА/м	B_r , Тл
640	7,18	0,635	7,11	0,58	10,37	0,222
575	21,9	0,838	25,5	0,766	23,3	0,347
555	32,7	0,843	35,8	0,830	28,7	0,394
535	35,4	0,882	38,5	0,857	31,2	0,409
525	37,4	0,859	41,1	0,860	30,6	0,400
500	38,0	0,847	41,7	0,791	30,9	0,386
480	37,7	0,873	42,5	0,802	31,6	0,411
$BH_{(max)}$, кДж/м ³	13		14		3,9	
K_p	0,61		0,59		0,38	

Выводы:

1. Сплав 22X15K4MC, содержащий до 0,5% самария, имеет удовлетворительную плотность и пористость.
2. Легирование сплава 22X15K4MC самарием способствует повышению коэффициента прямоугольности петли магнитного гистерезиса на 3-11%.
3. Применение термомагнитной обработки сплава 22X15K4MC с 0,5% самария приводит к повышению H_c до 1,5 раза, $BH_{(max)}$ до 1,2 раз, по сравнению с исходным сплавом.

Список литературы

1. Tanaka I., Yashiki H. Magnetic and mechanical properties of newly developed high-strength nonoriented electrical steel // IEEE Trans. Magn. 2010. V. 46. P. 290–293.
2. Менушенков В.П. Структурные превращения и коэрцитивная сила в сплавах для постоянных магнитов. Часть 2. Спеченные сплавы на основе Sm-Co и Nd-Fe-B // горный информационно-аналитический бюллетень, 2007. – №1. – С.163-178.
3. Shan Tao, Zubair Ahmad, Pengyue Zhang a, Xiaomei Zheng, Suyin Zhang. Effects of Sm on structural, textural and magnetic properties of Fe₉₂Cr₈Co₂Mo₂Ve₂Ti hard magnetic alloy. - Journal of Alloys and Compounds, October 2019.
4. Генералова К.Н., Ряпосов И.В., Шацов А.А Порошковые сплавы системы Fe-Cr-Co, термообработанные в области «гребня» // Письма о материалах, 2017. – №2(26). – С.133-136.

ПОСТАНОВКА СТАТИЧЕСКОЙ ЗАДАЧИ О РАСЧЕТЕ СИЛ, ДЕЙСТВУЮЩИХ НА ФЕРРОМАГНИТНЫЙ ПРИЗМАТИЧЕСКИЙ МЕХАНИЧЕСКИ НЕ НАГРУЖЕННЫЙ МОНОКРИСТАЛЛ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ, НАХОДЯЩИЙСЯ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ В ЖЕСТКОЙ ЗАДЕЛКЕ, ПРИ НАЛИЧИИ В АУСТЕНИТНОЙ ФАЗЕ МАРТЕНСИТНОЙ ПРОСЛОЙКИ

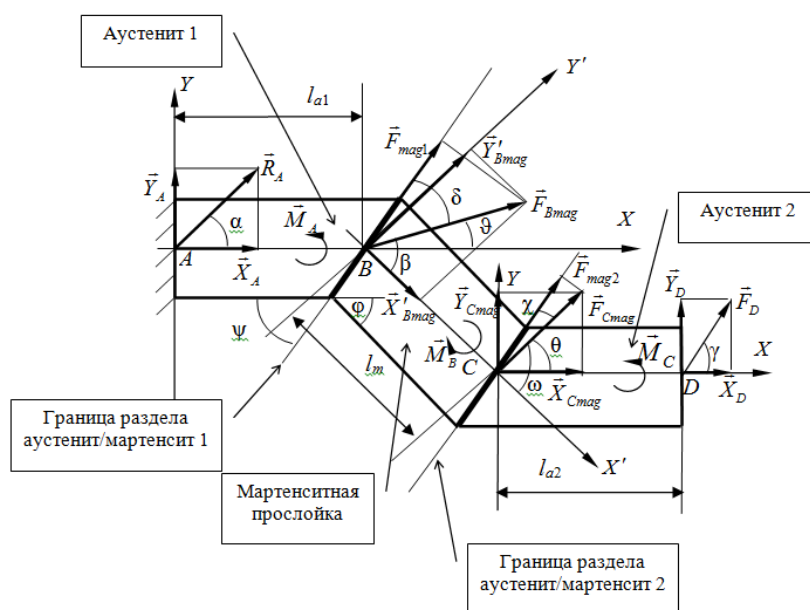
Остриков В.О., Остриков О.М.

УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого»,
Гомель, Республика Беларусь,
omostrikov@mail.ru

Ферромагнитные монокристаллы с эффектом памяти формы находят все более широкое применение в технических системах нового поколения. При этом растет актуальность инженерных расчетов, выполненных на основе методов механики деформируемого твердого тела, применительно к рассматриваемым материалам с уникальными физико-механическими свойствами.

Цель работы – выполнить постановку задачи о расчете сил, действующих на ферромагнитный призматический монокристаллический образец с эффектом памяти формы, находящийся в магнитном поле в жесткой заделке, при наличии в аустенитном образце единичной мартенситной прослойки.

На рисунке схематически показан механически не нагруженный призматический ферромагнитный аустенитный монокристалл с эффектом памяти формы с единичной мартенситной прослойкой, вдоль границ которой со стороны магнитного поля действуют силы $\vec{F}_{mag1}$ и $\vec{F}_{mag2}$. В статическом случае действие данных сил на торцах образца уравнивается силами $\vec{R}_A$ и $\vec{F}_D$, а также моментами сил $\vec{M}_A$, $\vec{M}_B$ и $\vec{M}_C$.



Схематическое изображение находящегося в жесткой заделке механически не нагруженного ферромагнитного призматического монокристаллического образца с эффектом памяти формы с мартенситной прослойкой в магнитном поле

МЕТОДОЛОГИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ, ПОЛУЧАЕМЫХ СВЕРХБЫСТРОЙ ЗАКАЛКОЙ РАСПЛАВА

Остриков О.М.

*УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого»,
Гомель, Республика Беларусь,
omostrikov@mail.ru*

Анализ проводимых в настоящее время научно-исследовательских работ дает основание предположить, что наиболее актуальными проблемами в ближайшие годы в области фундаментальных исследований аморфных сплавов будут следующие: проведение исследований атомной и магнитной структуры аморфных, аморфно-нанокристаллических и нанокристаллических металлических систем в зависимости от условий их получения и режимов последующей обработки; расширение исследований структуры и свойств аморфизующихся металлических расплавов и систематический анализ природы и условий термовременных обработок; детальный анализ структурных состояний, реализующихся при переходе из аморфного состояния в кристаллическое, и их влияния на физико-механические свойства; выявление физико-химических и структурных критериев склонности переохлажденных расплавов к аморфизации; теоретическое и экспериментальное изучение влияния специальных обработок (лазерная, криогенная, ультразвуковая обработки, создание структурных барьеров и магнитоактивных покрытий, насыщение водородом и др.) на структуру и функциональные характеристики металлических стекол; сопоставление структуры и физико-химических свойств аморфных состояний, полученных различными методами. В связи с этим проведение комплексного исследования, направленного на изучение взаимосвязи структуры и физико-механических свойств металлических стекол и влияние на них высокоэнергетической термодформационной обработки, является важным и актуальным направлением в современной физике и механике деформируемых твердых тел.

Разработана следующая методология исследования влияния энергетических воздействий на структуру и физико-механические свойства металлических стекол.

Для структурных исследований использовались рентгеноструктурный и рентгенофазный анализы. За эталон может быть принят исходный сплав, отожженный при 850 °С. Для изучения элементного состава использовалось обратное резерфордское рассеивание.

Изучение микроструктуры проводили на оптическом микроскопе «*Neophot-21*» и электронных растровых микроскопах *CamScan-4* и *Nanolab-7*. Микрорентгено-спектральный анализ проводился на установке *Comesa* с помощью зонда МК-46. Рельеф поверхности и фазовый контраст изучались методом атомной силовой микроскопии. Применялся метод дифракции электронов.

В качестве энергетических воздействий на металлические стекла выступали следующие воздействия: термические; лазерное; деформационные; ионная имплантация. Изучалось влияние тонких пленок на физико-механические свойства быстро закаленных сплавов.

Аморфные ленты подвергались механическим испытаниям. При этом измерялась микротвердость, нанотвердость, изучалось поведение быстрозакаленных сплавов при одноосном растяжении и деформировании на изгиб.

Данная методология может быть использована для изучения структуры и свойств и аморфных металлических покрытий, полученных лазерной обработкой или электрохимическим осаждением из раствора.

СТРУКТУРА ПОЛОС ЧЕРНОВА-ЛЮДЕРСА В СТАЛИ 09Г2С

Морозова А.Н.¹, Карабаналов М.С.²

¹Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН

²Уральский федеральный университет имени Б.Н. Ельцина

Методами корреляции цифровых изображений (КЦИ), топографии и РЭМ изучалось строение полосы Чернова-Людерса (ПЧЛ) и ее фронта в образцах стали 09Г2С, испытавших нормализацию ($t_A = 950$ °С).

На картах КЦИ обнаруживается особый механизм деформации Людерса в виде повторяющегося возникновения новых полос, вливающих в быстро растущий очаг деформации.

Выявлено, что интенсивное пластическое течение в ПЧЛ приводит к формированию впадин на поверхности образца с максимальной глубиной до 43...85 мкм. Зародыш ПЧЛ имеет форму клина шириной 1...3 мм, от фронтов которого отходят крайне тонкие изогнутые полосы толщиной <0,2 мм. Утяжка в месте образования ПЧЛ составила ~3,5 % и ~14 % по изменению ширины и толщины образца соответственно, что совпадает с данным полученным по другим методикам [1], а в устье полосы деформация достигает 20 %.

С помощью РЭМ четко визуализируется фронт ПЧЛ (↑ на рис. 1). Обнаружено, что ПЧЛ представляет собой набор микрополос деформации толщиной около 10 мкм. Внутри микрополос видны элементы фрагментации структуры, вероятно, дислокационные ячейки размером ~0,5 мкм и менее.

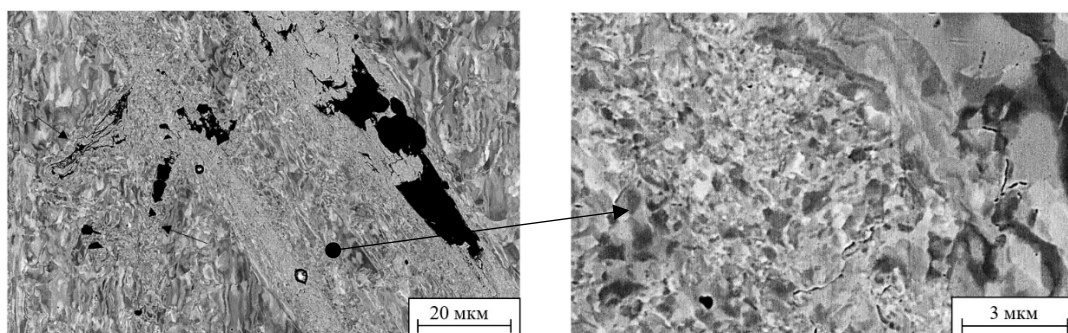


Рис. 1. Микроструктура образца стали 09Г2С после нормализации (РЭМ)
(↑ - фронт ПЧЛ)

1. Пластическое течение в полосе Чернова-Людерса в ультрамелкозернистой стали 08Г2Б / В.М. Фарбер, А.Н. Морозова, В.А. Хотинков, М.С. Карабаналов, Г.В. Щапов // Физическая мезомеханика. — 2019. — V. 22. — Р. 75—82.

МЕТОД ПОЛУЧЕНИЯ НАНОЧАСТИЦ МАГНИЯ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ВОДОРОДНЫХ АККУМУЛЯТОРОВ

Акимов Е.Г., Соснин И.М.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
z.akimov@mail.ru

На сегодняшний день литий-ионные аккумуляторы являются одним из лучших вариантов, но одна из главных проблем, что запасы лития могут закончить примерно к 2050 году и производство аккумуляторов на основе лития будут прекращены. В этом случае лучше начать широко использовать аккумуляторы на основе магния-ионных частиц. Так как магний имеет более высокую температуру нагрева и имеет большую циклику зарядки, чем у лития. Магний дешевле за счет того, что его намного проще добыть, чем литий. Магний можно добывать электролизом из морской воды. Для хранения 1 кВт энергии нужен 1\$ магния или 200-300\$ лития [1].

Методы получения нано- и микрочастиц магния основаны на химической реакции восстановления ионов магния из неводных сред с последующей кристаллизацией. Главной сложностью таких методов является необходимость создания бескислородной среды, вызванной высокой химической активностью магния, способствующей образованию оксидной пленки, что нежелательно. Реакция протекает в среде инертного газа, как правило аргона. Использование электрохимического метода получения затрудняется необходимостью использования магниевых анода, который покрывается оксидной пленкой на воздухе и не может быть использован. Вследствие этого оксидную пленку с анода снимают в инертной среде, что осложняет процесс синтеза. Чисто химические методы при этом не требуют использования анода, а осуществляются путем взаимодействия магниевых прекурсоров реактива Гриньяра с химическими восстановителями, такими как нафталин лития. Управление размерами, формой и дефектной структурой магниевых наночастиц осуществляется путем изменения условий протекания реакции и химического состава среды. При этом могут быть получены частицы, размеры которых достигают 3-5 нм.

Батарейка была приготовлена по технологии прессования наночастиц магния в токопроводящую смолу. Прессование происходило на ручном металлографическом прессе марки ХQ-3В производство Китай. Образец прессуется 12 минут, после остывание (15 минут) извлекается из пресса. После прессования в батарейке с Mg-ион проделывают отверстие 1,5 мм для закрепления электрода для присоединения крокодила от потенциостата, через который будет проходить ток на образец. Эксперименты проводились при гальваностатическом режиме, при 1, 5 и 10 мА плотности тока. Как показано на таблице, при увеличении плотности тока напряжение потенциала в батарейке поднимается от 0,9 до 1,05 Вольт и происходит увеличение емкости батарейки.

Таблица 1. Параметры для измерения батарейки

Напряжение	Разрядной емкость	Плотности тока	Время цикла	Количество циклов
0.9 В	800 Вт · ч кг	1.0 мА	15 мин	3
1.0 В	830Вт · ч кг	5.0 мА	15 мин	3
1.05 В	855Вт · ч кг	10.0 мА	15 мин	3

1. Snihirova D, Wang L, Lamaka S V, Wang C, Deng M, Vaghefinazari B, Höche D and Zheludkevich M L 2020 Synergistic Mixture of Electrolyte Additives: A Route to a High-Efficiency Mg–Air Battery J. Phys. Chem. Lett. 11 8790–8

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТВЕРДОСПЛАВНЫХ ИЗДЕЛИЙ ИМПОРТНОГО ПРОИЗВОДСТВА И ПРОИЗВОДСТВА АО «ВОЛГАБУРМАШ»

Жадяев А.А.^{1,2}, Захаров Д.А.²

¹ Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,

alexander-zhadyaev@yandex.ru

² АО «Волгабурмаш», Самара, Россия,

zaharov.dmi@yandex.ru

Сегодня невозможно себе представить многие отрасли промышленности без использования твёрдых сплавов и твёрдосплавного инструмента. Благодаря уникальному сочетанию твердости и износостойкости, с одной стороны, и прочности и трещиностойкости, с другой стороны, твёрдые сплавы на основе карбида вольфрама широко используются в металлообработке, горнорудной промышленности, машиностроении и т.д. К данным сплавам предъявляются высокие требования.

В настоящее время номенклатура твердых сплавов, выпускаемых промышленностью РФ, существенно изменилась, заметно повысилось качество сплавов. Это связано с использованием производителями более совершенного производственного и контрольного оборудования, а также более качественных технологий. Большое внимание уделяют совершенствованию связки твердого сплава, которая является слабым технологическим звеном. В частности, на свойства связки сильно влияет содержание углерода, которое усиливается по мере роста содержания в сплаве кобальта. [1]

АО «Волгабурмаш» — крупнейший в России производитель высококачественного породоразрушающего инструмента для нефтегазовой, горнодобывающей, угольной и строительной промышленности. АО «Волгабурмаш» специализируется на выпуске широкого спектра буровых долот для бурения скважин, добычи минеральных ресурсов и строительства, которые экспортируются и успешно применяются в более чем 75 странах мира, при этом география поставок долотной продукции постоянно расширяется. Традиционными потребителями продукцией АО «Волгабурмаш» являются страны ближнего и дальнего зарубежья. Предприятие занимает достойное место среди ведущих мировых фирм, производящих буровые долота. [2]

При открытой рыночной экономике, в условиях острой конкурентной борьбы с зарубежными производителями буровых долот, в первую очередь американскими и китайскими, не только на внешнем, но и на внутреннем рынке, первостепенное значение приобретает качество буровых долот, их способность эффективно и надежно, безаварийно работать при бурении скважин. О работоспособности долот судят по таким показателям, как проходка, стойкость и механическая скорость бурения. [3]

Для сохранения и укрепления позиций в конкурентной борьбе на АО «Волгабурмаш» ведется постоянная и кропотливая работа по повышению технического уровня и освоению новых конструкций буровых долот. [4].

Многолетние исследования показывают, что работоспособность и безотказность буровых долот определяют не только конструкцией, качеством изготовления деталей и сборки долот, но и качеством материалов, из которых изготовлены детали долота. [3].

Работа шарошечного долота при разбурировании горной породы представляет собой сложный процесс взаимодействия ряда факторов, связанных с физико-механическими свойствами разбурируемых пород, режимом бурения и конструкцией долота. При работе шарошечным долотом порода разрушается в следствие ударов зубьев шарошек долота, находящегося под постоянной осевой нагрузкой, при перекачивании их по забою скважины. [5]

Выход из строя долота на буровой в связи с быстрым износом твердосплавного вооружения – это достаточно частая и серьезная проблема. Когда применяются правильные режимы бурения, но твердосплавные зубки выходят из строя преждевременно, это чаще всего можно отнести к использованию неподходящего сорта твердого сплава или наличию дефектов в используемых зубках.

В ранее проделанных работах [6-7] сравниваются свойства порошковых смесей производства АО «Волгабурмаш» и смесей импортных производителей. Продолжая данную тему сравнений требуется сравнить готовые изделия разных производителей.

В данной работе проводится сравнение твердосплавных зубков производства АО «Волгабурмаш» и импортного производства. Исследованы физико-механические свойства, микроструктура сплавов, а также эксплуатационные свойства, такие как трещиностойкость (вязкость разрушения). Представлены данные по отработкам долот, которые были вооружены твердосплавными зубками производства АО «Волгабурмаш» и производства АО «Твердосплав», проведено сравнение проходки долот и причин их выхода из строя.

1. Смирнов М.Ю. Резание материалов. Лекции. [электронный ресурс] URL: https://gendocs.ru/v3781/лекции_смирнов_м.ю._резание_материалов?page=2 (дата обращения 10.07.2021)
2. Богомолов Р.М. Сопоставительный анализ показателей работы буровых долот ОАО «Волгабурмаш» и долот американских фирм / Р.М. Богомолов, А.В. Торгашов // Хим. И нефть. Машиностроение. 1996. №4. С.26-30
3. Амосов А.П. Долотная сталь: Монография / А.П. Амосов, А.Г. Ищук, Т.М. Пугачева. – М.: Машиностроение, 2008. – 291 с.: ил.
4. Неупокоев, В.Г. Вопросы теории и практики проектирования, производства и эксплуатации буровых шарошечных долот / В.Г. Неупокоев. – Самара: СГАУ, 2000. – 376с.
5. Виноградов В.Н. Абразивное изнашивание бурильного инструмента / В.Н. Виноградов, Г.М. Сорокин, В.А. Доценко. – М., 1980. 207с.
6. Жадяев А.А. Сравнение физико-механических свойств импортных вольфрамокобальтовых порошковых смесей, применяемых в производстве твердосплавных изделий / А.А. Жадяев, Д.А. Захаров // Фундаментальные основы, теория, методы и средства измерений, контроля и диагностики: материалы 19-ой Междунар. молод. науч.-практ. конф., г. Новочеркасск, 27-28 февр. 2018г. / Южно - Российский государственный политехнический университет (НПИ) имени М.И. Платова. - Новочеркасск: Лик, 2018. С. 366-367
7. Жадяев А.А. Сравнительный анализ порошков сплава ВК10С производства АО «Волгабурмаш» и ВК10 производства Китай / Жадяев А.А. МОЛОДЕЖЬ И СИСТЕМНАЯ МОДЕРНИЗАЦИЯ СТРАНЫ: Сборник научных статей 5-й Международной научной конференции студентов и молодых ученых (19-20 мая 2020 года), в 6-х томах, Том 5, Юго-Зап. гос. ун-т., Курск: Юго-Зап. гос. ун-т., 2020, с.246-250

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПОВЕРХНОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВОВ МА14 И МА2-1 ПРИ КОРРОЗИОННОМ РАСТРЕСКИВАНИИ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ

Мерсон Е.Д.¹, Полуянов В.А.¹, Мягких П.Н.¹, Мерсон Д.Л.¹,
Виноградов А.Ю.²

¹ Тольяттинский государственный университет,
Тольятти, Россия

² Норвежский технологический университет,
Трондхейм, Норвегия,
mersoned@gmail.com

1. Введение

Благодаря выдающейся удельной прочности, магниевые сплавы являются перспективными материалами для широкого спектра изделий аэрокосмической и автомобильной промышленности. Кроме того, поскольку магний обладает полной биосовместимостью с организмом человека и может относительно быстро растворяться в плазме крови, в настоящее время активно развивается область применения магниевых сплавов в качестве материалов для изготовления биоразлагаемых временных медицинских конструкций (имплантатов, стентов и др.). Условия эксплуатации большинства изделий из магниевых сплавов как технического, так и медицинского назначения, подразумевает их постоянное или временное взаимодействие с агрессивными средами (растворами солей, кислот и др.) По этой причине важное значение имеет проблема низкой стойкости сплавов на основе магния к коррозии и коррозионному растрескиванию под напряжением (КРН). В связи с этим актуальной является задача управления коррозионными свойствами магниевых сплавов. Целью настоящей работы было исследовать влияние предварительной пластической деформации на стойкость магниевых сплавов к КРН.

2. Методика и материалы

В качестве материалов исследования использовали промышленные сплавы МА14 и МА2-1, полученные в виде экструдированных прутков и горячекатаного листа соответственно. Для испытаний на растяжение из указанных материалов были изготовлены цилиндрические образцы с размером рабочей части 6×30 мм. Для механических испытаний применяли универсальную испытательную машину AG-X Plus (Shimadzu). Перед испытанием в коррозионной среде образцы сплава МА14 и МА2-1 подвергали предварительной пластической деформации до 4 и 11%, соответственно, посредством одноосного растяжения на воздухе при скорости деформации $5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ с последующей разгрузкой. Для оценки стойкости к КРН образцов до и после предварительной деформации проводили их испытания по схеме одноосного растяжения при низкой скорости деформации $5 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$ в коррозионной среде состава 5 г/л NaCl + 5 г/л K₂Cr₂O₇. Фрактографический анализ образцов проводили при помощи сканирующего электронного микроскопа SIGMA (Zeiss).

3. Результаты и выводы

В работе установлено, что в результате предварительной пластической деформации стойкость обоих исследованных магниевых сплавов к КРН увеличивается, о

чем свидетельствуют более высокие напряжения при разрушении образцов, которые были подвергнуты предварительной деформации (таблица 1). Тем не менее, как до, так и после предварительной деформации разрушение образцов обоих сплавов при испытании в коррозионной среде происходит в области квази-упругой деформации.

Таблица 1. Механические свойства и размеры характерных зон в изломах образцов сплавов МА14 и МА2-1, испытанных на воздухе (В) и в коррозионной среде (К) до и после предварительной пластической деформации (КП)

Сплав	Условия испытания	σ_B , МПа	δ , %	Размеры зон в изломе		
				скол + межзер., мкм	трубчатый, мкм	ямочный, мкм
МА14	В	296±1	28.3±2.1	Полностью ямочный		
	К	157±20	2.2±0.3	531±106	2503±520	3045±278
	КП	224±16	2.9±0.2	367±64	1785±178	3945±43
МА2-1	В	272±2	25.1±1.2	Полностью ямочный		
	К	129±11	2.6±0.1	1032±328	3679±574	792±332
	КП	145±6	2.7±0.1	878±14	1620±737	3049±492

При помощи фрактографического анализа показано, что в изломах всех образцов, испытанных в коррозионной среде, присутствует хрупкая зона и вязкий долом. Установлено, что образование хрупкой зоны происходило в результате зарождения на поверхности множества трещин и их последующего распространения по направлению к центру образца. Причем, как правило, трещины зарождались преимущественно на одной из сторон образца, а вязкий долом происходил на противоположной стороне, когда трещины достигали критического размера. Установлено, что хрупкая зона имеет разную морфологию в зависимости от расстояния до поверхности образца. Непосредственно у края излома поверхность разрушения обоих сплавов состоит из фасеток скола и межзеренного разрушения, которые часто покрыты продуктами коррозии. Далее следует область транскристаллитных фасеток с характерной трубчатой морфологией, которая затем постепенно переходит в область вязкого ямочного разрушения. У образцов сплава МА14 размер хрупкой зоны, а также отдельных ее участков меньше, чем образцов сплава МА2-1 (таблица 1). Установлено, что размер всей хрупкой зоны, а также суб-зон внутри нее, заметно меньше у образцов, подвергнутых предварительной пластической деформацией. Сделано, предположение о том, что изменение морфологии излома в хрупкой зоне обусловлено сменой механизма разрушения при достижении критического значения коэффициента интенсивности напряжений по мере увеличения длины трещины и роста внешнего напряжения. Механизм положительного влияния пластической деформации на КРН в настоящее время не установлен.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ 18-19-00592.

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗЛОМОВ СТАЛИ 40Х ПОСЛЕ ИСПЫТАНИЙ НА СТАТИЧЕСКУЮ КОРРОЗИОННУЮ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ

Ефимова О. В.^{*}, Юрченко А. Н.^{**}

*ФГАОУ ВО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет», кафедра «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов»,
г. Пермь,*

^{*}olga.ef2013@yandex.ru,
^{**}aleksmt@gmail.ru

Коррозионное растрескивание под напряжением (КРН) является синергетическим процессом, в результате которого происходит самопроизвольное разрушение металла при одновременном воздействии коррозионно-агрессивной среды и статического механического напряжения (растягивающих внешних и внутренних напряжений) [1]. Такой вид разрушения проявляется в виде хрупких трещин, которые ориентированы в направлении, перпендикулярном направлению максимального растягивающего напряжения, без заметной пластической деформации [2].

Испытание на КРН является одним из эффективных методов определения характеристик работоспособности конструкции при воздействии статических нагрузок в агрессивной коррозионной среде [3], в его основе лежит определение критической длины трещины. Для определения скорости роста трещины используется такая характеристика поврежденной нагруженной конструкции как коэффициент интенсивности напряжений (КИН). В свою очередь анализ поверхности разрушения после статических коррозионных испытаний является неотъемлемой частью. В связи с этим целью настоящего исследования является выявление влияния температуры отпуска стали 40Х на характер разрушения при испытаниях на КРН.

В данной работе исследовали сталь 40Х (% масс.): 0,40% С; 0,27% Si; 0,62% Mn; 0,18% Ni; 0,99% Cr; 0,05% Cu; 0,005% P; 0,012% S. Термообработку проводили с использованием камерной печи на цилиндрических заготовках диаметром 30 мм и длиной 100 мм. Нагрев заготовок осуществляли под закалку проводили на температуру 850±10°С, время выдержки 2 ч, вода. После закалки проводили отпуск при температурах от 200 до 680°С, время выдержки 2 ч, вода. Коррозионные испытания проводили по ГОСТ 9.903-81 на ударных образцах, вырезанных из термообработанных заготовок, с V-образным надрезом и предварительно нанесенной трещиной. Осмотр макростроения изломов проводили визуально, с помощью стереомикроскопа Olympus SZX16 и электронного микроскопа TESCAN VEGA 3 LM. Перед проведением исследования поверхностей излома их подвергали очистке от продуктов коррозии.

При сравнении изломов после коррозионных испытаний можно отметить, что макростроение изломов всех образцов является смешанным, что характерно для замедленного разрушения под действием статических нагрузок.

В результате осмотра поверхностей разрушения выявлены следующие характерные области: надреза - 1, предварительно выращенной усталостной трещины - 2, роста коррозионной трещины - 3, долома - 4. Наибольший интерес представляет область 3 (рис.1).

Пример характерного внешнего вида поверхности излома образца после статических коррозионных испытаний представлен на рис. 1.

При просмотре поверхности излома исследуемых образцов разрушившихся под действием коррозии и напряжений на электронном микроскопе, в переходной

области между предварительно выращенной усталостной трещиной и началом роста коррозионной трещины наблюдаются отдельные участки растрескивания, полностью покрытые продуктами коррозии (рис. 1, б). Характер разрушения в переходной области от зоны коррозионного развития к долому хрупкий (рис.1, в).

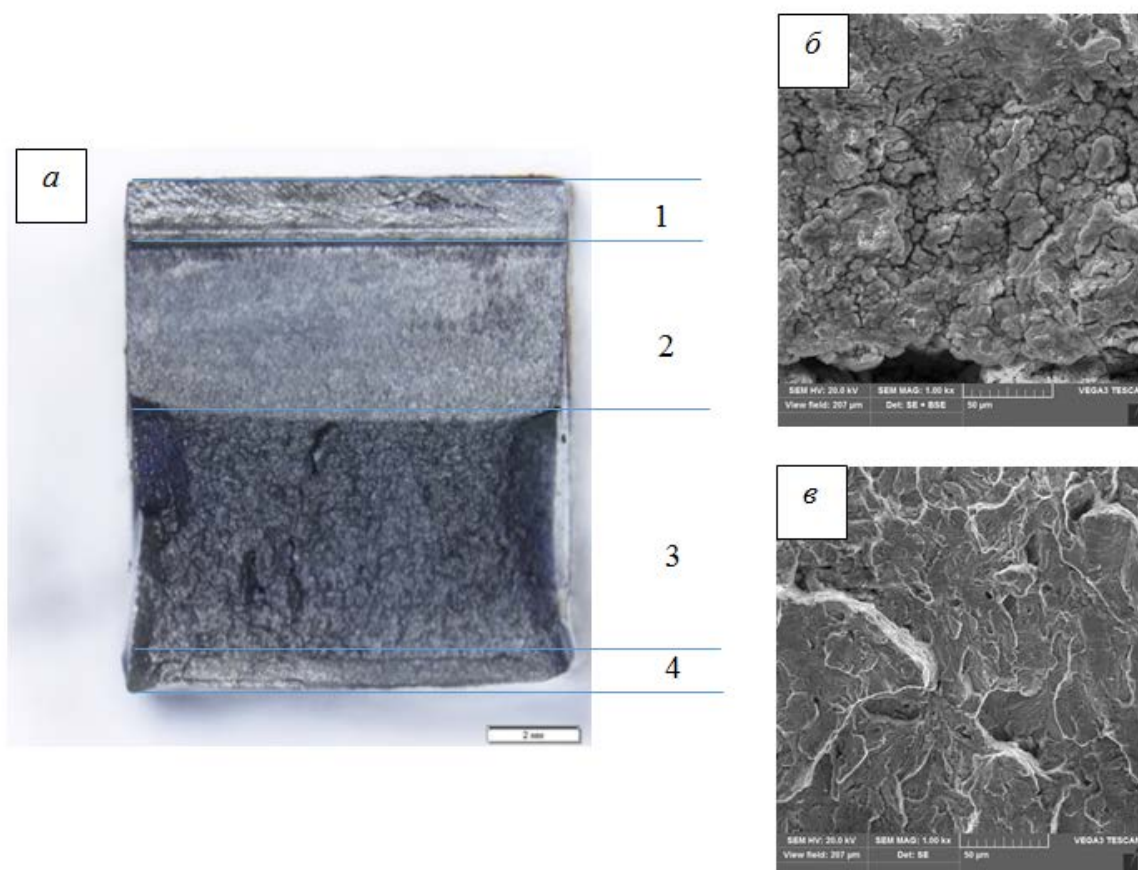


Рис. 1. Вид излома образца стали 40Х после отпуска 600°С: *а* – общий вид излома, *б* – переходная области между предварительно выращенной усталостной трещиной и началом роста коррозионной трещины, *в* – переходная область между зоной роста коррозионной трещины и доломом

Из-за коррозионного повреждения материала все изломы имеют матовую, шероховатую поверхность (особенно в начальной зоне относительно медленного разрушения), покрытую продуктами коррозии.

Список литературы

1. Романив О.Н., Никифорчин Г.Н. Механика коррозионного разрушения конструкционных сплавов. М. : Металлургия, 1986, 296 с.
2. Структура и коррозия металлов и сплавов. Атлас. Справ. / Под ред.Е.А. Ульянина. М. : Металлургия, 1989. 400 с.
3. Шварц Г.Л., Кристаль М.М. Коррозия химической аппаратуры. Коррозионное растрескивание и методы его предотвращения. М.: Машгиз, 1958. 204 с.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Тюрков М.Н.¹, Клевцов Г.В.¹, Валиев Р.З., Клевцова Н.А.,
Пигалева И.Н., Фесенюк М.В.

¹ Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,

² Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия

³ АО «ПО «Стрела», Оренбург, Россия

В работе исследовался механизм разрушения широко используемых в медицине для изготовления пластин и шурупов материалов - аустенитной коррозионно-стойкой стали 08X18H9 и титанового сплава Grade 4 – в процессе испытаний на кручение.

Сталь 08X18H9 исследовали в исходном (крупнозернистом, КЗ) состоянии, полученном в результате закалки с температуры 1050°C с выдержкой в течение часа, и в УМЗ состоянии после равноканального углового прессования (РКУП). Для получения УМЗ состояния было использовано РКУП при температуре 350 °С (маршрут Вс, n=4, $\varphi=120^\circ$) [1, 2].

Анализ диаграмм «Крутящий момент - угол кручения» показал, что крутящий момент у образцов из УМЗ стали примерно в 1,4 раза выше, чем у образцов из КЗ стали, а число оборотов и угол закручивания у образцов из стали УМЗ в 2,4 раза меньше, чем у образцов из КЗ стали.

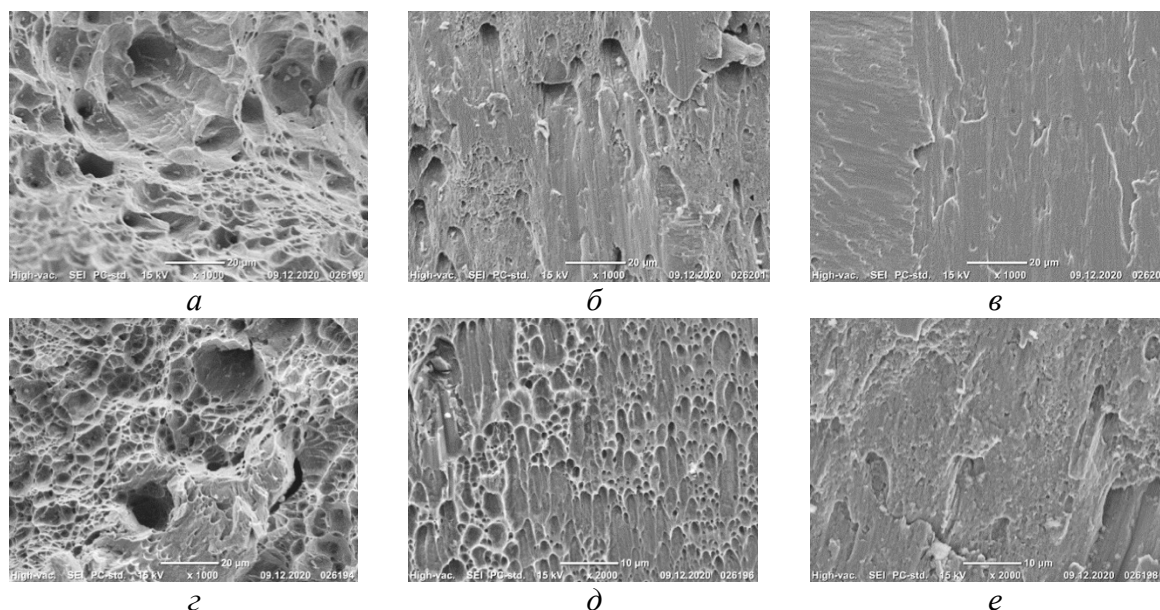


Рис. 1. Микрорельеф изломов на кручение образцов из КЗ (а–в) и УМЗ (г–е) стали 08X18H9. Микрорельеф получен с центральной (а, г), средней (б, д) и периферической (в, е) части излома

На поверхности всех полученных изломов можно выделить три области: волокнистая центральная часть, переходную (среднюю) часть и относительно гладкую периферийную часть. В центральной части изломов, независимо от состояния стали, микрорельеф состоит из равноосных ямок (рис. 1 а, г) и бесструктурных участков, образованных, по-видимому, от контакта ответных поверхностей излома. В средней

части излома доминируют ямки сдвига, причем, в изломе УМЗ стали они наблюдаются более четко (рис. 1 б, д). В периферийной части изломов микрорельеф малоструктурный (рис. 1 в, е), образовавшийся в результате взаимного трения ответных поверхностей излома.

Титан в КЗ состоянии представлял собой горячекатаные прутки со средним размером зерна 25 мкм. УМЗ состояние металла было получено по двум режимам. Первый режим: предварительная термообработка в виде гомогенизационного отжига при температуре 680°C, 1 час + шесть проходов равноканального углового прессования по схеме «Конформ» (РКУП-К) при температуре заготовки и оснастки 250°C (маршрут Вс, $\varphi = 120^\circ$) [1, 2]. Сечение полученных заготовок составляло 11x11 мм. Второй режим: гомогенизационный отжиг + шесть проходов РКУП-К + последующее волочение при температуре 200°C (РКУП-К+В). По данному режиму были получены заготовки в виде прутков диаметром 5 мм.

Анализ диаграмм «крутящий момент–угол закручивания» показал, что при испытании образцов на кручение из КЗ и УМЗ титана угол закручивания монотонно возрастает с увеличением крутящего момента, разрушение образцов как КЗ, так и УМЗ титана произошло по механизму среза.

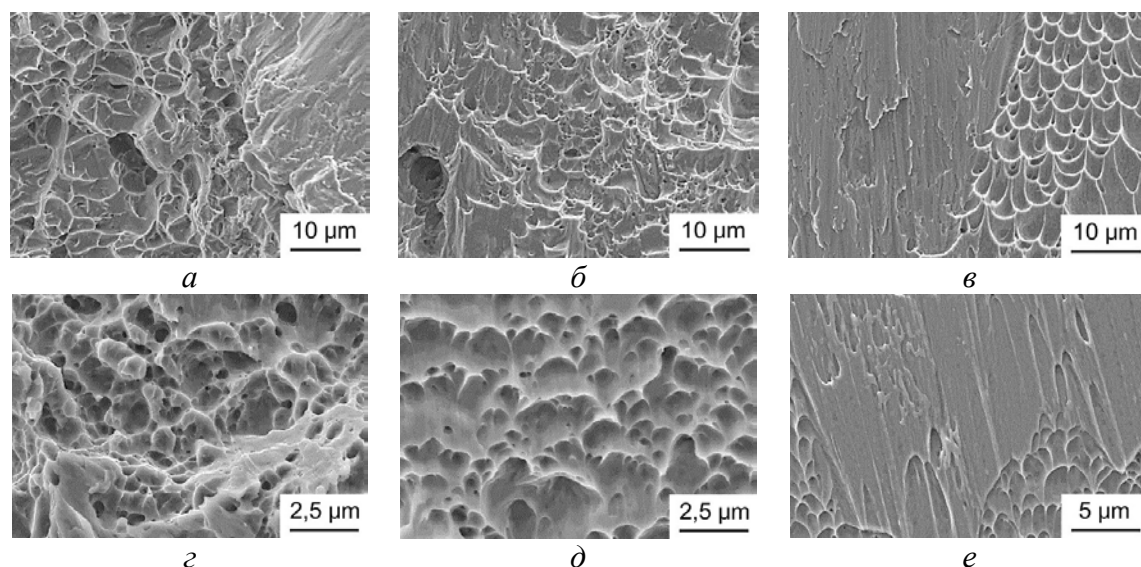


Рис. 2. Микрорельеф изломов образцов КЗ (а–в) и УМЗ (РКУП-К+В) (г–е) титана, испытанных на кручение. Микрорельеф центральной (а, г), средней (б, д) и периферийной (в, е) областей изломов

На поверхности всех полученных изломов, независимо от состояния титана, можно также выделить три области: центральную часть, отличающуюся большой шероховатостью, переходную (среднюю) часть и относительно гладкую периферийную часть. В центральной части изломов микрорельеф состоит из равноосных ямок отрыва и бесструктурных участков (рис. 2 а, г), образованных, по-видимому, от контакта ответных поверхностей излома. В средней части изломов доминируют ямки сдвига (рис. 2 б, д); встречаются участки с затертой поверхностью. В периферийной части изломов отдельные участки с неглубокими ямками сдвига чередуются с большими по площади участками затертой поверхности (рис. 2 в, е). Обращает на себя внимание тот факт, что при разрушении образцов КЗ титана во всех участках изломов образуются более глубокие ямки по сравнению с разрушением УМЗ титана, что, безусловно, связано с более высокой пластичностью КЗ титана.

Таким образом, можно сделать вывод, что материал в УМЗ состоянии лучше сопротивляется разрушению кручением, чем в КЗ состоянии. Разрушение рассмотренных металлических материалов при кручении начинается с периферийной области, где образуются ямки сдвига. При дальнейшем кручении ямки сдвига в периферийной области становятся полностью или частично затертыми из-за контакта с ответными поверхностями изломов. В средней части изломов этот эффект проявляется не так явно, а в центральной части изломов доминируют нормальные напряжения отрыва, о чем свидетельствуют преимущественно равноосные ямки.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (междисциплинарный проект № 20-69-47059).

1. Ruslan Z. Valiev, Alexander P. Zhilyaev, Terence G. Langdon. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons (2014), 440 p.
2. Клевцов Г.В., Бобрук Е.В., Семенова И.П., Клевцова Н.А., Валиев Р.З. Прочность и механизмы разрушения объемных наноструктурированных металлических материалов: учебное пособие. Уфа: РИК УГАТУ, 2016. 240 с.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ НА КИНЕТИКУ ПОВРЕЖДЕННОСТИ СПЛАВА Д16Ч ПРИ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Белецкий Е. Н.¹, Синев И. О.^{1,2}, Тютин М. Р.¹, Болотников А.И.¹

¹*ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова
Российской академии наук, Москва, Россия, e-mail: enbel@mail.ru*

²*Московский государственный технический университет
им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия*

Данная работа посвящена исследованию влияния предварительного циклирования сплава Д16Ч на изменения механических и физических свойств в процессе статического растяжения. Ранее подобные исследования были проведены нами при статическом нагружении [1].

В качестве исследуемого материала был выбран алюминиевый сплав Д16Ч, применяемый в авиационной промышленности для изготовления листов обшивки самолетов. Испытания были проведены на корсетных образцах размерами 170×15,2×1,13 мм до и после предварительного циклирования (50% от долговечности при заданном уровне напряжения 230 МПа) на сервогидравлической установке «BISS» Nano в режиме статического растяжения со скоростью деформации 1 мм/мин. В ходе эксперимента образцы были разбиты на 2 группы. Испытания первой группы образцов были проведены без остановок для исследования полей деформации методом цифровой корреляции изображений. Во время испытаний второй группы образцов осуществляли остановки для измерения коэффициента затухания ультразвуковых волн α при частоте 20 МГц, вихретокового параметра H_{BT} и электросопротивления R . Параметры поврежденности оценивали путем обработки картин микротрещин, полученных с помощью оптического микроскопа на различных стадиях нагружения при остановках испытательной машины.

Оценены следующие параметры поврежденности: относительная площадь, занятая микротрещинами (S^*), средняя длина (L_{cp}) и плотность микротрещин (n). В результате полученных данных был рассчитан концентрационный критерий k , адаптированный для плоской поверхности, вычисляемый из соотношения $k = 1 / (L_{cp} \cdot \sqrt{n})$ [2, 3].

Методом цифровой корреляции изображений были получены поля деформаций на поверхности образца. Оценена площадь сильнодеформированной пластической зоны A_y , в пределах которой уровень главных деформаций $\varepsilon_1 > 4,5\%$.

В результате проведенного исследования было выявлено 4 стадии разрушения в процессе растяжения. Было установлено, что после предварительного циклирования скорость изменения коэффициента затухания ультразвуковой волны α растет быстрее на I стадии в отличие от исходного материала. На II и III стадии отличия менее различимы. Однако на последней IV стадии скорость затухания выше у материала после предварительного циклирования.

Анализ вихретокового параметра показал, что после предварительного циклирования значения $H_{вт}$ на первых двух стадиях практически не меняются, в отличие от исходного материала, где наблюдается значительное уменьшение параметра $H_{вт}$. На III стадии наблюдается рост в обоих случаях, а на последней IV стадии величина $H_{вт}$ резко снижается в материале после предварительного циклирования, а в исходном материале вихретоковый параметр монотонно растет.

Электрическое сопротивление R растет монотонно в процессе растяжения образцов обоих состояний, однако электросопротивление материала после предварительного циклирования ниже.

Анализ картин поврежденности на разных этапах нагружения показал, что на начальной стадии нагружения k -параметр в образце после предварительного циклирования ниже примерно в 2,5 раза, чем в исходном. По мере роста деформации после достижения относительной деформации $\varepsilon^* \sim 0,7$ вплоть до разрушения значения k -параметра совпадают для обоих состояний материала.

Картины деформационных полей, полученные методом цифровой корреляции изображений, были сопоставлены с изменением относительной площади микротрещин S^* . Было установлено, что при одних и тех же значениях площади зоны деформации A_y , поврежденность сплава после предварительного циклирования выше.

Таким образом, в результате проведенных исследований установлено, что предварительное циклирование образцов сплава Д16Ч приводит к повышению поврежденности и существенному изменению физических свойств, что может быть использовано для оценки состояния материала при эксплуатации.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №19-19-00674).

Список литературы

1. E. N. Beletsky, V. P. Levin, I. O. Sinev, L. R. Botvina, M. R. Tyutin, and A. V. Kulemin Evolution of the physical properties and damage assessment of the D16ChATV alloy // AIP Conference Proceedings 2315, 030017 (2020); <https://doi.org/10.1063/5.0037435>
2. С.Н. Журков, В.С. Куксенко, А.И. Слуцкер. Физика твердого тела. 1969. Т. 11, № 2, 296 – 307
3. L.R. Botvina, A.P. Soldatenkov. Metallofiz. i nov.teh.. 2017. Vol. 39, № 4, 477–490

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ $\text{Fe}_{92}\text{Si}_6\text{B}_2$ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ВОДОРОДОСОДЕРЖАЩЕЙ СРЕДЫ

Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Балыбин Д.В., Березнер А.Д., Федотов Д.Ю.

Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина,

г. Тамбов, Россия,

fedorov-tsu.tmb@inbox.ru

Применение аморфных материалов в сложных эксплуатационных условиях ставит задачи по исследованию их свойств в кислых водных средах [1].

В исследовании использовали аморфный сплав $\text{Fe}_{92}\text{Si}_6\text{B}_2$, мембрану из которого (рабочая площадь $S = 3,63 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2$, толщина $\delta = 25 \cdot 10^{-6} \text{ м}$) помещали в упрощенную двухкамерную ячейку типа Деванатхана. В поляризационную часть ячейки вводили рабочий раствор (0,1 М HCl + 0,9 М LiCl ; 0,5 М HCl + 0,5 М LiCl ; 0,99 М HCl + 0,01 М LiCl), а в диффузионную – водный раствор 0,01 Н KMnO_4 . Продолжительность выдержки в растворе составляла 2 часа при температуре 293 К. Для характеристики твердофазной диффузии водорода использовали интегральную плотность тока водорода (j_{H}), диффундирующего через мембрану. После диффузии водорода проводились исследования механических характеристик образцов.

Экспериментально установлено, что диффузия водорода через мембрану из

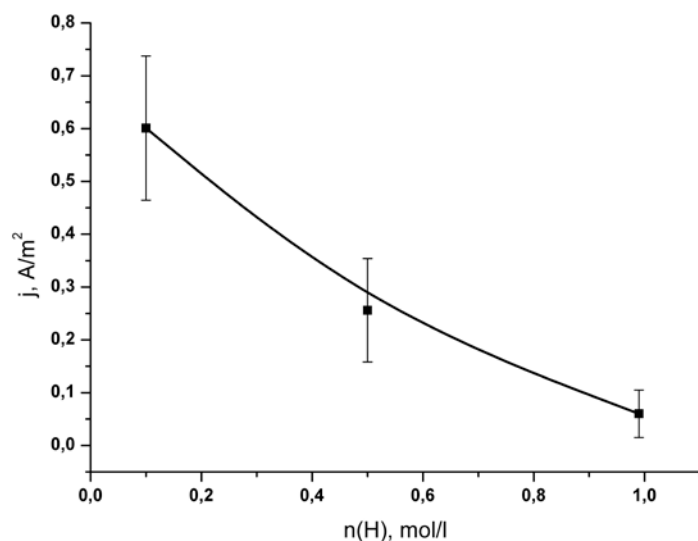


Рис. 1. Зависимость интегральной плотности диффундирующего водородного тока от концентрации водорода в рабочем растворе

аморфного сплава на основе Fe уменьшается с ростом концентрации рабочего кислого раствора, зависимость имеет вид спадающей экспоненты.

Спектральный анализ показал, что снижение интегрального тока диффундирующего водорода обусловлено процессами окисления металлического железа и образования на поверхности хлоридов, оксидов и гидроксидов железа. Обозначенные соединения могут блокировать доступ водорода к металлу, образуя пространственный барьер. Интенсив-

ное выделение водорода на поверхности наблюдали экспериментально. Увеличение концентрации раствора приводит также к более интенсивному образованию соединений на поверхности и не способствует диффузии водорода вглубь образца. При этом активные центры поверхности могут блокироваться продуктами взаимодействия железа с рабочим раствором, поэтому процесс твердофазной диффузии протекает с незначительной скоростью, по сравнению с образованием молекулярного водорода.

После действия водородосодержащей среды изменяются механические характеристики аморфного сплава на основе железа. При разрушении образуются ветвящиеся трещины и складчатые структуры (200 – 700 нм) (рис. 2).

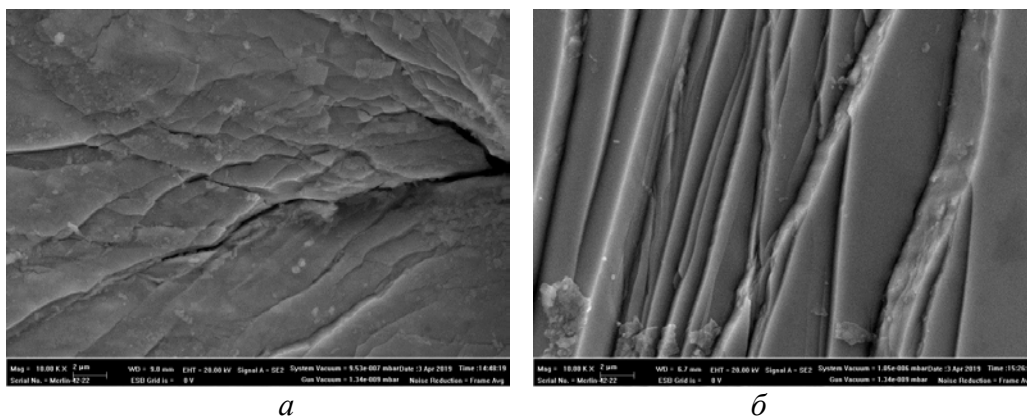


Рис. 2. *а* – Ветвление трещин в области вершины трещины аморфного сплава $\text{Fe}_{92}\text{Si}_6\text{B}_2$ после деформации (0,5М HCl+0,5М LiCl); *б* – образование складок на поверхности (0,99 М HCl+0,01М LiCl)

На самой поверхности разрушения наблюдается характерный «венный» узор. При увеличении концентрации водорода в рабочем растворе, деформационный рельеф существенно не меняется. Воздействие наводороживающих сред в исследуемых концентрациях уменьшает предел прочности аморфного сплава на основе железа (рис. 3). Модуль Юнга не меняется и составляет ~ 86 ГПа.

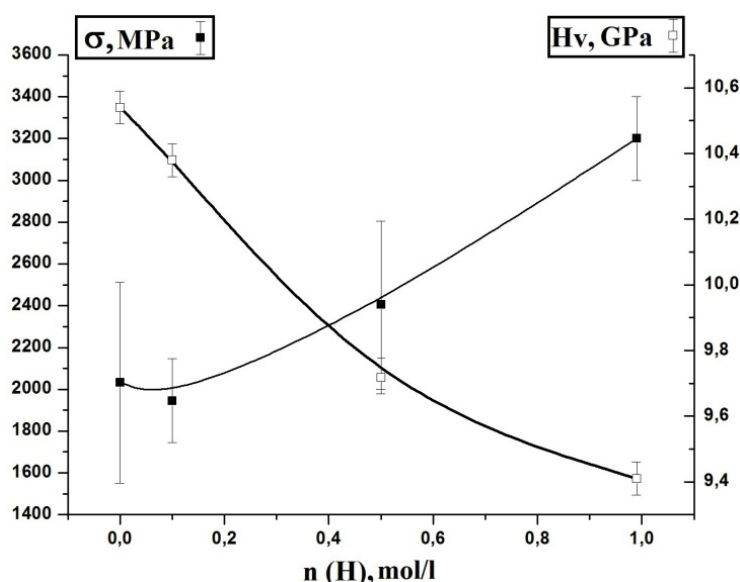


Рис. 3. Изменение предела прочности (σ) и микротвердости (H_v) мембран из аморфного сплава $\text{Fe}_{92}\text{Si}_6\text{B}_2$, вызванных диффузией водорода. Каждая точка построена по 10 замерам

Микротвердость исследуемых образцов, с повышением концентрации HCl и уменьшением концентрации LiCl (рис. 3), снижается в пределах 10%, ввиду образования оксидных пленок и частичного травления аморфной мембраны кислотным раствором. Циклические испытания на изгиб образцов, подверженных наводороживанию, показали снижение усталостной прочности по мере увеличения концентрации рабочего раствора.

Работа выполнена на оборудовании ЦКП Тамбовского государственного университета имени Г.Р. Державина.

Список литературы

1. Berezner A.D., Pluzhnikova T.N., Fedorov V.A., Fedotov D.Yu., Yakovlev A.V. // Mechanics of Solids. – 2020 – Vol. 55. – No. 1. – Pp. 16–21.

МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Zr, ФОРМИРУЕМЫЕ В РЕЗУЛЬТАТЕ КОРРОЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В ИМИТАТЕ БИОЛОГИЧЕСКОЙ ЖИДКОСТИ

Федоров В.А., Яковлев А.В., Балыбин Д.В., Шлыкова А.А., Федотов Д.Ю.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия,
fedorov@tsutmb.ru

В работе проведены длительные эксперименты по установлению коррозионной стойкости аморфного сплава на основе циркония (системы Zr–Cu–Ni–Ti–Ag). В исследованиях применяли следующую методику. Образцы с размерами 5×5×2 мм выдерживали в жидкости, моделирующей биологическую (SBF) в течение длительного времени. Периодически, с интервалом 1 неделя проводили фрактографические исследования.

Воздействие раствора осуществляли следующим образом. Образцы, находящиеся в исходном состоянии погружали в биологическую жидкость и через 168 часов исследовали состояние поверхности. Оказалось, что такое действие приводит к сглаживанию рельефа поверхности, наблюдающегося до выдержки в биологической жидкости. После выдержки 336 часов наблюдали охрупчивание по краям образца. Дальнейшая выдержка в течение 1512 часов приводит к охрупчиванию не только по краям образца, но и по поверхности всего образца. Происходит растворение поверхностного слоя, наблюдается массовая крупноочаговая питтинговая коррозия, приводящая в дальнейшем к масштабным изменениям. На поверхности формируется солевой налет, который практически не смывается спиртом. Происходит коррозионное растрескивание поверхностного слоя. Все это может привести к необратимому изменению свойств объемных аморфных металлических сплавов, например трибологических.

Для сравнения коррозионных свойств массивных металлических стекол на основе циркония с кристаллическим цирконием были проведены потенциометрические исследования в водных и этиленгликоль – водных (с 50 масс. % воды) растворах SBF-жидкости. Кинетику электрохимических процессов исследовали на электродах из аморфного и кристаллического циркония в условиях потенциодинамической поляризации (скорость развёртки 0,66 мВ/с) на потенциостате Solartron 1257 в отсутствии принудительной деаэрации, комнатная температура, потенциалы пересчитаны по стандартной водородной шкале. Рабочий электрод с видимой поверхностью 0,15 и 0,49 см² армировали в оправу из эпоксидной смолы, отвержденной полиэтиленполиамином, зачищали наждачной бумагой разных номеров, обезжировали пастой оксида магния или ацетоном, промывали бидистиллятом и сушили фильтровальной бумагой. Использована трехэлектродная электрохимическая ячейка с разделенным шлифом анодным и катодным пространствами, вспомогательный электрод – гладкая платина.

Проведенные поляризационные измерения на цирконии в водной среде с составом электролита (SBF-жидкость), показали, что катодная и анодная ветви поляризационной кривой имеют стандартный вид.

Потенциал коррозии составляет -0,17 В, ток коррозии принимает значение $3,78 \cdot 10^{-4}$ А/м², что представляет собой заниженные величины по сравнению со стандартными значениями ($\text{Zr} \rightarrow 4 e \leftrightarrow \text{Zr}^{4+}$, $E_0 = -1,53$ В). Тафелевские углы наклона со-

ставляют $b_k = -0,08$ В и $b_a = 0,100$ В. В соответствии с облагораживанием потенциала коррозии аморфного циркония его коррозионная стойкость существенно возрастает.

Объяснением данного явления может быть аморфное строение материала электрода, из-за которого осложняется переход металла в ионное состояние (ионизация металла). Таким образом, энергия ионизации существенно возрастает и, как следствие, резко снижается потенциал коррозии электрода аморфного строения по сравнению с кристаллическим цирконием. В этом случае аморфный цирконий имеет потенциал коррозии близкий к значению стандартных электродных потенциалов благородных металлов.

Кристаллический цирконий в большинстве водных растворов имеет стационарный потенциал от -0,1 до -0,5 В это связано с наличием на поверхности циркония защитной оксидной плёнки. В большинстве нейтральных неокисляющих сред при стационарном потенциале цирконий находится в пассивном состоянии, кривая поляризации циркония в растворах сульфатов имеет пассивную область и область перепассивации.

Примечательно, что кинетика анодного процесса на цирконии зависит от состояния поверхности. Если непрерывно зачищать в растворе циркониевый электрод, удаляя защитную оксидную плёнку, то пассивное состояние сохраняется, а скорость анодного процесса в анодной области возрастает. Таким образом, оксидная плёнка не единственная причина пассивации кристаллического циркония в нейтральных неокисляющих средах. Вместе с тем, на пребывание циркония в пассивном состоянии могут влиять и адсорбционные процессы. Кроме того, исследования осложняются тем, что состав и свойства оксидной плёнки на цирконии зависят от состава электролита и различных других факторов, например, облучения.

Таким образом, исследование действия коррозионной среды на поверхность образцов показало, что локальное воздействие практически не влияет на ее свойства. Увеличение количества и времени локальных воздействий приводит лишь к увеличению числа границ локальных воздействий, формирующихся на поверхности образцов, что не приводит к глобальному изменению свойств.

Длительная выдержка в растворе, моделирующем биологическую жидкость приводит к коррозионному растрескиванию, практически полному растворению поверхностного слоя. Предварительная ионная имплантация ионов аргона и азота, возможно приведет к снижению действия биологической жидкости на образцы как в случае локального действия, описанном во второй части работы. Это может быть связано с воздействием жидкости на микротрещины и другие дефекты образцов, связанные с их предысторией.

На основании полученных результатов можно сделать вывод, что в случае аморфного циркония сохраняется пассивное состояние в изученных растворах, более того, можно утверждать, что увеличивается его коррозионная стойкость, что позволяет применять такой материал в реальных условиях без каких-либо дополнительных мер по защите материала, например, легирования, ингибирования, предварительной подготовки материала и т.д.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 19-42-680001 p_a) на оборудовании ЦКП Тамбовского государственного университета имени Г.Р. Державина.

ВЕРИФИКАЦИЯ МОДЕЛИ РАДИАЦИОННОГО РАСПУХАНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ НА ЗАДАЧЕ О ДЕФОРМИРОВАНИИ ТРУБЫ В УСЛОВИЯХ НЕРАВНОМЕРНОГО ПО ТОЛЩИНЕ ОБЛУЧЕНИЯ

Горохов В. А.

*Научно-исследовательский институт механики
Национального исследовательского Нижегородского государственного
университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия,
vas-gor@rambler.ru*

Одним из деформационных процессов в материалах конструкций при термомеханических воздействиях в условиях нейтронного облучения является радиационное распухание. Для верификации разработанных ранее моделей, методик и программных средств [1–3] использовалась аналогия задачи распухания толстостенного цилиндра в условиях нейтронного облучения с задачей термоупругости, для которой известно аналитическое решение. В частности, рассматривалась задача термоупругости для кругового полого цилиндра, находящегося под действием стационарного температурного поля в условиях плоской деформации. Температура считалась постоянной вдоль оси цилиндра и по окружной координате. В радиальном направлении температура менялась по логарифмическому закону. Аналитическое решение этой задачи можно найти в [4]. Для решения аналогичной задачи радиационного распухания цилиндра в авторскую программу [1–3] вместо температурного поля задавалось поле облучения, значения которого определялись из условия равенства радиационного распухания в каждой точке цилиндра соответствующей величине теплового расширения материала.

Результаты численного решения задачи в виде значений радиального перемещения, радиальных и окружных напряжений в различных точках цилиндра сравнивались с результатами аналитического решения [4]. Показано, что результаты расчетов с помощью оригинальных методики и программного обеспечения конечно-элементного моделирования деформирования конструкций при терморadiационных нагрузениях [1–3] хорошо согласуются с аналитическим решением [4].

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00768.

1. Капустин С.А., Горохов В.А., Виленский О.Ю., Кайдалов В.Б., Марголин Б.З., Бучатский А.А. Моделирование напряженно-деформированного состояния конструкций из нержавеющей сталей, эксплуатирующихся в условиях интенсивных терморadiационных воздействий // Проблемы прочности и пластичности. – 2007. – Вып. 69. – С. 106–116.
2. Капустин С.А., Горохов В.А., Чурилов Ю.А., Виленский О.Ю., Кайдалов В.Б., Зверев Д.Л., Гуленко А.Г., Сорокин А.А. Верификация методических и программных средств численного исследования напряженно-деформированного состояния конструкций из стали типа Х16Н11М3 при квазистатических терморadiационных нагрузениях // Проблемы прочности и пластичности. – 2010. – Вып. 72. – С. 36–45.
3. Капустин С.А., Горохов В.А., Васильев Б.А., Виленский О.Ю., Кайдалов В.Б., Осетров Д.Л., Марголин Б.З., Гуленко А.Г. Сравнительный анализ радиационно-термического формоизменения отражателей реакторов БН-660 и БН-800 по результатам численного моделирования // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2011. – № 6. – С. 99–107.
4. Ванцзи-Де. Прикладная теория упругости. – М.: Физматгиз, 1959.

ИЗМЕНЕНИЕ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСОВ ПРИ ЭКСТРЕМАЛЬНО ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Громов¹ В.Е., Иванов Ю.Ф.², Кузнецов Р.В.¹, Рубанникова Ю.А.¹,
Кормышев В.Е.¹

¹*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия*

²*Институт сильноточной электроники СО РАН,
Томск, Россия*

В качестве материала исследования использованы 100 метровые дифференцированно закаленные рельсы категории ДТ350, изъятые из пути на Экспериментальном кольце РЖД в Щербинке после пропущенного тоннажа 1411 млн. тонн брутто. По химическому составу металл пробы удовлетворял требованиям технических условий для стали марки Э76ХФ (С: 0.71-0.82; Si: 0.25-0.60; Mn: 0.75-1.25; Cr: 0.2-0.8; V: 0.03-0.15; Fe - основа). Исследования структуры и фазового состава металла рельсов на различных расстояниях от поверхности катания по центральной оси и по выкружке осуществляли методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии.

Дифференцированная закалка рельсов приводит к формированию структуры, представленной зернами перлита пластинчатой морфологии, зернами перлита вырожденного (феррито-карбидная смесь) и, в весьма малом количестве, зернами структурно-свободного феррита (зерна феррита, не содержащие частицы цементита).

Длительная эксплуатация рельсов приводит к существенной трансформации структуро-фазового состояния рельсов. Во-первых, к разрушению структуры пластинчатого перлита и формированию в объеме перлитных колоний субзеренной структуры субмикронных (100-150 нм) размеров. Во-вторых, к выделению по границам и в объеме субзерен частиц карбидной фазы нанометрового диапазона. В-третьих, к росту микроискажений и параметра кристаллической решетки твердого раствора на основе α -железа. В-четвертых, к деформационному наклепу металла, приводящему к увеличению (в 1,5 раза), относительно исходного состояния, скалярной и избыточной плотности дислокаций.

Выявленные преобразования структуры стали будут существенным образом сказываться на прочностных и пластических характеристиках металла, определяя, в конечном итоге, срок службы изделия. Выявить закономерности, связывающие параметры структуры и прочностные свойства материала, вскрыть физическую природу процесса эволюции свойств, позволяют оценки механизмов упрочнения.

При этом необходимо учитывать вклады, обусловленные трением решетки матрицы, внутрифазными границами, дислокационной субструктурой, присутствием карбидных частиц, внутренними полями напряжений, твердорастворным упрочнением, перлитной составляющей структуры стали [4, 5, 8-10].

Общий предел текучести стали в первом приближении, основанном на принципе аддитивности, который предполагает независимое действие каждого из механизмов упрочнения материала, можно представить в виде линейной суммы вкладов отдельных механизмов упрочнения:

$$\sigma = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma(L) + \Delta\sigma(\rho) + \Delta\sigma(h) + \Delta\sigma(\chi) + \Delta\sigma(\text{ТВ}) + \Delta\sigma(\Pi),$$

где $\Delta\sigma_0 = 30$ МПа – вклад, обусловленный трением решетки матрицы, $\Delta\sigma(L)$ – вклад, обусловленный внутрифазными границами, $\Delta\sigma(\rho)$ – вклад, обусловленный дислокационной субструктурой, $\Delta\sigma(\text{ч})$ – вклад, обусловленный присутствием частиц карбидных фаз, $\Delta\sigma(h)$ – вклад, обусловленный внутренними полями напряжений, $\Delta\sigma(\text{тв})$ – вклад, обусловленный твердорастворным упрочнением, $\Delta\sigma(\Pi)$ – вклад, обусловленный перлитной составляющей структуры стали.

Представленные на рис. 1 зависимости суммарного предела текучести стали 100-метровых дифференцированно закаленных рельсов от расстояния до головки рельсов позволяют проследить за изменением прочности металла на пределе текучести в процессе эксплуатации. Отчетливо видно, что упрочнению подвергается исключительно поверхностный слой металла рельсов толщиной не более 2 мм. При большем удалении от поверхности головки рельсов прочностные свойства стали остаются на уровне прочностных свойств стали в исходном состоянии. Прочность поверхностного слоя стали существенным образом зависит от местоположения анализируемого слоя, а именно, прочность поверхностного слоя металла рабочей выкружки практически в 2 раза выше прочности поверхностного слоя металла поверхности катания.

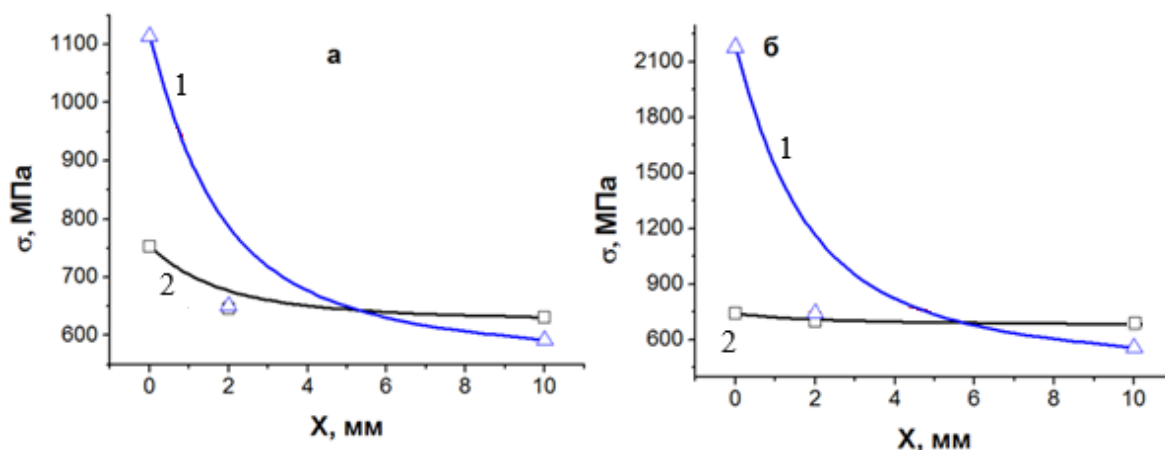


Рис. 1. Зависимости суммарного предела текучести стали от расстояния до поверхности головки рельс вдоль центральной оси (а) и вдоль оси симметрии рабочей выкружки (б); кривая 1 – 1411 млн. т; 2 – исходное состояние

Сравнение с результатами оценки суммарного предела текучести стали 100-метровых дифференцированно закаленных рельсов при пропущенном тоннаже 691,8 млн. тонн показывает, что увеличение пропущенного тоннажа до 1411 млн. тонн приводит к существенному (в 1,5-2 раза) повышению прочности стали на пределе текучести.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (проект №19-32-60001).

ФОРМИРОВАНИЕ КОРРОЗИОННЫХ СЛОЕВ НА ПОВЕРХНОСТИ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭП-823 В УСЛОВИЯХ ДЛИТЕЛЬНОГО ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО КОНТАКТА С ПРОТОЧНЫМ СВИНЦОВЫМ ТЕПЛОНОСИТЕЛЕМ

Литовченко И. Ю.^{1,2}, Полехина Н. А.^{1,2}, Алмаева К. В.^{1,2},
Аккузин С. А.^{1,2}, Линник В. В.²

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

²Национальный Исследовательский Томский государственный университет,
Томск, Россия, litovchenko@spti.tsu.ru

В ядерных реакторах нового поколения планируется использовать в качестве жидкого теплоносителя свинец или его сплавы. При этом для конструкционных материалов, в частности для оболочек тепловыделяющих элементов реактора, возникают проблемы жидкометаллической коррозии. В связи с этим необходимо изучение влияния длительного высокотемпературного воздействия проточного теплоносителя на формирование коррозионных слоев. Перспективными конструкционными материалами активных зон ядерных реакторов нового поколения являются 9-12% Cr ферритно-мартенситные стали.

Методами рентгеноструктурного анализа, просвечивающей и растровой электронной микроскопии, с применением элементного микроанализа и дифракции обратно-рассеянных электронов, изучены особенности микроструктуры и фазового состава поверхностных и приповерхностных слоев российской 12% Cr ферритно-мартенситной стали ЭП-823 (Fe-12Cr-Mo-W-Si-V-W-Nb) после длительной (2500 ч.) выдержки при температурах 540 и 630 °C в проточном свинцовом теплоносителе с концентрацией кислорода $\approx 4-8 \times 10^{-7}$ масс. %. Кислород способствует формированию защитных пленок на поверхности стали.

При исследовании поперечных сечений образцов показано, что на поверхности и в подповерхностном слое стали формируются неоднородные оксидные слои, представленные магнетитом (Fe₃O₄) и железо-хромистой шпинелью FeCr₂O₄. В поверхностном слое объёмная доля указанных фаз составляет от 7 до 14 %. Она возрастает с увеличением (от 540 до 630 °C) температуры испытаний. Толщина оксидных слоев также зависит от температуры испытаний. При 540 °C она достигает 7-10 мкм, при 630 °C увеличивается до 20-30 мкм. Верхний оксидный слой обогащен по железу, нижний - по хрому и марганцу. Помимо оксидов на поверхности образцов обнаружены также следы свинцового теплоносителя.

При 630 °C в результате длительного высокотемпературного воздействия проточного свинцового теплоносителя помимо поверхностного оксидного слоя обнаружено выделение оксидов по границам зерен бывшего аустенита, ферритных зерен и пакетов отпущенного мартенсита. Глубина проникновения оксидов по границам может достигать 10 мкм, ширина оксидных пленок от ≈ 300 нм до ≈ 1 мкм. Оксиды представлены дисперсными частицами (размерами до 50 нм) преимущественно на основе хрома (Cr₂O₃), кремния и марганца. Таким образом при указанной температуре обнаружены признаки межкристаллитной коррозии в результате длительного высокотемпературного контакта ферритно-мартенситной стали ЭП-823 со свинцовым теплоносителем.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 19-48-700020 и Администрации Томской области.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЦЕМЕНТИРОВАННЫХ ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВОВ ПО ФОРМЕ РЕНТГЕНОВСКОЙ ЛИНИИ ОБРАЗЦА В K_{α} -ИЗЛУЧЕНИИ Co И Ag

Покоев А.В., Суринский К.Д.

Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева,
Самара, Россия,
a.v.pokoev46@mail.ru;
Surinskykd@gmail.com

Представлены результаты исследования образцов из модельных цементированных слоев технически чистого железа и модельных сплавов (содержание углерода 0,08 вес. %), изготовленных для проведения экспериментов со строго контролируемыми параметрами цементации. Цементацию образцов вели в твердом карбюризаторе при температуре 930 °С; время цементации 30 и 120 мин. Часть образцов после цементации закаливали быстрым погружением в воду при комнатной температуре, вторую – охлаждали на воздухе вместе с печью. Поперечные шлифы цементированных слоев образцов исследовали методами металлографии, микротвердости, рентгенофазового, микрорентгеноспектрального анализа и математическое моделирование распределения интенсивности дифракционного отражения характеристической рентгеновской линии поликристаллического образца, подвергнутого диффузионному насыщению примесью (углерода в феррите) в изотермических условиях [1].

Предложена методика расчёта коэффициента объемной диффузии на $K_{\alpha 1}$ Ag и Co-излучениях, основанная на связи характерных точек распределения интенсивности с глубиной диффузии. Микрорентгеноспектральным анализом с применением усреднения по площади исследована форма концентрационного распределения углерода по глубине цементированного слоя. Получена кривая, свойственная случаю диффузии из постоянного источника.

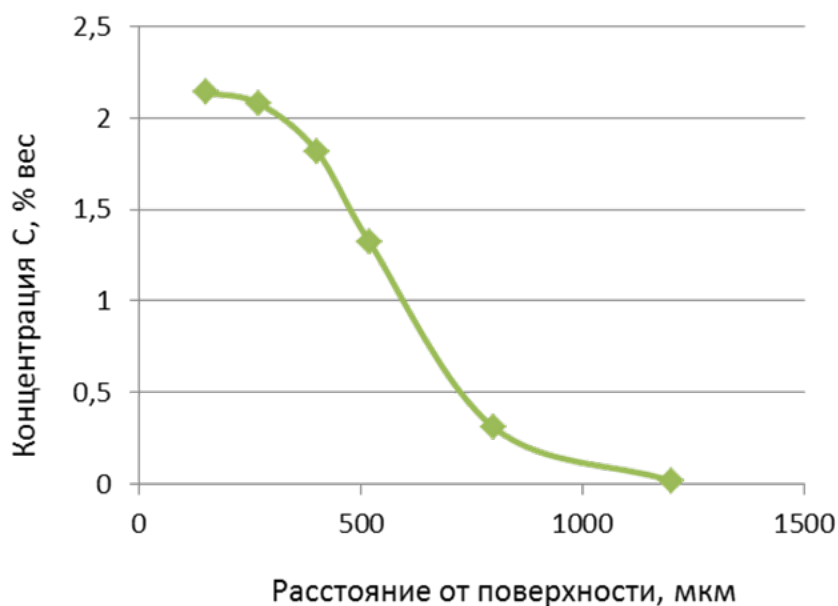


Рис. 1. Распределение концентрации углерода по глубине слоя цементации

Съемка в $Co K_{\alpha 1}$ -излучении от плоскости (310) удастся определить тип постоянного источника: c_0 - точка уверенной принадлежности, лежащая на концентрационной кривой углерода $c(x,t)$ (которое близко к линейному). Если тип постоянного источника

$$c(x, t) \cong c_0(1 - x/\sqrt{\pi Dt}), \quad (1)$$

то $c_0 \cong 0,022$ отн. вес. долей углерода (соответствует $c_0 \cong 0,095$ отн. ат. долей $\cong 9,5$ ат. %).

Численное моделирование [2] и формула (1) позволяет определить коэффициент диффузии углерода в железе по формуле:

$$D = \left[\ln \frac{I_P(\vartheta_A)}{I_{m0}} \right]^2 / (13,25 \mu_A^2 k_A^2 t), \quad (2)$$

где $I_P(\vartheta_A)/I_{m0}$ – отношение интенсивности формы рентгеновской линии (ФРЛ) в определенной точке к интенсивности линии полубесконечного образца (что положено в основу установления количественной связи ФРЛ и коэффициентом диффузии), μ_A – коэффициент линейного ослабления рентгеновских лучей, k_A – коэффициент пути луча в образце в дифрактометрической схеме измерений, равный $k_A = 2/|\sin(\vartheta_0)|$, ϑ_0 – начальный угол первого порядка отражения Вульф-Брегговской дифракции, t – время цементации, которое оказывается равным $D = 1,2 \cdot 10^{-6} \text{ см}^2/\text{с}$. При сравнении с литературными данными быстрое охлаждение закалки в воду образцов после цементации даст $D_{\text{эксп}}(922^\circ) = 2,2 \cdot 10^{-6} \text{ см}^2/\text{с}$ [3].

Съемка в $Ag K_{\alpha 1}$ -излучении на третьем порядке отражения по формулам количественного фазового анализа позволила провести фазовый состав цементированных слоев железа.

Результаты послойного рентгенофазового анализа в излучениях $Co K_{\alpha 1}$ и $Ag K_{\alpha 1}$ позволили изучить особенности распределения фаз по глубине образцов с быстрым охлаждением после закалки в воду после цементации. Комплексом количественных методов установлено, что структура цементированных слоев многофазна, количественное соотношение фаз существенно зависит от глубины залегания, а распределение концентрации углерода неоднородно по фазам. Сравнение результатов анализа, проведенного на различных излучениях, показывает сходный характер распределения остаточного аустенита по глубине слоя.

Применение коротковолнового $Ag K_{\alpha 1}$ -излучения для рентгеновской диагностики позволяет прогнозировать информацию о структуре, фазовом и углеродном составе цементированных слоев железных сплавов.

Список литературы

1. Миркин Л.И. Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов: Справочник. – М.: Машиностроение, 1979. – 134 с.
2. Волков В.В., Покоев А.В. Российская Федерация. Свидетельство о регистрации программы DiffProfile №2015614323. Дата государственной регистрации в реестре программ для ЭВМ 15 апреля 2015 г.
3. Neumann G., Tuijn C. Self-diffusion and Impurity Diffusion in Pure Metals: Handbook of Experimental Data / Pergamon is an imprint of Elsevier / First edition 2009/ ISBN: 978-1-85617-511-1.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ДЕЙСТВУЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ПОЛЕВУЮ ЗАВИСИМОСТЬ ПРОДОЛЬНОЙ МАГНИТОСТРИКЦИИ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

**Мушников А. Н., Поволоцкая А. М., Горулева Л. С.,
Путилова Е. А., Задворкин С. М.**

*Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
mushnikov@imach.uran.ru*

Магнитные методы неразрушающего контроля позволяют осуществлять диагностику напряженно-деформированного состояния и поврежденности изделий из ферромагнитных материалов в условиях статического деформирования по различным схемам [1]. Однако магнитные характеристики материалов сложным образом зависят не только от действующих напряжений, но и от предыстории, оказавшей влияние на структуру (термообработка, пластические деформации), что значительно усложняет задачу оценки действующих напряжений. Поэтому актуальными являются комплексные исследования влияния ряда факторов на изменения магнитных параметров.

Работа посвящена исследованиям влияния упругого растяжения предварительно пластически деформированных на разную степень образцов низколегированной стали на магнитные характеристики, включая полевую зависимость продольной магнитострикции.

Магнитострикция сама по себе не применима для задач неразрушающего контроля, но позволяет глубже разобраться в физике процессов, так как магнитоупругий эффект, то есть изменение магнитных характеристик под действием упругих деформаций, является термодинамически обратным к эффекту магнитострикции [2]. В результате пластических деформаций в части зерен формируются остаточные сжимающие напряжения, которые затрудняют процессы перемагничивания материала с положительной магнитострикцией. Магнитострикция монокристаллов железа, которое является основой сталей, положительна для кристаллографического направления **[100]** и отрицательна для **[111]**. Насыщение в направлении **[100]** происходит при меньшей напряженности поля, поэтому полевая зависимость магнитострикции поликристалла имеет как положительный, так и отрицательный участок. Под действием упругих деформаций положительный участок уменьшается вплоть до полного исчезновения при действующих напряжениях, обеспечивающих компенсацию остаточных сжимающих напряжений.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ и Правительства Свердловской области (проект №20-48-660035).

1. Gorkunov E. S. Magnetic Structural-Phase Analysis as Applied to Diagnosing and Evaluating the Lifetime of Products and Structural Components. Part 1 // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. 2015. Is. 1. P. 6-40.
2. Горкунов Э.С., Поволоцкая А.М. Задворкин С.М. Путилова Е.А., Мушников А.Н., Базулин Е.Г., Вopilкин А.Х. Особенности поведения магнитных и акустических характеристик горячекатаной стали 08Г2Б при циклическом нагружении // Дефектоскопия. 2019. № 11. С. 21-31.

ВЛИЯНИЕ МОЩНЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ИМПУЛЬСОВ НА СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТИ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРИРОДНОГО МОЛИБДЕНИТА

Бунин И. Ж., Рязанцева М. В., Хабарова И. А.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова РАН, Москва, Россия,
bunin_i@mail.ru*

Нетепловое воздействие мощных наносекундных электромагнитных импульсов (МЭМИ [1, 2]) на полупроводниковые сульфидные минералы вызывает контрастное изменение на микро- и наноструктурном уровне химического и фазового состава поверхности сульфидов с близкими физико-химическими свойствами (пирита-арсенопирита, пирротина-пентландита, халькопирита и сфалерита), электрофизических, электрохимических, сорбционных и флотационных свойств минералов [3, 4]. В зависимости от времени электромагнитной импульсной обработки (дозы излучения) за счет протекания химических твердофазных реакций на поверхности сульфидов образуются наноразмерные соединения в виде гидрофобной элементной серы и различных гидрофильных кислородсодержащих соединений. Данный факт позволяет создавать оптимальные условия для повышения контрастности свойств минералов и последующей сепарации в процессе флотации за счет образования на их поверхности микро- и нанопаз гидрофобного и гидрофильного состава [3].

В данной работе представлены экспериментальные данные об изменении состава, химического состояния атомов поверхности и физико-химических свойств молибденита (MoS_2 ; Сорское медно-молибденовое месторождение, Хакасия) в результате обработки минеральных частиц высоковольтными наносекундными импульсами (тип импульсов — видеоимпульсы, длительность переднего фронта импульса 2–5 нс, а длительность импульса 4–10 нс; амплитуда импульса $U \sim 25 \text{ кВ}$, напряженность электрического поля в межэлектродном промежутке $E \sim 10^7 \text{ В} \times \text{м}^{-1}$, частота повторения импульсов 100 Гц; время обработки образцов $t_{\text{обр.}} = 10 - 150 \text{ с}$). По данным оптической микроскопии, кристаллы молибденита представлены скоплениями зерен неправильной формы размером до 2 мм, заключенными в кварц-карбонатной породе.

Для анализа фазового состава поверхности частиц молибденита использовали методы рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС, спектрометр Kratos Axis Ultra DLD с монохроматическим источником рентгеновского излучения $\text{AlK}\alpha$). Для детального анализа химического (валентного) состояния атомов молибдена, серы и кислорода в составе поверхностного слоя молибденита исследованы спектры электронных уровней $\text{Mo}3d$, $\text{S}2p$, $\text{O}1s$. Морфологию поверхности молибденита изучали методами растровой электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа (РЭМ–РСМА, микроскоп LEO 1420VP с анализатором INCA Oxford 350).

Гидрофобность поверхности молибденита оценивали по величине силы отрыва пузырька воздуха ($F_{\text{отр.}}$) от поверхности аншлифов в фиксированных точках. В кювете в дистиллированной водой к поверхности минерала подводили поплавков с пузырьком воздуха размером 3 мм; после контакта с поверхностью и образованием трехфазного периметра регистрировали показания по шкале торсионных весов (F_1); аналогично фиксировали показания в момент отрыва пузырька от минерала (F_2). Величину силы отрыва пузырька F рассчитывали по формуле: $F_{\text{отр}} = F_2 - F_1$, Н.

В целом поверхность молибденита как в исходном состоянии, так и после обработки наносекундными МЭМИ мало окислена: ~90% атомов молибдена и ~67% атомов серы поверхности минеральных частиц связаны в дисульфид молибдена. Соединению MoS_2 соответствует слоистая структура (природная реализация двумерных полупроводниковых структур), в которой каждый слой состоит из трех атомных плоскостей, так что слой (лист) гексагональноупакованных атомов Мо оказывается «зажатым» между двумя гексагональноупакованными листами серы. По данным РФЭС, основные изменения фазового состава поверхности молибденита при воздействии МЭМИ связаны с накоплением оксидов и гидрооксидов молибдена, поверхностная концентрация которых увеличивалась в 1.2–2 раза, а также с дегидратацией (гидратацией) поверхности, обусловленной изменением концентрации кислорода, связанного с молекулами воды, адсорбированной на поверхности минерала.

По данным РЭМ–РСМА в результате кратковременной ($t_{\text{обр.}}=10$ с) электромагнитной импульсной обработки на поверхности минерала происходило образование каналов электрического пробоя, микродефектов и пленок натечной формы, а также формирование «автономных» микро- и нанопаз размером ≤ 1 мкм вследствие плавления вещества локальных участков приповерхностного слоя, истечения вещества плазмы из каналов пробоя, резкого охлаждения «расплава» на воздухе и осаждения на поверхность минерала в виде частиц сферической формы.

Сила отрыва пузырька воздуха от поверхности молибденита в исходном (до обработки МЭМИ) состоянии, находилась на уровне $(1.8\text{--}2.1)\times 10^{-4}$ Н, что обусловлено высокой естественной гидрофобностью MoS_2 . Выдержка образца в дистиллированной воде в течение 15, 30, 45, 60 мин не вызывала изменений величины $F_{\text{отр.}}$, поскольку молибденит относится к трудноокисляемым сульфидам. Измерение силы отрыва пузырька воздуха от поверхности молибденита в водной среде при pH 10.2 не показало значительных изменений $F_{\text{отр.}}$. Однако, при добавлении флотационного реагента – бутилового ксантогената калия ($Kx - 10$ мг/л) $F_{\text{отр.}}$ составила $(2.1\text{--}2.4)\times 10^{-4}$ Н (повышение в среднем на $0.3\cdot 10^{-4}$ Н), что свидетельствует об увеличении гидрофобности поверхности MoS_2 за счет сорбции реагента. В результате кратковременной ($t_{\text{обр.}}=5$ с) обработки минерала МЭМИ и добавлении Kx величина $F_{\text{отр.}}$ достигла значений $(2.4\text{--}2.7)\times 10^{-4}$ Н (увеличение на $0.6\cdot 10^{-4}$ Н), что свидетельствует об увеличении гидрофобности поверхности MoS_2 в присутствии реагента в результате предварительного воздействия МЭМИ. При увеличении $t_{\text{обр.}}$ до 100 с наблюдалось снижение $F_{\text{отр.}}$ до $(1.6\text{--}1.8)\times 10^{-4}$ Н. Данный факт обусловлен образованием оксидов Мо на поверхности минерала в результате воздействия МЭМИ.

Таким образом, электромагнитная импульсная обработка молибденита вызывала направленное изменение структурно-чувствительных свойств поверхности минерала, что в дальнейшем предполагается использовать для повышения эффективности обогащения медно-молибденовых комплексных руд.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта Российской Федерации в лице Министерства науки и высшего образования РФ № 13.1902.21.0018 (соглашение 075-15-2020-802).

1. Чантурия В.А., Гуляев Ю.В., и др. // ДАН. 1999. Т. 366. № 5. С. 680-683.
2. Бунин И.Ж. и др. // Изв. РАН. сер. Физическая. 2001. Т. 65. № 12. С. 1788-1792.
3. Чантурия В.А. // Горный журнал. 2017. № 11. С. 7-13.
4. Бунин И.Ж., Рязанцева М.В. и др. // Горный журнал. 2017. № 11. С. 77-83.

ОБЗОР СПОСОБОВ ПОВЫШЕНИЯ СОДЕРЖАНИЯ БОРИДОВ В СТРУКТУРЕ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ ПОКРЫТИЙ

Соболева Н.Н.^{1,2}, Старикова У.С.^{2,3}, Степченков А.К.³, Макаров А.В.^{1,2,3}

¹Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина,
Екатеринбург, Россия

³Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,
Екатеринбург, Россия,
natashasoboleva@list.ru

Создание покрытий на хромоникелевой основе на поверхности изделий является одним из методов повышения их твердости и износостойкости. Структура таких покрытий обычно состоит из вязкой низкопрочной матрицы на основе никеля и некоторого количества упрочняющих карбидов и боридов. Упрочняющими фазами могут являться бориды никеля Ni_3B , Ni_2B , карбиды хрома Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 , бориды хрома Cr_2B , CrB и др. Формирование упрочняющих фаз того или иного состава зависит как от способа нанесения покрытий (условий охлаждения и т.д.), так и от состава используемого порошка.

Наиболее твердыми соединениями из перечисленных выше возможных упрочняющих фаз являются бориды хрома, микротвердость которых может достигать 2600 HV. Исследователями рассматриваются различные способы повышения числа боридов в структуре хромоникелевых покрытий. Так, известно добавление аморфного бора [1] или борсодержащих соединений B_4C , TiB_2 , Nb-B [2] в состав порошков при наплавке, выполнение борирования сформированных хромоникелевых покрытий [3], а также проведение высокотемпературного отжига, позволяющего сформировать структуру, содержащую крупные бориды хрома [4].

Работа выполнена в рамках государственных заданий ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020790147-4 и ИФМ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020190116-6.

1. Зимоглядова Т.А., Бушуева Е.Г., Штерцер А.А., Гринберг Б.Е., Соболева Н.Н., Коллманнсбергер Е., Чакин И.К., Бибко Д.С., Леонов А.В., Сафарова Д.Э. Структурные особенности и износостойкость слоев, сформированных наплавкой самофлюсующегося никелевого сплава и бора электронным лучом, выведенным в воздушную атмосферу // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2020. Т. 22. № 2. С. 89–103.
2. Golyshev A.A., Filippov A.A. Comparative investigation of nickel-based metal-ceramic structures with ceramic particles of tungsten and carbides made by the selective laser melting method // Nanoscience and Technology. 2020. Vol. 11. P. 247–257.
3. Makuch N. The Importance of Phase Composition for Corrosion Resistance of Borided Layers Produced on Nickel Alloys // Materials. 2020. Vol. 13. Art. 5131.
4. Макаров А.В., Соболева Н.Н., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. Формирование износостойкого хромоникелевого покрытия с особо высоким уровнем теплостойкости комбинированной лазерно-термической обработкой. Металловедение и термическая обработка металлов. 2015. No. 3. С. 39–46.

О КОРРЕЛЯЦИИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ И ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ РКУП-ОБРАБОТКИ

Синев И.О.^{1,2}, Тютин М.Р.¹, Белецкий Е.Н.¹, Лепов В.В.³, Иванов А.М.³,
Ботвина Л.Р.¹

¹Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,

²Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана,

³Институт физико-технических проблем Севера им В.П. Ларионова СО РАН,
Москва, Россия, isinev@imet.ac.ru

Вопросами накопления и развития поврежденности занимаются многие исследователи [1,2], однако число работ по экспериментальной оценке реальной поврежденности невелико, возможно, в силу сложности проведения исследований такого рода. Одной из таких работ является [3], в которой методом оптической микроскопии изучена кинетика накопления дефектов коррозионной усталости и оценен остаточный ресурс материала.

Подобный метод был использован авторами [4] для сравнения процессов развития поврежденности в материале в исходном состоянии и после равноканального углового прессования (РКУП), вследствие которого происходит измельчение зерен и образование субмикроструктурной (100 нм ≤ D ≤ 1 мкм). Показано снижение размера и увеличение плотности выявленных в процессе разрушения образцов микротрещин.

В данной работе выполнен анализ процессов образования, слияния и распространения микротрещин на полированной поверхности образцов из сталей 20 и 09Г2С с субмикроструктурной структурой в процессе их статического растяжения. Для измерения физических свойств на разных этапах растяжения использовались несколько методов неразрушающего контроля. В процессе растяжения образцов были измерены коэрцитивная сила, напряженность магнитного поля вихревых токов, затухание ультразвуковых продольных волн, а также выполнена регистрация сигналов акустической эмиссии.

Установлена корреляция между механическими характеристиками исследуемых материалов и основными параметрами, характеризующими поврежденность и физические свойства материала. Показана стадийность процесса разрушения, включающая в себя стадии упругого разрушения, деформационного упрочнения, активного развития поврежденности и долома образца. Показано влияние структуры материала на основные закономерности изменения исследуемых характеристик.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №19-19-00674).

1. Wu X.J. The crack number density theory on air-plasma-sprayed thermal barrier coating // Surf. Coatings Technol. 2019. Vol. 358. P. 347–352.
2. Pan S. et al. Collective evolution of surface microcrack for compacted graphite iron under thermal fatigue with variable amplitude // Int. J. Fatigue. Elsevier Ltd, 2019. Vol. 118. P. 139–149.
3. Beretta S. et al. From atmospheric corrosive attack to crack propagation for A1N railway axles steel under fatigue: Damage process and detection // Eng. Fail. Anal. 2015. Vol. 47, № PB. P. 252–264.
4. Sinev I.O. et al. Kinetics of microdamage accumulation in low-carbon steel in the initial state and after ECAP // AIP Conf. Proc. 2315, 030017. 2020.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО-ТЕКСТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И РАЗВИТИЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ РОТАЦИОННОЙ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

**Приймак Е. Ю.^{1,2}, Яковлева И. Л.³, Степанчукова А. В.², Атамашкин А. С.²,
Кузьмина Е.А.²**

¹*АО «Завод бурового оборудования», Оренбург, Россия*

²*Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия*

³*Институт физики металлов УрО РАН,*

elena-pijmak@yandex.ru

Методами оптической и сканирующей электронной микроскопии исследована эволюция структуры сварного соединения сталей 32Г2 и 40ХН в зоне термомеханического влияния (ЗТМВ) при РСТ. Выявлено, что на этапе разогрева при приложении давления трения в приконтактных областях одновременно развивается фазовая перекристаллизация, динамическая и собирательная рекристаллизация, происходит формирование разнотекстурной структуры с аномальным ростом некоторых зерен. На этапе проковки происходит окончательное формирование структуры вдоль линии контакта, заключающееся в образовании межзлазных связей, совместной рекристаллизации в некоторых областях и фрагментации зерен в узких примыкающих зонах. Дальнейшее охлаждение сварного соединения приводит к образованию закалочных структур мартенсита и бейнита в зонах, где температура разогрева превысила значения критических точек [1].

Ротационная сварка трением (РСТ) – это перспективная высокопроизводительная технология, применяющаяся в различных отраслях машиностроения для создания неразъемных соединений из широкого класса материалов. Особое место этот вид сварки занимает в геологоразведочной и нефтяной отрасли при производстве бурового инструмента и бурильных труб, изготавливаемых преимущественно из среднеуглеродистых легированных сталей. Как известно, бурильные трубы работают в сложных условиях механического нагружения, сочетающих воздействие растягивающих, знакопеременных изгибающих и ударных нагрузок. Потребность в повышении прочности данного вида продукции, вызванная освоением более глубоких скважин и ужесточением условий бурения, выдвигает необходимость подробного исследования зоны сварного соединения замковой части с телом трубы, выявление механизмов структурообразования, оказывающих влияние на эксплуатационные характеристики зоны сварного шва, как одного из наиболее уязвимых мест конструкции.

С помощью метода ориентационной микроскопии (EBSD анализа) произведена аттестация микроструктуры в различных областях ЗТМВ, рассчитаны плотности малоугловых и большеугловых границ. Установлено, что во всех областях ЗТМВ развиваются сложные процессы динамической рекристаллизации, сочетающие в себе несколько механизмов. Показаны характерные отличия структуры в подвижной (сталь 40ХН) и неподвижной (сталь 32Г2) частях заготовок при сварке. В подвижной заготовке в ЗТМВ наблюдается повышенная плотность малоугловых границ и получают развитие процессы постдинамической рекристаллизации, что является следствием развития более интенсивной деформации этой части заготовки при сварке [2].

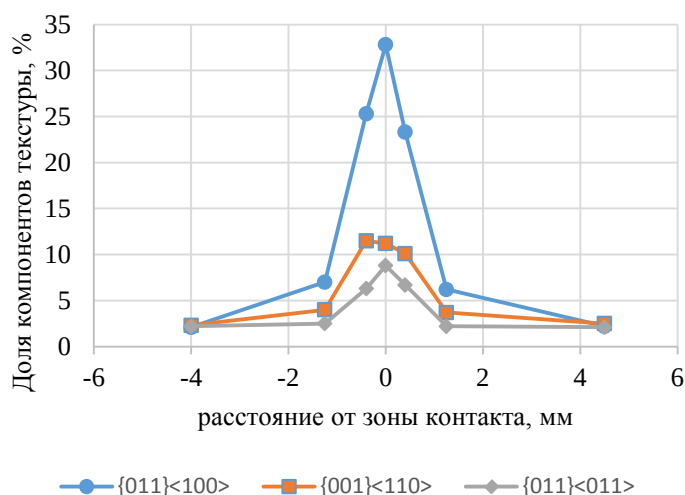


Рис. 1. Доля текстурной составляющей в сварном соединении сталей 32Г2 и 40ХН, полученного РСТ [3]

Проанализирована текстура в ЗТМВ сварного соединения сталей 32Г2 и 40ХН. Выявлено, что она преимущественно состоит из трех компонентов: ориентации Госсса $\{110\} \langle 001 \rangle$, повернутого куба $\{100\} \langle 110 \rangle$ и повернутого Госсса $\{110\} \langle 110 \rangle$. Рассчитана объемная доля вышеуказанных компонентов текстуры в различных участках ЗТМВ (рис. 1). Видно, что по мере приближения к зоне контакта доля всех компонентов возрастает, при этом

наиболее резкое увеличение наблюдается для компонента «ребровой» текстуры Госсса. В зоне контакта доля компонента «ребровой» текстуры $\{110\} \langle 001 \rangle$ составляет свыше 30 %. Как известно, текстура Госсса образуется за счет разворота решетки при деформации вращением, которое, по всей видимости, имеет место при ротационной сварке трением в приконтактных областях. Вместе с тем, присутствие Госсса и повернутой ориентации Госсса после превращения γ -Fe в α -Fe сигнализирует о рекристаллизации перед превращением [4, 5]. В исследованиях [4, 5] высокая интенсивность компонента текстуры Госсса (110) [110] по сравнению с повернутым кубом $\{100\} \langle 110 \rangle$ и повернутыми компонентами Госсса $\{110\} \langle 110 \rangle$, указывала на одновременную деформацию сдвига и рекристаллизации во время операции осадки.

Таким образом, при РСТ формирование текстуры происходит в результате двух последовательных процессов: горячей деформации аустенита и сдвигового фазового превращения при охлаждении.

Список литературы

1. Evolution of the Structure and Mechanism of the Formation of Welded Joints of Medium-Carbon Steels upon Rotary Friction Welding / E.Y. Priymak, I.L. Yakovleva, N.A. Tereshchenko, A.V. Stepanchukova, A.N. Morozova // *Physics of Metals and Metallography*, 2019, Vol. 120, No. 11, pp. 1091–1096.
2. Evolution of Microstructure in the Thermomechanically Affected Zone of Welded Joints of Medium-Carbon Steels in the Process of Rotary Friction Welding / Priymak, E.Y., Yakovlev, I.L., Atamashkin, A.S. et al. // *Metal Science and Heat Treatment*, 2021, No. 62, pp. 731–737.
3. Texture of Rotary-Friction-Welded from Dissimilar Medium Carbon Steels / Z. Boumerzoug, E. Priymak, A. Stepanchukova, A.-L. Helbert, F. Brisset, Th. Baudin // *World Journal of Condensed Matter Physics*, 2020, No. 10, pp. 178–190.
4. J.J. Jonas: in *Microstructure and Texture in Steels and Other Materials*, A. Haldar, S. Satyam, and B. Debashish, eds., Springer London, London, 2009, pp. 3–17.
5. R.K. Ray and J.J. Jonas: *Int. Mater. Rev.*, 1990, vol. 35, pp. 1–36

ВЛИЯНИЕ АНОМАЛЬНО КРУПНЫХ ЗЕРЕН НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АД33

Калиненко А.А., Высоцкий И.В., Малофеев С.С., Миронов С.Ю.

НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия,
kalinenko@bsu.edu.ru

Сварка трением с перемешиванием (СТП) представляет собой инновационную технологию, которая позволяет соединять материалы в твердофазном виде, т.е. без перевода их в расплав. Наряду с этим важно подчеркнуть, что температура СТП является достаточно высокой, варьируясь от 0,6 до 0,9 $T_{пл}$ (где $T_{пл}$ – гомологическая температура плавления). В термически упрочняемых алюминиевых сплавах это обычно ведет к коагуляции и/или растворению частиц вторичных фаз и сопутствующему снижению прочности. Одним из способов восстановления прочностных характеристик СТП-швов является их перезакалка с последующим искусственным старением. К сожалению, перезакалка СТП-соединений часто ведет к аномальному росту зерен в области сварного шва.

В данной работе было исследовано влияние аномально крупных зерен на деформационное поведение сварных соединений на примере алюминиевого сплава АД33.

С этой целью было получено два сварных шва, соответствующих низко- и высокотемпературному режимам сварки. Затем они были подвергнуты стандартной термической обработке по режиму Т6, включавшему в себя обработку на твердый раствор, закалку в воду и последующее искусственное старение. Микроструктурные исследования сформировавшейся микроструктуры осуществлялись посредством ориентационной микроскопии (EBSD). Механическое поведение исследовалось посредством проведения испытаний на одноосное растяжение с использованием метода корреляции цифровых изображений (digital image correlation).

Как и ожидалось, послесварочная термообработка привела к аномальному росту зерен в зоне перемешивания. Было обнаружено, что данный эффект являлся чувствительным к режиму СТП. В частности, он был наиболее ярко выражен в высокотемпературном шве, в то время как в низкотемпературном сварном соединении этот процесс носил умеренный характер. Наряду с ним, было также выявлено протекание статической рекристаллизации в зоне термомеханического влияния. Данный эффект был связан с высокой плотностью остаточных дислокаций в данной микроструктурной области, сформировавшейся в ходе СТП.

Было показано, что аномально крупные зерна, сформировавшиеся в термообработанных швах, характеризуются относительно высоким деформационным упрочнением. Данный феномен способствовал подавлению пластического течения в зоне перемешивания. Как следствие, имела место локализация пластической деформации в относительно мелкозернистой рекристаллизованной области термомеханического влияния, что, в свою очередь, способствовало преждевременному разрушению сварных соединений.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда, проект № 19-49-02001

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТИТАНА

Шурыгина Н. А.¹, Глезер А. М.^{1,2,3}, Дьяконов Д. Л.¹,
Сундеев Р. В.^{1,4}, Томчук А. А.^{1,5}

¹ ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия

² ФГАОУ ВПО «НИТУ «МИСИС»», г. Москва, Россия

³ ФГАОУ ВПО «ТГУ», г. Тольятти, Россия

⁴ ФГБОУ ВО «РТУ МИРЭА», г. Москва, Россия

⁵ МГТУ им. Н. Э. Баумана, г. Москва, Россия,
shnadya@yandex.ru

Данная работа посвящена анализу влияния отжига после деформации кручением при высоком квазигидростатическом давлении (КВД) в камере Бриджмена на структуру и свойства технически чистого титана.

В качестве материала для исследования был выбран технически чистый титан BT1-0 (α -фаза). Образцы в исходном состоянии представляли собой пластины толщиной 200 мкм, которые были отожжены при 800 °С в течение 3 часов. В исходном состоянии материал имел равноосную структуру зерен со средним размером ≈ 150 мкм. Затем образцы были подвергнуты КВД ($P = 6$ ГПа) в камере Бриджмена при комнатной температуре со скоростью вращения 1 об/мин и при числе полных оборотов подвижного бойка $N = 1/4; 1/2; 1; 2; 3$ и 4. После КВД был проведен отжиг в вакуумной печи при 100 – 500 °С в течение 30 минут.

По результатам рентгеноструктурного анализа было установлено, что в исходном состоянии материал имеет однофазную структуру α -Ti. После КВД обнаружено появление пиков, соответствующих линиям гексагональной ω -фазы титана: ω -фаза появляется уже при $N = 1/4$ в количестве $V_\omega = 0.08$ и ее относительный объем плавно увеличивается с увеличением N до $V_\omega = 0.23$ ($N = 4$). Исследована термическая стабильность ω -фазы высокого давления, образующейся при КВД в технически чистом титане. При отжиге ω -фаза сохраняется в материале при температурах отжига 100 и 200 °С, при температурах выше 250 °С ω -фазы в материале не наблюдается. Таким образом, установлено, что обратный фазовый переход $\omega \rightarrow \alpha$ реализуется при отжиге выше 250 °С.

С использованием просвечивающей электронной микроскопии установлено, что значительные изменения в структуре происходят после отжига при 350 – 500 °С: наблюдается резкое возрастание доли рекристаллизованных зерен и снижение доли деформационных фрагментов, что соответствует протеканию первичной рекристаллизации. При этом резко возрастает значение среднего размера рекристаллизованных зерен D_{PZ} от ≈ 120 нм до 380 нм, изменений в размерах деформационных фрагментов в процессе отжига практически не наблюдается.

Показано, что с увеличением температуры отжига микротвердость плавно уменьшается для всех режимов деформации. Значительное снижение микротвердости при низких температурах отжига 100 – 300 °С обусловлено, скорее всего, процессами релаксации упругих искажений, возникших при больших пластических деформациях. При отжиге выше 300 °С значения микротвердости после всех режимов деформации практически совпадают и продолжают снижаться. За это, вероятнее всего, ответственны процессы первичной рекристаллизации, которые приводят к увеличению размера и доли рекристаллизованных зерен.

РЕЗУЛЬТАТЫ ПРОМЫСЛОВЫХ ИСПЫТАНИЙ СТАЛИ 13ХФА

Иоффе А.В., Тетюева Т.В., Грузков И.В., Катин А.М.

ООО «ИТ-Сервис», г. Самара, Россия

В начале 2000-х гг. была разработана и освоена марка стали 13ХФА, предназначенная для производства нефтегазопроводных труб, обладающих повышенной коррозионной стойкостью в H₂S- и CO₂-содержащих нефтепромысловых средах [1,2,3]. По результатам промысловых испытаний установлено, что коррозионная стойкость труб из данной стали в CO₂-содержащих средах ~ в 10 раз выше относительно труб из стали 20 и 09Г2С [4]. Эффект достигается за счет формирования на поверхности трубы защитных аморфных продуктов коррозии, обогащенных Cr(OH)₃. Однако, при длительной эксплуатации в агрессивных средах защитный хромосодержащий слой может разрушаться, например, за счет воздействия остатков технологических кислотных растворов, попадающих в трубопроводы, коррозионно-опасных микроорганизмов и др.

Исследовали свойства и характер коррозии нефтегазопроводной трубы из стали 13ХФА (табл. 1) после длительной эксплуатации на Сосновском месторождении АО «Самаранефтегаз».

Таблица 1

Массовая концентрация, %											
Fe	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Al	S	P
Осн	0,15	0,29	0,53	0,56	0,02	<0,005	0,03	0,05	0,03	0,003	0,005

Труба, подвергалась закалке от температуры выше Ac₃ с последующим высокотемпературным отпуском. Микроструктура представлена ферритокарбидной смесью с карбидами зернистой формы. Механические характеристики соответствуют группе прочности К60, трубы являются хладостойкими до температуры минус 50°C.

Видно (рис. 1), что на исследуемой трубе защитный хромосодержащий слой разрушается с образованием несплошностей и пор. Карбиды хрома объединяются в скопления, расположенные параллельно внутренней поверхности трубы. Прослойки с максимальным содержанием хрома содержат повышенную концентрацию карбидов.

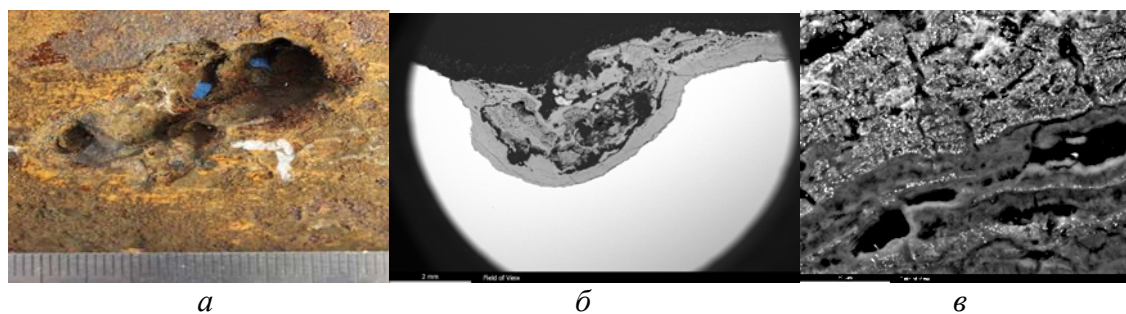


Рис.1. Характер разрушения внутренней поверхности трубы из стали 13ХФА: а – язвы на внутренней поверхности трубы; б – сечение язвы; в – скопление карбидов параллельно внутренней поверхности трубы

Разрушение защитных продуктов коррозии могло быть ускорено за счет того, что хром при высокотемпературном отпуске связывается в карбиды, при этом концентрация хрома в твердом растворе снижается. Хром, связанный в карбиды, не может способствовать образованию защитных аморфных продуктов коррозии.

В связи с этим, для повышения коррозионной стойкости стали 13ХФА целесообразно понизить концентрацию углерода и разработать технологию термической обработки, обеспечивающую одновременное получение прочностных, вязко-пластических свойств и сохранение хрома в твердом растворе.

Список литературы

1. Иоффе А. В. и др. Коррозионно-механическое разрушение трубных сталей в процессе эксплуатации //Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. – №. 10. – С. 22-28.
2. Выбойщик М. А. и др. Коррозионная повреждаемость нефтепроводных труб из хром-молибденсодержащих сталей в условиях высокой агрессивности добываемой среды //Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. – №. 10. – С. 29-33.
3. Денисова Т. В. и др. Изменение структуры и свойств низкоуглеродистых низколегированных трубных сталей при модифицировании РЗМ //Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. – №. 10. – С. 39-44.
4. Разработка рекомендаций по выбору марок сталей нефтегазопроводных труб для пилотных проектов ПАО «НК «Роснефть» на основе анализа аварийности, металлографических исследований характерных видов коррозионного разрушения и расчета стоимости владения трубопроводов. Отчет о НИР (промежуточ.) / ООО «ИТ-Сервис»; Руководитель Иоффе А.В., 2018. – 11с.

ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ АДДИТИВНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ НА МЕЗОУРОВНЕ

Дымнич Е.М., Романова В.А., Балохонов Р.Р.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
г. Томск*

Аддитивное производство за последние десятки лет стало одним из наиболее перспективных способов создания металлических деталей. В частности, селективное лазерное плавление (СЛП) является распространённым способом производства металлических деталей, характеризующихся сложной геометрической формой. Однако, существует целый ряд факторов, ограничивающих широкое применение СЛП. К таким факторам следует отнести появление сложной иерархической микроструктуры в материале, вызванной создаваемыми в процессе СЛП высокоскоростными и высокоградиентными термическими полями. Такая микроструктура с характерными морфологией и текстурой зерен затрудняет установление связи между свойствами и особенностями деформирования аддитивных материалов.

Целью настоящей работы является исследование механического отклика и выявление особенностей развития пластической деформации в модельных образцах

сплава AlSi10Mg, полученного методом СЛП. Микроструктурные модели были сгенерированы с помощью объединения решений задач теплопереноса и кристаллизации материала. Задача теплопереноса была решена с помощью метода конечных разностей, а задача кристаллизации – методом клеточных автоматов.

Микроструктурная модель исследовалась в рамках физической теории пластичности в условиях одноосного растяжения вдоль направлений построения модели (BD), сканирования (SD) и вдоль поперечного направления (TD). Было показано, что распределения пластической деформации существенно неоднородны на зеренном уровне для всех типов нагружения и зависят от формы и ориентации зерен. Для трех случаев нагружения распределения пластической деформации в плоскостях, перпендикулярных SD, повторяют радиальный узор ванн расплава по всей толщине модели. Однако в плоскостях, перпендикулярных BD и TD, с изменением морфологии и ориентации зерен изменяются картины деформации: столбчатые зерна в центральных участках лазерных треков приводят к образованию вытянутых кластеров с более низкой и более высокой пластической деформацией. В областях со случайно ориентированными мелкими зернами пластическая деформация локализуется в виде мелких скоплений с более низкими и более высокими по сравнению со средним уровнем значениями величины пластической деформации. Следует отметить, что направление растяжения не оказывает существенного влияния на величину деформации в этих областях.

Было показано, что самые высокие локальные деформации накапливаются зернами в местах прохождения лазерных треков при приложении растяжения вдоль оси, перпендикулярной BD. Однако, при растяжении вдоль BD эти области демонстрируют более низкое по сравнению со средним уровнем значение величины деформации.

Учитывая факт того, что за высокими пластическими деформациями обычно следует разрушение, следует предположить, что трещины могут появиться раньше при поперечном нагружении, чем приложенном вдоль оси BD. Этот вывод согласуется с экспериментальными наблюдениями Chen et al. [1], где сообщается об анизотропии пластичности сплава AlSi10Mg, полученного методом СЛП и нагруженного в направлении построения и в поперечном направлении.

Особое внимание уделено анализу деформационного рельефа в процессе одноосного растяжения, поскольку данные численного анализа шероховатости поверхности можно напрямую сравнить с экспериментальными данными, полученными с помощью DIC или сканирующей микроскопии. Эволюция деформационного рельефа отслеживалась на свободных от нагружения поверхностях.

Работа была выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00600).

Список литературы

1. Jing Chen, Wei Hou, Xiuzhuan Wang, Songlin Chu, Zhiyi Yang, Microstructure, porosity and mechanical properties of selective laser melted AlSi10Mg, CJA 33(7) (2020) 2043–2054. doi: 10.1016/j.cja.2019.08.017

РАСЧЕТ ВЛИЯНИЯ ЭМИССИИ ДИСЛОКАЦИЙ ИЗ ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ НА ТЕМПЕРАТУРУ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА

Карпинский Д.Н.

Южный федеральный университет, Россия,
dnkarpinskij@sfedu.ru

Явление вязко-хрупкого перехода связано со скачком вязкости разрушения образца при изменении температуры испытания вблизи ее критической величины T_c , которая зависит от скорости нагружения образца [1]. С точки зрения микромеханического описания этого явления вязко-хрупкий переход обусловлен сменой механизма эмиссии дислокаций из вершин трещин на механизм роста трещины (скол) при увеличении скорости нагружения образца и понижении его температуры ниже критической и наоборот. Испущенные дислокации снижают концентрацию напряжения у вершины и увеличивают вязкость разрушения [1]. В [2] оценены распределения дислокаций у вершины трещины в нагруженном кристалле при температуре $T = 0$ К, а также предполагалось, что вершина трещины острая (радиус вершины $\rho = 0$). Эти оценки уточнены в [3], где учтено затупление вершины трещины и расщепление ядер в скоплениях дислокации.

Ранее было показано, что соотношение зависимостей затрат энергий на зарождение дислокации и роста трещины от ρ позволяет классифицировать материалы как хрупкие или вязкие при любых радиусах вершины. В частности, α -железо является хрупким при $\rho < 1$ нм и вязким при $\rho > 1$ нм. Отметим, что в [4] анализируются энергетические затраты зарождения одной дислокации, в то время как на опытах наблюдают скопления дислокаций, испущенных из вершины. Экранирование этими дислокациями вершины трещины может существенно повлиять на ее форму и изменить вязкость разрушения образца.

В данной работе использованы подходы [1], [4] для оценки зависимости температуры вязко-хрупкого перехода от скорости и мод нагружения, температурной зависимости удельной поверхностной энергии берегов трещины, T - напряжений и других параметров. Расчеты выполнены для монокристалла α -железа, нагруженного модами I и II.

Список литературы

1. M. Tanaka, E. Tarleton, S.G. Roberts The brittle–ductile transition in single-crystal iron Acta Materialia, 2008. V. 56. P. 5123–5129.
2. C. S. Pande, R. Goswami Dislocation emission and crack dislocation interactions //Metals, 2020, V.10, p. 473
3. Д.Н. Карпинский, С.В. Санников Оценки условий вязко-хрупкого перехода на основе модели дислокационной эмиссии из вершины трещины //XII Всероссийский съезд по фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механики: сборник трудов в 4 томах. Д23 Т. 3: Механика деформируемого твердого тела.— Уфа: РИЦ БашГУ, 2019. —1534 с.; с.1423-1425.
4. Zhang M., Yang S., Wan F. Competition mechanism of brittle–ductile transition of metals under tensile condition // Mechanics of Materials, 2019. V. 137. 103138

ИЗМЕНЕНИЯ, ВОЗНИКАЮЩИЕ В ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЙ ФАЗЕ В СТРУКТУРЕ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Fe–25Cr–35Ni, ПРИ УВЕЛИЧЕНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Святышева Е.В., Петров С.Н.

**ЦНИИ КМ «Прометей» им. И.В. Горынина,
Санкт-Петербург, Россия*

Литая структура жаропрочных жаростойких сплавов, на основе Fe–Cr–Ni, с добавлением Nb и Ti, состоит из матричного γ -твердого раствора и эвтектических карбидов хрома или ниобия, обеспечивает высокие эксплуатационные характеристики материалу при высоких температурах. Благодаря этому, данные сплавы с твердорастворным упрочнением являются основными материалами для установок реформинга в нефтехимический индустрии. В условиях высокой температуры, внутренних напряжений и нахождении материала в агрессивной среде, карбидная составляющая структуры сплава претерпевает непрерывное превращение в процессе длительной эксплуатации.

Таким образом, при длительной выдержке одним из основных процессов является процесс растворения карбидов ниобия и образование интерметаллидной G-фазы.

В настоящей работе рассмотрены особенности строения интерметаллидной фазы при длительной выдержке при рабочей температуре в 900°C и при повышенной температуре в 1150 °C в жаропрочном сплаве на основе Fe–Cr–Ni, с добавлением Nb и Ti.

Повышение температуры выдержки обусловлено тем, что в настоящее время для более высокой степени очистки углеводородного сырья необходима более высокая температура.

Исследование проводилось методами электронной сканирующей и просвечивающей микроскопии.

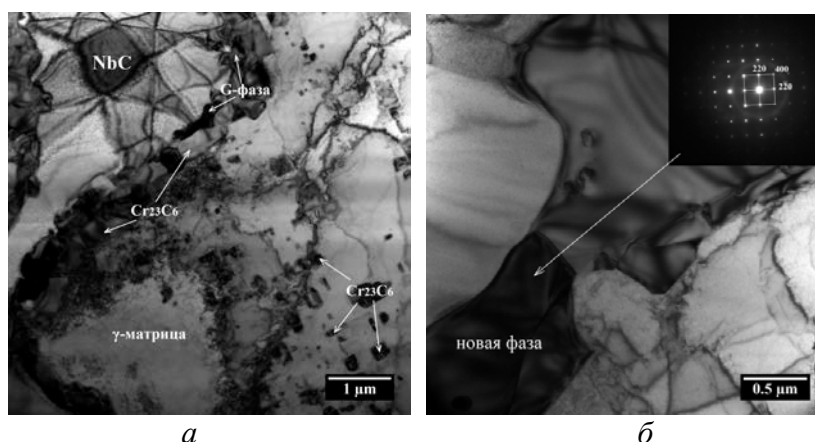


Рис. 1. Сплав 45X26H33C2B2 после выдержки 50 часов при температуре 900°C (а) и при температуре 1150 °C (б): общий вид структур образцов с интерметаллидными соединениями, светлопольное изображение (ПЭМ)

Таким образом, в ходе работы были выявлены отличия элементного состава и структуры интерметаллидной фазы при разных температурах эксплуатации. Обсуждаются возможные причины возникающих изменений.

ВЛИЯНИЕ МОРФОЛОГИИ ДЕФЕКТОВ НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ В ОБРАЗЦАХ СТАЛИ 316L, ПОЛУЧЕННЫХ С ПОМОЩЬЮ ЛАЗЕРНОЙ 3D-ПЕЧАТИ

Коэмец Ю.Н.^{1*}, Казанцева Н.В.¹, Афанасьев С.В.¹, Ежов И.В.¹,
Давыдов Д.И.^{1,2}, Коэмец О.А.², Карабаналов М.С.²

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

² *Уральский федеральный университет имени первого Президента России*

Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург,

* y.koemets@imp.uran.ru

Аддитивные технологии активно внедряются в различные области российского производства. Сложность геометрии готового изделия, возможность применения различных материалов, - является главным преимуществом метода селективного лазерного сплавления (СЛС) лазерной 3D-печати, в отличие от традиционных производств. Однако, основной проблемой аддитивного технологии является пористость готового изделия, которая снижает пластичность и вызывает хрупкое разрушение.

В данной работе приведены результаты исследования влияния морфологии дефектов (пор) на прочностные и пластические характеристики образцов стали 316L (русский аналог 03X17H14M3), полученных методом селективного лазерного сплавления. Образцы стали 316L были изготовлены с определённой степенью пористости. Измеренная плотность по методу Архимеда составила: 92 %. Деформация образцов проводилась растяжением при комнатной температуре с различными скоростями: 0,6 мм/мин, 2 мм/мин, 8 мм/мин, 15 мм/мин. С помощью растровой электронной микроскопии проведен микроструктурный и текстурный анализ деформированных образцов.

В структуре недеформированных образцах обнаружены 2 типа пор: газовые (мелкие, округлой формы) и технологические (крупные, неправильной формы). Технические поры заполнены нерасплавленными порошинками, размер пор составил от ~50 мкм до ~200 мкм. Анализ микроструктуры после деформации показал, что разрушение происходит по технологическим порам, острые неправильные края которых служат конденсаторами напряжений.

Присутствие большого количества технологических пор не влияет на характер излома пористого СЛС образца 316L. При всех скоростях нагружения СЛС образцов наблюдается вязкое разрушение по порам, что является аномальным для материала с высокой пористостью. Возможно это следствие наличия в порах нерасплавленных порошинок. Под нагрузкой поры залечиваются порошинками, и не вытягиваются по направлению приложения силы разрушения. При этом пластичность образцов ниже в два раза по сравнению с литературными данными [1].

При увеличении скорости нагружения в пористом СЛС образце, зафиксировано увеличение как пластических, так и прочностных свойств. В микроструктуре наблюдается процесс развития двойников деформации.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Диагностика» №АААА-А18-118020690196-3.

1. Narayan, R. Biomedical Materials / ed. R. Narayan – Springer, 2009. — 569p.

ОСОБЕННОСТИ ПРОТЕКАНИЯ ПРОЦЕССА РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СТАЛЕЙ РАЗЛИЧНОГО ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА

Новоскольцев Н.С., Сыч О.В., Хлусова Е.И.

*НИИ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей»,
Санкт-Петербург, Россия,
npk3@crism.ru*

Многолетний опыт создания отечественных корпусных сталей, сталей для судовых конструкций и деталей для применения на морских судах и плавучих буровых установках говорит о том, что основным способом обеспечения требуемого уровня механических свойств листового проката является измельчение структуры. Основными процессами, обеспечивающими измельчение зерна аустенита при термомеханической обработке (термомеханической обработке, закалке с прокатного нагрева), являются процессы рекристаллизации. Различают динамические процессы рекристаллизации, протекающие во время деформации γ -фазы (динамическая рекристаллизация) и постдинамические процессы, которые действуют в паузах между обжатиями при горячей прокатке или после деформации во время охлаждения (статическая рекристаллизация).

Целью работы является исследование кинетики динамической и статической рекристаллизации аустенита при различных температурно-деформационных режимах в феррито-перлитных, феррито-бейнитных, бейнитно-мартенситных и мартенситных сталях.

Для проведения исследований были выбраны 4 марки судостроительной стали, отличающиеся уровнем легирования и типом конечной структуры.

Исследование динамической и статической рекристаллизации проводили на термопластическом симуляторе Gleeble 3800. Определение пороговой деформации ϵ_p , необходимой для начала ДР, проводилось методом однократного изотермического сжатия на цилиндрических образцах размером $\varnothing 10 \times 15$ мм. Исследование кинетики СР проводилось методом релаксации напряжений.

После определения параметров прохождения процессов рекристаллизации было проведено моделирование черновой стадии прокатки в промышленных условиях производства листового проката при многократной деформации сжатием на термопластическом симуляторе Gleeble 3800.

Металлографические исследования образцов после проведения исследований СР проводили на микрошлифах после травления в реактиве «Ниталь» на оптическом микроскопе «TECHNO MEIUM 7200» с программным обеспечением «ThixometPro» для анализа изображений при увеличениях от 200 до 1000 крат.

Выполненные исследования дали возможность установить температурно-деформационные области действия процессов рекристаллизации аустенита.

Проведение моделирования процесса горячей прокатки при многократной деформации сжатием на установке Gleeble 3800 позволили предложить рекомендации к процессу горячей прокатки судостроительных сталей, приводящие к измельчению структуры проката в различных слоях и повышению механических свойств.

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ ГАЗОПОРОШКОВОЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ

Крылова С. Е., Оплеснин С. П.

*Оренбургский государственный университет, г. Оренбург, Россия,
krilova27@yandex.ru*

На предприятиях Оренбургской области для ведения технологических процессов нефтепереработки применяется 6680 единиц оборудования, из которых основную долю занимают насосы и компрессоры – 34,8%, теплообменники – 22,5%, емкости – 18,3% и колонные аппараты – 4,9%. Такое распределение типично для всех нефтеперерабатывающих и химических заводов России и Зарубежья. Перед машиностроительными компаниями постоянно ставятся задачи по созданию ремонтнопригодного оборудования с высокими эксплуатационными свойствами, включая технологии его восстановления и упрочнения. При этом стоимость готового изделия должна быть ниже зарубежных производителей.

Наиболее актуальными для решения подобных задач являются лазерные, плазменные, электроннолучевые, электродуговые и др. методы нанесения покрытий. При этом большую практическую значимость имеют покрытия, сочетающие в себе ряд свойств, например, износостойкость, квантанционную и коррозионную стойкость, что актуально при эксплуатации таких деталей насосно-компрессорного оборудования, как ротора турбин и электродвигателей; корпуса и штоки тяжело нагруженных насосов и компрессоров. Как правило, указанные изделия – это детали оборудования сложной геометрии, выполняемый из дорогих сложнолегированных сталей, чаще в импортном исполнении, для которых лазерная наплавка является экономически выгодным процессом с точки зрения материальных затрат и времени на восстановление.

Перспективным направлением лазерной наплавки является применение композиционных материалов, содержащих 20-35% упрочняющей карбидной фазы, что согласно исследованиям [1], является оптимальным составом для работы покрытий в условиях агрессивных сред, комбинированного нагружения и изнашивания. Однако, одновременное действие множества факторов, таких как образование и растворение карбидов, насыщение матрицы легирующими компонентами, мартенситное превращение, микрохимическая неоднородность и другие процессы усложняют прогнозирование свойств готового изделия и приводят к необходимости проведения исследований структурного состояния наплавленного слоя в зависимости от составов наплавляемых композиций и режимов воздействия на поверхность металла концентрированных потоков энергии.

Отработку технологии восстановления и упрочнения поверхностного слоя отработанных деталей НКО методом газопорошковой лазерной наплавки осуществляли на роботизированном лазерном комплексе ЛС-2. Оборудование позволяет осуществлять объемное и локальное восстановление и упрочнение изделий различной номенклатуры и геометрии, реализуя как однослойную, так и многослойную порошковую наплавку, получая при этом износостойкий слой заданной толщины, структуры и твердости. Регулируя составы композиций, можно получать наплавленные слои с твердостью от 22 до 50 HRC.

Изучив проблемы наплавки разнородных соединений, был предложен экспериментальный технологический процесс наплавки, включающий предваритель-

ную термическую обработку изделия перед наплавкой, выбор наплавочной композиции, обладающей наибольшим сродством к основному металлу, оптимизацию технологических параметров работы лазерной установки.

При реализации данной технологии удалось получить следующие результаты: на опытных образцах металлографически зафиксировано формирование дисперсной структуры, эвтектика не имеет ярко выраженных дендритных разветвлений кристаллов поверхностного слоя, при увеличении в 500 раз видно, что ветви дендритов округлой формы и фрагментарного строения, рисунок 1. Следует отметить, что уменьшение размеров дендритов является фактором, оказывающим положительное влияние на прочностные и технологические показатели наплавленного металла покрытия, минимизируя отслоение и образование пор и трещин.

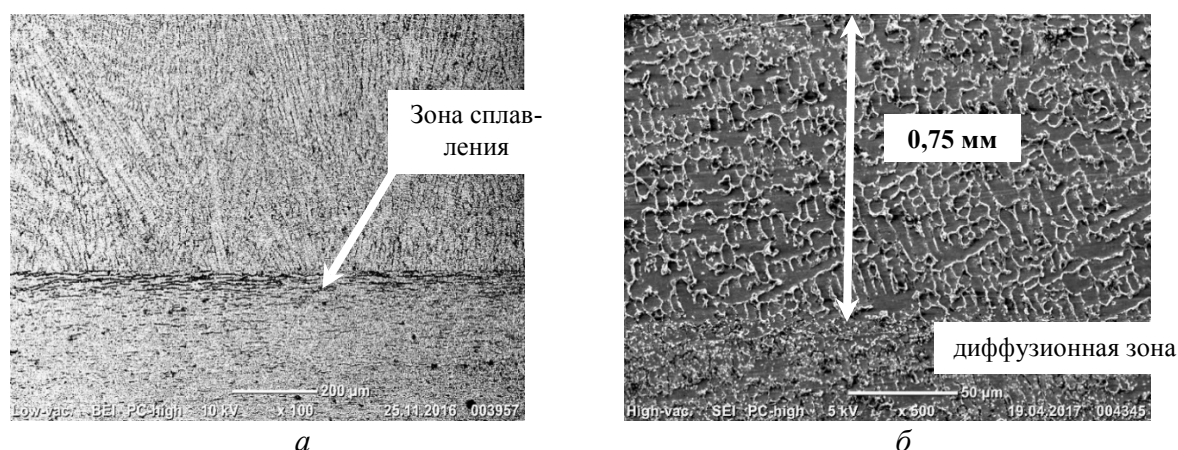


Рис. 1. Металлография поверхностного слоя ПР-20Х13Н2 : ПР-НХ16СР4МДЗ, полученного лазерной наплавкой на сталь 12Х18Н10Т; *а* – структура наплавленного слоя, *б* – строение поверхностной и диффузионной зоны

Микроанализ структуры данного варианта наплавки показал наличие переходной диффузионной зоны, имеющей меньшую ширину и характеризующуюся неоднородным размытым строением, граница сплавления практически не видна на микрофотографиях, переходного слоя, резко отличающегося от основного металла, при этом не образуется, что говорит о свободной диффузии легирующих элементов в основной металл [2].

Реализация технологии позволила получить следующие результаты: 1) обеспечено формирование дисперсной структуры наплавленного слоя; 2) улучшено строение переходной диффузионной зоны, что свидетельствует о высокой адгезионной стойкости наплавки; 3) повышена поверхностная твердость на 20-30% за счет формирования сложных соединений карбидных фаз.

1. Обеспечение эксплуатационных характеристик оборудования нефтегазодобывающей отрасли на основе совершенствования технологии газопорошковой лазерной наплавки / Крылова С.Е., Завьялов В.А., Оплеснин С.П. // Вестник современных технологий. 2019. № 1 (13). С. 19-25.
2. Influence of gas-powder laser cladding's technological parameters on structural characteristics of corrosion-resistant steels' restored surface layer / Krylova S.E., Goltapin M.I., Oplesnin S.P. // В сборнике: IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. Processing Equipment, Mechanical Engineering Processes and Metals Treatment. 2018. С. 042058.

ЭФФЕКТИВНЫЕ РАЗМЕРЫ РАССЕИВАЮЩИХ ОБЛАСТЕЙ НЕМАТИЧЕСКОГО ЖИДКОГО КРИСТАЛЛА В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПОЛЕ

Эгамов М.Х.¹, Рахимова У.Дж.²

¹Горно-металлургический институт Таджикистана, г. Бустон,
egamov62@mail.ru

²Таджикский государственный университет права, бизнеса и политики

Из большого класса синтезированных жидких кристаллов (ЖК), наиболее всестороннему исследованию подвергались нематические ЖК, применяемые в устройствах отображения информации (индикаторы, дисплеи) и управления оптическим излучением (модуляторы, голографические решетки, линзы) в качестве материалов новой техники. Несмотря на такие огромные масштабы практического применения ЖК, усиленно исследуются их оптические и электрооптические характеристики с целью улучшения их структуры и механических свойств. Один из способов улучшения свойств ЖК, считается получение на их основе композиционных систем – полимерных материалов, в объеме которых внедряются ЖК [1]. Такие композиты называют диспергированные полимером жидкие кристаллы (ДПЖК).

В данной работе исследуются электрооптические характеристики нематического жидкого кристалла 4-пентил-4'-цианобифенила (5CB), с положительной диэлектрической анизотропией, диспергированные в виде отдельных капель в объеме линейного полимера – поливинилового спирта (ПВС). Для проведения электрооптических исследований использовались ДПЖК пленок, в которых молекулы НЖК 5CB формировали однородно ориентированные тангенциальные слои. К исследуемым образцам прикладывали импульсы синусоидального напряжения длительностью от 15 до 100 мс и частотой $\nu=10$ кГц. Длительность переднего и заднего фронтов импульсов составляла 0,2 мс. Оптический отклик позволял измерять интенсивность прямо прошедшего через образцы светового излучения в зависимости от величины приложенного напряжения. Обнаружено, что плотность рассеивающих областей, сформированные под действием переменного электрического поля, зависит от толщины ДПЖК пленок. Темное поле между рассеивающими областями соответствует НЖК, у которого ориентация директора перпендикулярна плоскости ячейки, именуемое как гомеотропной ориентацией. При приложении электрического поля перпендикулярно плоскости ячейки размеры рассеивающих областей уменьшаются, и возникает однородная гомеотропная ориентация НЖК. На наш взгляд, это связано с тем, что анизотропия диэлектрической проницаемости 5CB положительна и электрическое поле стремится ориентировать директор по своему направлению.

Из экспериментальных результатов, рассчитывали пропускание

$$T = \frac{I_{\max}}{I_0}$$

где $I_{\max}$ – максимальная интенсивность прошедшего света при заданном напряжении.

На основе этих данных были построены графики зависимости интенсивности прошедшего света от времени при включении импульсного напряжения. Эти зависимости необычны тем, что на них имеются точки перегиба. Согласно [2], если к планарному слою НЖК с положительной диэлектрической анизотропией $\epsilon > 0$ приложить электрическое поле, то разность фаз обыкновенного и необыкновенного лучей будет зависеть от времени по закону

$$\Delta\Phi = \Delta\Phi_{\max} \cdot e^{-\frac{t}{\tau_{on}}} \quad (1)$$

где время включения

$$\tau_{on} = \frac{4\pi\gamma_1 d^2}{\varepsilon_a (U^2 - U_F^2)} . \quad (2)$$

Здесь γ_1 – эффективная вращательная вязкость, d – толщина ячейки, U_F – пороговое напряжение Фредерикса. Можно ожидать, что интенсивность рассеянного на композите света зависит от времени, подобно $\Delta\Phi$, т.е. по экспоненциальному закону. Однако, это создает определенные трудности при вычислении τ . При поиске функции $I(t)$, согласующейся с экспериментальными результатами, мы исходили из следующих соображений. Нарушенная ориентация НЖК приводит к тому, что директор может иметь некоторый начальный угол наклона α к плоскости ячейки. Тогда уравнение движения директора под действием электрического поля можно записать в виде

$$\gamma_1 \frac{\partial \theta}{\partial t} = K \frac{\partial^2 \theta}{\partial z^2} + \frac{\varepsilon_a E^2}{8\pi} \cdot \sin 2(\alpha + \theta) , \quad (3)$$

где θ – угол поворота директора, K – константа упругости НЖК, E – напряженность электрического поля. Если пренебречь взаимодействием НЖК с границами, то переориентация директора происходит однородно, значит, угол θ не будет зависеть от координаты z . Такое приближение выполняется тем лучше, чем меньше безразмерный параметр $\tilde{W} = \frac{dW}{K}$ (W – энергия сцепления), т.е. для тонких образцов. В этом случае уравнение (3) принимает более простой вид

$$\gamma_1 \frac{\partial \theta}{\partial t} = \frac{\varepsilon_a E^2}{8\pi} \cdot \sin 2(\alpha + \theta) \quad (4)$$

и может быть легко проинтегрировано. Учитывая начальное условие $\theta=0$ при $t=0$, получаем решение уравнения (4) в виде

$$\theta = \arctg \left(e^{\frac{t}{\tau_{on}}} \operatorname{tg} \alpha \right) - \alpha , \quad (5)$$

где $\tau_{on} = \frac{4\pi\gamma_1 d^2}{\varepsilon_a U^2}$ – время включения. Последняя величина отличается от представленного выше уравнении (2) тем, что в нем отсутствует пороговое напряжение Фредерикса, т.е. процесс переориентации директора является беспороговым. Учитывая формулы (1) и (5) в качестве пороговой функции использовали

$$I = C_1 \frac{2}{\pi} \arctg \left(C_2 \cdot \exp \left(\frac{t}{\tau_{on,1}} \right) \right) + C_3 \left(1 - \exp \left(-\frac{t}{\tau_{on,2}} \right) \right) . \quad (6)$$

Здесь C_1 , C_2 , C_3 – параметры, которые определяются при сопоставлении функции (6) и эксперимента; $\tau_{on,1}$ и $\tau_{on,2}$ – два времени включения. Оказалось, что при малых значениях напряжения наблюдается одно время включения $\tau_{on,1}$. При больших значениях напряжения существуют два времени включения.

Таким образом, при включении электрического поля наблюдаются два процесса –пороговый и беспороговый. Мы предполагаем, что в исследованном композите существует две системы эффективных областей рассеяния жидкого кристалла, одна из них ориентирована планарно, а другая имеет некоторый эффективный угол наклона с плоскостью ячейки, возникающий в результате присутствия связующего полимера, нарушающего ориентацию жидкого кристалла.

Список литературы

1. Жаркова Г.М., Сонин А.С. Жидкокристаллические композиты. Новосибирск: Наука, 1994. – 214 с.
2. Блинов Л.М. Жидкие кристаллы: Структура и свойства. М.: Книжный дом «Либрокорм», 2013. – 480 с.

СОСТАВ И СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩЕЕ ВЫСОКИЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА СОЕДИНИТЕЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ (СДТ) НЕФТЕПРОМЫСЛОВЫХ ТРУБОПРОВОДОВ

Выбойщик М.А.¹, Иоффе А. В.², Кудашов³ Д. В., Федотова А.В.¹,
Кошечев К. И.²

¹Тольяттинский государственный университет,
Тольятти, Россия

²ООО «ИТ-Сервис», Самара, Россия

³Выксунский филиал НИТУ «МИСиС», Выкса, Россия

Трубопроводные системы не однородны и состоят из прямолинейных участков, составленных из труб, и соединительных деталей (отводы, переходы, тройники и др.). Коррозионно-механическое разрушение в соединительных деталях трубопроводов (СДТ) происходят более часто, чем в линейных участках, что обусловлено более высокими гидравлическими нагрузками и зависит от изменения направления потока и/или образования застойных зон [1,2]. В настоящее время разработаны и успешно используются низкоуглеродистые, низколегированные стали 13ХФА, 13ХФМА, 08ХМФБЧА, 05ХГБ и др. с бейнитной закаливаемостью, что позволило производить нефтегазопроводные трубы повышенной прочности и коррозионной стойкости в агрессивных нефтепромысловых средах [3,4].

СДТ, не смотря на более жёсткие условия эксплуатации, продолжают изготавливать из традиционных сталей 20, 17Г2, 09Г2С и др. с низким уровнем механических и коррозионных свойств. Работоспособность соединительных деталей пытаются обеспечить за счёт увеличения металлоёмкости (толщины стенки). Необходимо производить СДТ близкие по свойствам используемым трубам со специальной термообработкой. Это требует проведение специальных исследований по разработке материалов и технологий производства.

Цель работы: разработка состава и технологии производства СДТ повышенной прочности и коррозионной стойкости.

Сравнительный анализ труб, изготовленных из сталей 13ХФА, 08ХМФБЧА и 05ХГБ [5,6] показал, что они имеют близкие прочностные и коррозионные свойства, однако сталь 05ХГБ обладает большей технологичностью и лучшей свариваемостью. Это определило её выбор для изготовления СДТ. Использование в нефтегазопроводной системе труб и соединительных деталей из одной марки стали позволяет исключить или уменьшить эффект гальванических пар.

Отработку технологии изготовления проводили на крутоизогнутых отводах (угол поворота 90 град.), диаметром Ø219х8 мм, из стали 05ХГБ. Изучали влияние деформации и термообработки на структурное состояние, механические и коррозионные свойства металла отводов.

Для выбора рационального структурного состояния и режимов его формирования, отводы закалённые от температур 920 и 880°С подвергали отпуску при температурах 300, 400, 500 и 600°С. Этот температурный интервал отпуска соответствует распаду бейнитных структур. При более высоких температурах отпуска преобладают процессы рекристаллизации, приводящие к резкому снижению прочности. Для наглядности графическое изображение изменения свойств с ростом температуры отпуска представлено на рис.1.

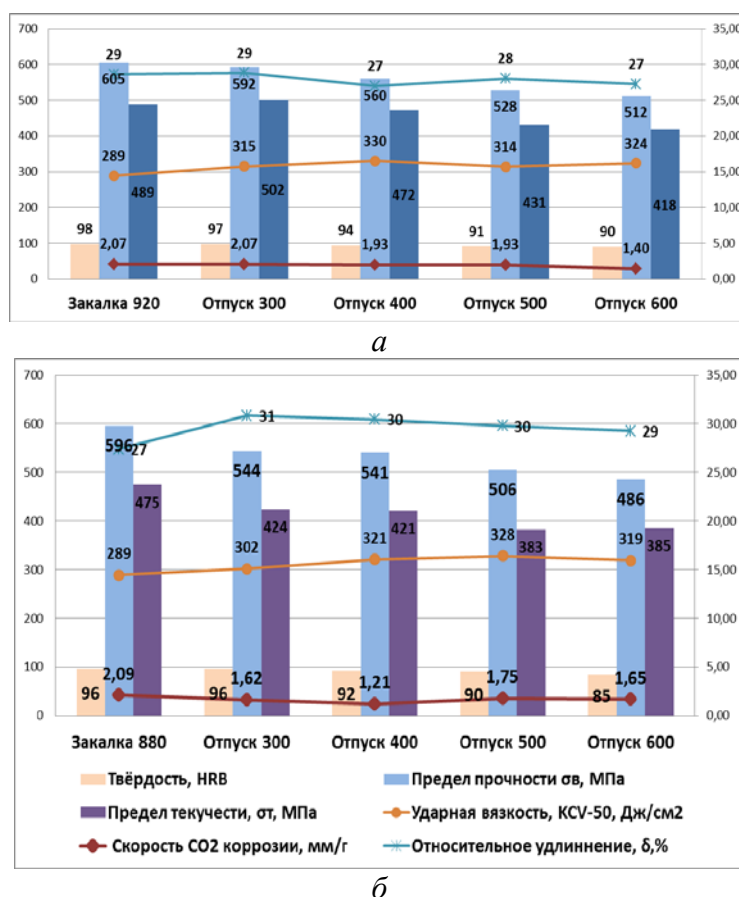


Рис. 1. Изменение механических свойств и коррозионной стойкости стали 05ХГБ от температуры отпуска: а – закалка от 920°С ; б – закалка от 880°С. В целом бейнит превращается в ферритно-перлитную смесь – более однородное структурное состояние

При всех режимах термообработки сталь 05ХГБ имеет высокую стойкость к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением (образцы выдержали 720 часов испытаний при $\sigma_{th}=0,7\sigma_{0,2}$ без разрушений). После двух режимов термообработки (закалка 880°С+отпуск 500 °С и закалка 880°С+отпуск 600°С) значения σ_b несколько ниже группы прочности K52 (табл.2). Для всех других режимов значения механических свойств значительно превосходят требования группы K52. Общей тенденцией изменения свойств в процессе отпуска является то, что до температуры отпуска 400°С резкого снижения прочности (σ_b и $\sigma_{0,2}$) не происходит. Стойкость к углекислотной коррозии, начиная с температур отпуска 400°С резко возрастает, а для режима: закалка 880°С+отпуск 400°С имеет максимальное значение.

Выводы

1. Режимы термообработки закалка 920°C+отпуск 400°C и закалка 880°C+отпуск 400°C полностью удовлетворяют требованиям по механическим свойствам группы прочности К52. Первый из них обеспечивает более высокие механические свойства, а второй – коррозионную стойкость в углекислых нефтепромысловых средах.

2. Производство отводов повышенной прочности и коррозионной стойкости обеспечивает сталь 05ХГБ и предложенные режимы термообработки.

1. Л.Г. Лойцанский «Механика жидкости и газа», 7-е изд., испр. – М.: Дрофа, 2003
2. Ван-Дайк, Альбом течений жидкости и газа. 1986.
3. Выбойщик М.А., Иоффе А.В. Разработка стали, стойкой к углекислотной коррозии в нефтедобываемых средах.//Перспективные материалы.Т.7: Тольятти: Изд.ТГУ.2017. с.115-160.
4. А.О. Zyryanov, M.A. Vyboyshchik and A.V. Ioffe Effect of Microstructure and heat Treatment on Resistance of Steels to Carbon dioxide corrosion // Metal Science and Heat Treatment, Vol. 61, Nos 1-2, May, 2019.
5. Д.В. Кудашов, Пейганович И.В., Степанов П.П., Мокеров С.К., Семернин Г.В., Современная высокотехнологическая сталь 05хгб, предназначенная для изготовления электросварных нефтегазопроводных труб повышенной стойкости к сероводородной и углекислотной коррозии, Сборник трудов Развитие технологии производства стали, проката и труб на Выксунской производственной площадке, ООО Metallurgizdat 2016, с 293.
6. Кудашев Д.В. Испытания коррозионной стойкости труб из стали 05ХГБ//Территория НЕФТЕГАЗ. 2015, №12 .с.133-135

ВЫСОКОПРОЧНАЯ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННАЯ МАЛОМАГНИТНАЯ СТАЛЬ СО СВЕРХРАВНОВЕСНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА

Грибанова В.Б., Калинин Г.Ю., Ласточкина Е.В.

*НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей»,
г. Санкт-Петербург, npk3@crism.ru*

В настоящее время перспективным направлением развития отечественных технологий является создание материала, обладающего невысокой себестоимостью и повышенной технологичностью при производстве, что обеспечит высокую конкурентоспособность продукции в сравнении с импортной. Аустенитные высокоазотистые стали (ВАС) с содержанием азота [%N] $\geq 0,7\%$ обладают высокими физико-механическими и коррозионными свойствами. Промышленное использование ВАС происходит в наиболее развитых европейских странах, Китае и Японии.

На базе научно-производственного экспериментального комплекса НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей» была сконструирована вакуумно-компрессионная лабораторная печь «Прометей-А» для производства ВАС под давлением азота 15 атм. (размер тигля – 40 и 100 кг). Впервые была выплавлена коррозионностойкая высокопрочная маломagnetная сталь Cr-Mn-композиции со сверхравновесным содержанием азота (%[N] $\geq 0,7\%$). Технология выплавки состоит из двух этапов:

1) Выплавка при атмосферных условиях (усвоение при атмосферных условиях до 0,3% азота);

2) Выплавка под давлением.

Полученные заготовки подвергали ковке с последующей прокаткой на стане ДУО 600 (температура начала прокатки 1220-1200⁰С, суммарная степень деформации 76-74%, охлаждение в воду). Получен листовой прокат с высокими физико-механическими свойствами ($\mu \leq 1,001$ Гс/Э, $\sigma_{0,2} \geq 800$ МПа, $\delta_5 \geq 30\%$, $\psi \geq 50\%$, $KCV^{+20} \geq 100$ Дж/см²).

Тем не менее ВАС являются важнейшим материалом для изготовления маломагнитных высоконагруженных деталей машин и приборов, а также элементов ответственного назначения и, в частности, электронных геодезических приборов взамен дорогостоящих и дефицитных молибден- и вольфрам-рениевых сплавов. Также материал соответствует требованиям современной буровой промышленности, включая наклонное бурение, и может применяться для различных компонентов буровых инструментов, таких как утяжеленные бурильные трубы, переходники, стабилизаторы и т.д. взамен импортных марок 2205, SAF 2507 и 254 SMO. Применение маломагнитных материалов для изготовления бурильных труб обусловлено требованием исключить влияние магнитных масс на магнитометрические системы определения пространственного направления скважины в процессе бурения.

ВАС значительно превосходят существующие конвенциональные аналоги по прочности, вязкости, немагнитности, хладостойкости, коррозионной стойкости, кавитационной устойчивости и по ряду других параметров делают их перспективными для использования в качестве материалов стволов артиллерийского, корабельного и стрелкового оружия (взамен сталей 30ХН2МФА, 20Х13, 25Х2Н4МА, 30ХГСА и пр.).

Работа выполнена совместно с представителями ООО «Пульсар» Рашевым Ц.В., проф., д.т.н., Елисеевым А.В., Жужело В.А., Богевым П.В.

1. Приданцев М.В., Талов Н.П., Левин Ф.Л. Высокопрочные аустенитные стали, М: Металлургия, 248 с., 1969г.
2. Мурадян С.О. Структура и свойства литейной коррозионностойкой стали, легированной азотом: Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук / Мурадян С.О. – Москва – 2016 – 126 с.
3. Катада Я. Стали с повышенным содержанием азота, разработанные в национальном институте материаловедения. / Вашицу Н., Баба Х. // Металловедение и термическая обработка металлов, 2005, Выпуск 11(605), с 15-17.
4. Костина М.В. Влияние химического состава и термической обработки на коррозионные свойства высокоазотистых сплавов на основе железа, содержащих 15–24 % Cr. / Банных О.А., Блинов В.М., Дымов А.В., Березовская В.В. // Металлы. 2001. № 3. С. 26–34.
5. Березовская В.В. Влияние термической обработки на структуру и свойства высокоазотистой аустенитной коррозионностойкой стали 03Х20АГ11Н7М2 / Березовская В. В., Банных О.А., Костина М.В., Блинов В.М., Шестаков А.И., Саврай Р.А. // Металлы. 2010. № 2. С. 34–43.
6. Гаврилюк В.Г. Физические основы азотистых сталей // Перспективные материалы: Структура и методы исследования. Тольятти: ТГУ, МИСиС, 2007. С. 5–74.
7. Рашев Ц.В. Высокоазотистые стали / Елисеев А.В., Жекова Л.Ц., Богев П.В. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 7. С. 503 – 510.
8. Рашев Ц.В. Высокоазотистые стали. Металлургия под давлением, София: Издательство Болгарской академии наук «Проф. Марин Дринов», 268 с., 1995г.
9. Самодуров И.О., Шаропов М.Г. Технологическая свариваемость высокоазотистых сталей применительно к судовым корпусным конструкциям. Труды Крыловского государственного научного центра. Специальный выпуск 2, 2019. С.127-131

ОЦЕНКА ПОВЕДЕНИЯ ЧАСТИЦ РАЗЛИЧНЫХ РАЗМЕРОВ В ПЛАЗМЕ ВАКУУМНОЙ ДУГИ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ ПОКРЫТИЙ

Ушаков А. В., Карпов И. В., Федоров Л. Ю.

*Федеральный исследовательский центр Красноярский научный центр СО РАН,
Красноярск, Россия,
sfu-unesco@mail.ru*

Использование плазменных технологий при обработке металлов, сплавов, а также полимеров позволяет повысить ресурс деталей, изготовленных из этих материалов путем поверхностного упрочнения, нанесения покрытий и др. Особенностью плазмы вакуумной дуги является присутствие в ней капельной фракции и макрочастиц (МЧ) что является нежелательным явлением, поскольку они могут сильно ухудшить качество наносимого вакуумного покрытия.

В работе было исследовано взаимодействие между сильноточной вакуумной дугой и макрочастицей, генерируемой из катодных пятен в дуговом испарителе на модели МЧ связанной с моделью дуги. В вакуумной дуге параметры плазмы неоднородны, тепловую скорость ионов нельзя игнорировать, а сама плазма рассматривается как жидкость по модели магнитной гидродинамики (МГД). Начальные параметры устанавливаются в соответствии с экспериментальными результатами [1, 2].

Модель для МЧ основана на следующих предположениях: (1) макроскопические параметры плазмы одинаковы в одной сетке; (2) микроскопические распределения скоростей электронов и ионов следуют за распределением скоростей Максвелла; (3) когда ионы и электроны ударяются о поверхность МЧ, их заряды и масса будут поглощаться МЧ; (4) для упрощения испарение является гомогенным, а испаренные нейтральные атомы считаются немедленно ионизированными; (5) делением и рекомбинацией МЧ пренебрегают; (6) МЧ считаются сферическими. Поскольку скорость МЧ на одну величину меньше скорости ионов, она не учитывается при расчете потока ионов.

Электроды имеют диаметр 7 мм, а межэлектродный зазор - 3 мм. Размер каждой сетки составляет 0,1 мм. При моделировании используются медные электроды, поэтому МЧ – это медные капли. МГД-модель используется для решения параметров плазмы. Межэлектродная плазма полностью ионизирована и состоит только из электронов и ионов; нейтральными частицами пренебрегают; гидродинамическое приближение используется для описания потока плазмы, поскольку длина свободного пробега электрона намного меньше межэлектродного зазора; электронная инерционная составляющая игнорируется; рассматривается квазинейтральное течение плазмы; анод находится в пассивном состоянии; электроны и ионы считаются идеальными газами. В нашем моделировании МЧ в микронном масштабе излучается из центра катода в радиальном направлении. Начальная температура составляет 3000 К, а начальная скорость порядка сотен метров в секунду.

На рисунке 1 показаны результаты расчета для МЧ разных размеров. Для проведения качественного анализа начальные параметры МЧ устанавливаются как $v_{p0} = 100$ м/с, начальный диаметр МЧ $d_{p0} = 5$ мкм, 10 мкм, 20 мкм и 50 мкм соответственно. МЧ излучается из центра поверхности катода. Ток через электроды составляет 5 кА.

Из рисунка 1 (а) видно, что траектория МЧ является приблизительно параболической под влиянием столкновения ионов. На рисунках 1 (б) и (в) показано

уменьшение массы МЧ различного исходного размера с течением времени вследствие испарения.

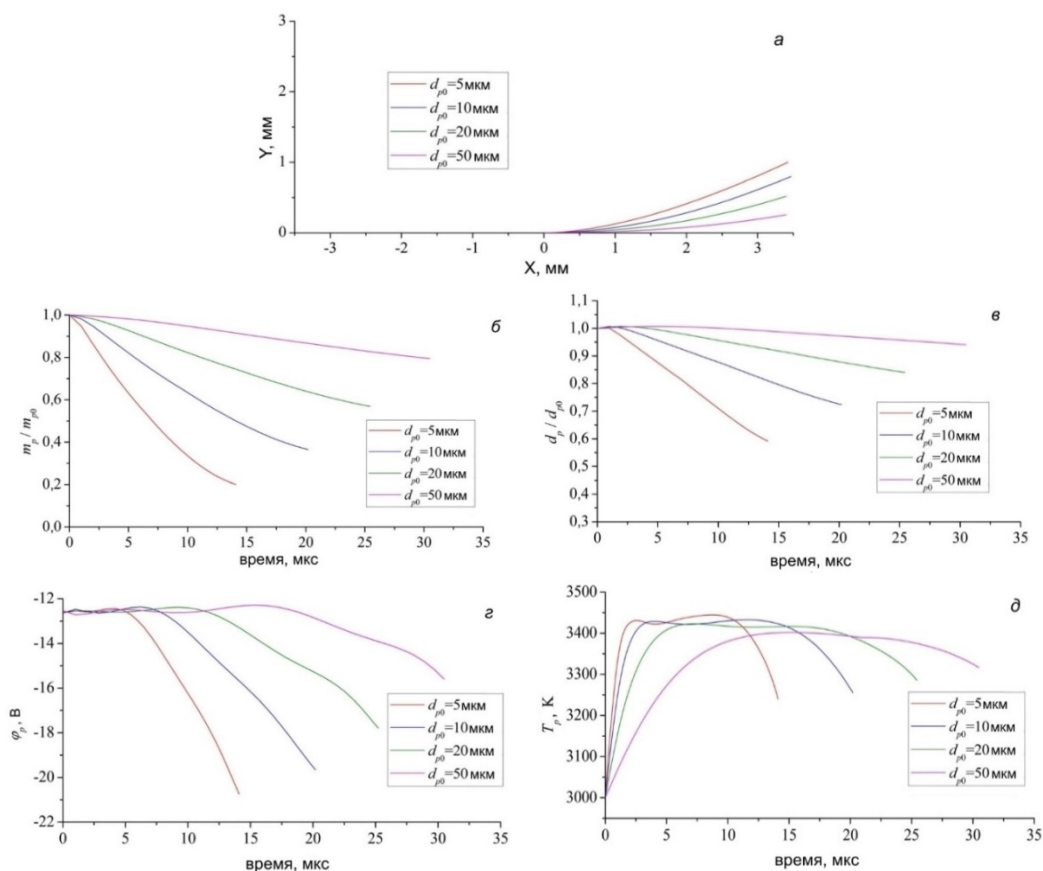


Рис.1. Результаты расчета для МЧ разных размеров. (а) траектория МЧ, (б) диаметр МЧ, (в) масса МЧ, (г) плавающий потенциал МЧ и (д) температура МЧ

Поскольку плотность МЧ уменьшается с увеличением T_p , диаметр МЧ сначала немного увеличивается. Рисунок 1 (д) показывает, что маленькие МЧ легче нагреваются. Постоянная температура МЧ зависит от параметров плазмы, независимо от их начальной температуры. Поэтому T_p меняется в зависимости от положения МЧ. Несмотря на то, что МЧ нагревается ионами и электронами, температура повышается продолжительное время вследствие процесса испарения. Это, в свою очередь, означает, что большинству МЧ будет трудно полностью испариться, и они могут достигнуть напыляемой подложки.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ, Правительства Красноярского края, Краевого фонда науки и ООО «Сейсмиклаб» в рамках научного проекта № 20-48-242906.

1. A.V. Ushakov, I.V. Karpov, A.A. Shaihadinov, E.A. Goncharova. The mechanism of micro-droplet fraction evaporation in the plasma of the cathode region of a low-pressure arc discharge / Advances in Intelligent Systems and Computing. CSOC. – 2020. – Vol. 1226, P. 210-215
2. А.В. Ушаков, И.В. Карпов, Л.Ю. Федоров, и др. Исследование ионизационных процессов в дуговом разряде низкого давления / Материаловедение. – 2019. – №9. С. 9-14.

ЛАЗЕРНЫЙ ДИЗАЙН АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Пермякова И.Е.¹, Иванов А.А.², Шеляков А.В.²

¹ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия,
inga_perm@mail.ru

²ФГАОУ ВО НИЯУ «МИФИ»,
Москва, Россия

В настоящее время лазерный дизайн является одним из перспективных методов обработки как объемных, так и ленточных аморфных сплавов (АС). Наиболее востребованным является короткоимпульсное лазерное воздействие, которое при необходимой оптимизации режимов позволяет деликатно модифицировать структуру, контролируя процессы структурной релаксации и кристаллизации АС, а также получать заданные свойства. В рамках представленной работы обсуждаются результаты облучения эксимерным УФ-лазером ($\lambda = 248$ нм, $\tau = 20$ нс) АС на основе кобальта и железа, полученных закалкой из расплава в виде лент. Разработаны несколько вариантов аморфно-нанокристаллических композитов:

1) путем создания в строго заданном геометрическом порядке локальных облученных зон на поверхности аморфных лент через круговую диафрагму (рис. 1) [1]. Параметры лазерного излучения для каждой зоны подобраны с учётом численного моделирования температурных полей в АС [2]: частота следования $f = 2$ Гц, количество импульсов $n = 500$, энергия импульса $E_i = 150$ мДж, плотность энергии $W = 0.6$ Дж/см², площадь пятна $S = 7$ мм².

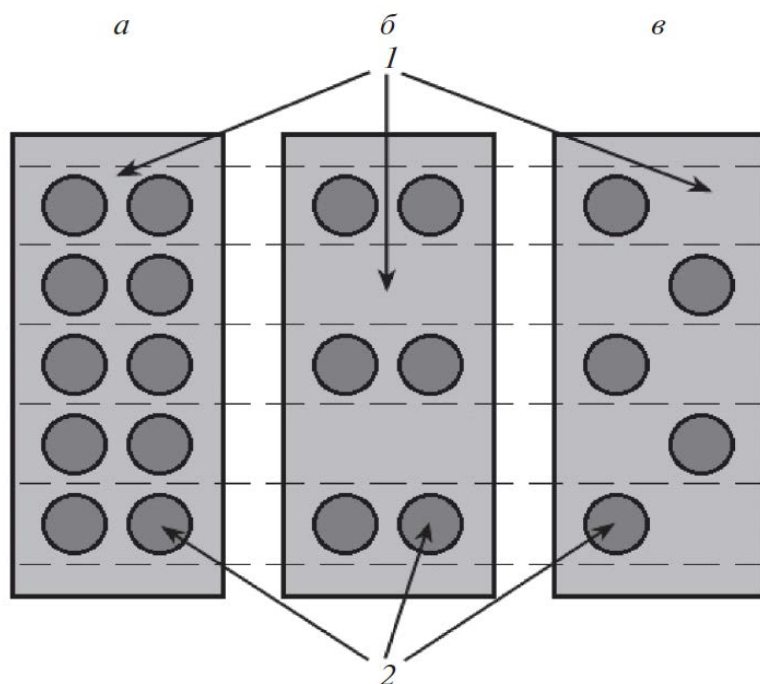


Рис. 1. Варианты избирательного облучения поверхности лент АС: плотно покрываемый (а), полосовой (б), шахматный (в). 1 – аморфная матрица, 2 – зона лазерного воздействия [1]

2) путем вариации количества импульсов n (от 1 до 1000 с шагом 100), а другие параметры лазерной установки f , E_i , W оставались постоянными (рис. 2).

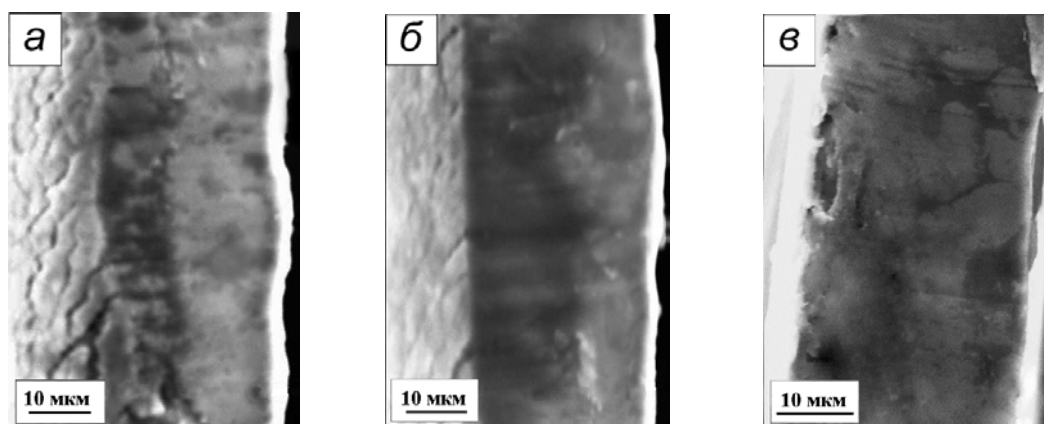


Рис. 2. Фрактография степени кристаллизации АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ после облучения при разном количестве импульсов: *а*, *б* – частично закристаллизованный (30% и 50% соответственно), *в* – полностью закристаллизованный [3]

3) путем изменения частота f (2, 10, 20 и 50 Гц) при $n = 100$, $E_i = 150$ мДж, $W = 0.6$ Дж/см².

Для каждого варианта рассмотренных выше композитных материалов изучено механическое поведение. В частности, установлено, что чередование в композите в шахматном порядке (рис. 1в) кристаллических и аморфных зон является оптимальным для сочетания высоких значений прочности и удовлетворительной пластичности.

Показано, что поведение микротвёрдости АС систем Co-Fe-Cr-Si-B при увеличении числа импульсов лазера является немонотонными функциями с наличием пиков HV (рис. 3). Это обусловлено последовательной сменой структурной релаксации в АС (с изменением локального композиционного и топологического упорядочения) на процесс кристаллизации (с зарождением и выделением кристаллических фаз, ростом зёрен) при лазерной обработке.

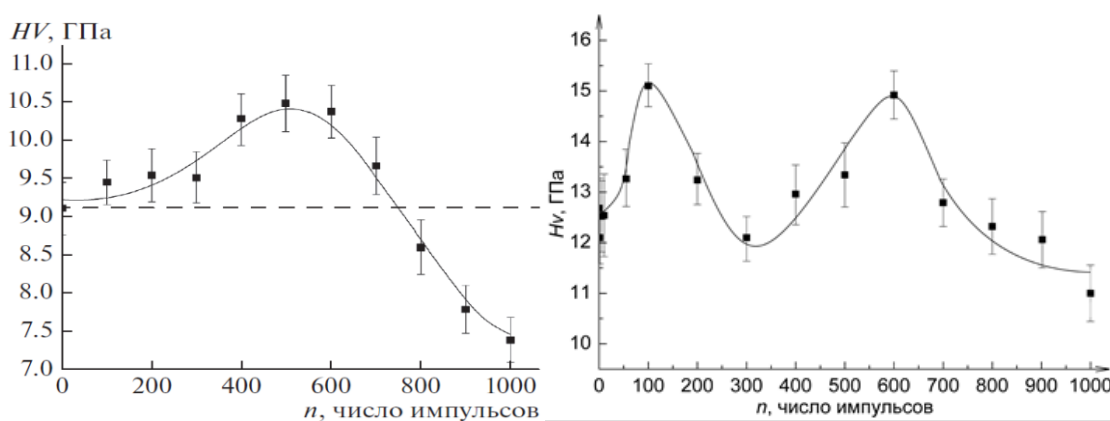


Рис. 3. Зависимость микротвёрдости АС $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$ (*а*), $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ (*б*) от числа импульсов

Сравнительный анализ структурных превращений в АС Co-Fe-Cr-Si-B при лазерном и обычном печном отжиге привел к выводу, что в процессе лазерной обработки АС возможна смена механизма кристаллизации с первичной на эвтектическую (см. табл. 1).

Таблица 1. Последовательность изменения фазового состава при различных режимах обработки АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$

$T_{\text{ан}}, \text{К}$	Изотермический отжиг	n , имп.	Лазерное облучение
373-553	A	0<300	A
573-653	A*	400-600	A+ α -Co+ β -Co+Co ₃ B
688-713	A+ α -Co	700-1000	α -Co+ β -Co+Co ₂ B+Co ₃ B+Co ₂ Si
723-753	α -Co + β -Co +CoSi +Co ₃ B+Co ₂ B		
763-803	α -Co + β -Co +Co ₂ B +Co ₂ Si		

Показано, что режим облучения с частотой следования импульсов $2 \text{ Гц} \leq f \leq 20 \text{ Гц}$ (при $n = 100$, $E_i = 150 \text{ мДж}$, $W = 0.6 \text{ Дж/см}^2$) улучшает и эффективно поддерживает высокие значения микротвёрдости АС $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$ при сохранении аморфности в структуре.

Обсуждаются перспективы использования наноимпульсного лазера: для улучшения качества поверхности АС, повышения их пластичности, изменения доменной структуры, повышения термической стабильности и т.д.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 20-08-00341а).

1. Пермякова И.Е., Иванов А.А., Шемяков А.В. // Изв. РАН. Сер. физическая. 2021. Т. 85. № 7. С. 978-983.
2. Пермякова И.Е. // Изв. РАН. Сер. физическая. 2020. Т. 84. № 7. С. 1014-1019.
3. Пермякова И.Е., Глезер А.М., Иванов А.А., Шемяков А.В. // Изв. ВУЗов. Физика. 2015. Т. 58. № 9. С. 115-122.

КИНЕТИКА РОСТА УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ, СКЛОННОЙ К КОРРОЗИОННОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ

Садкин К.Е., Забавичев Н.С.

*НИИ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей»,
г. Санкт-Петербург,
npk3@crism.ru*

Определение сопротивляемости конструкций из высокопрочных сталей развитию усталостного повреждения в большинстве случаев является частью процедуры расчетных оценок циклического ресурса в малоцикловой области. Базовой эксплуатационной характеристикой материала в данном случае является его циклическая трещиностойкость, определяемая параметрами кривой кинетики роста усталостной трещины в координатах «Размах коэффициента интенсивности напряжений – Приращение длины за цикл нагрузки».

Известно, что на положение кривой в коррозионной среде оказывает существенное влияние склонность стали к коррозионному растрескиванию под напряжением по механизму водородного охрупчивания, которая может проявляться как в исходном состоянии металла, так и быть искусственно инициирована при наложении катодного потенциала. При этом, снижение частоты нагружения в коррозионной среде может приводить к существенному (на порядки) возрастанию скорости роста трещины.

В настоящей работе рассмотрены результаты экспериментальных исследований параметров кинетики роста усталостных трещин в коррозионной среде для стали типа 08ХНЗМД при варьировании частоты нагружения, наложенного катодного потенциала и их связь с экспериментальными данными по склонности стали к разрушению по механизму коррозионного растрескивания. Предложена модель, позволяющая учесть взаимное влияние указанных факторов в рамках сертификационных испытаний и расчетов усталости.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА ВЫСОКОПРОЧНОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ НА ВОЗДУХЕ И В КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЕ

Садкин К.Е., Лаврентьев А.А., Ильин А.В.

*НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей»,
г. Санкт-Петербург,
npk3@crism.ru*

Изменение температуры отпуска высокопрочной конструкционной стали оказывает существенное влияние на характеристики статической трещиностойкости.

При снижении температуры отпуска может происходить как снижение параметров статической трещиностойкости на воздухе, так и увеличение склонности стали к коррозионному растрескиванию под напряжением. Получение неудовлетворительных значений указанных характеристик становится возможным уже в пределах заданных с учетом технологических возможностей производителя диапазонах температур отпуска.

В работе приведены результаты экспериментальных исследований по определению характеристик статической трещиностойкости на воздухе и в коррозионной среде стали марки 10ХН4МДФА с пределом текучести не менее 980 МПа. Проведен анализ структурных состояний металла после различных режимов отпуска в диапазоне температур 530÷650°С, в том числе с использованием методов просвечивающей электронной микроскопии и дифракции обратнорассеянных электронов (EBSD). Предложен подход, позволяющий связать структурное состояние металла с характеристиками статической трещиностойкости на воздухе и в коррозионной среде.

ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК ПОЛИКАПРОЛАКТОНА ПОСЛЕ МОДИФИКАЦИИ В ПЛАЗМЕ

Филиппова Е.О.

Томский политехнический университет,

Томск, Россия,

katerinabosix@mail.ru

Одним из основным требований к офтальмологическому изделию является оптическая прозрачность материала, а также хорошая смачиваемость поверхности, которая достигается путем обработки полимера низкотемпературной плазмой.

Цель исследования является – изучение оптических свойств пленок поликапролактона после модификации в низкотемпературной плазме.

Исходные образцы пленок были получены в результате растворения поликапролактона (Нидерланды) в CHCl_3 (Экрос, Россия). Модификацию поверхности полученных пленок проводили с использованием экспериментальной установки низкотемпературной плазмы (ТПУ). Время воздействия плазмой составило 30, 60, 90 с. Термограммы получались с использованием прибора ТГ/ДСК/ДТА термоанализатора SDTQ 600 (Thermo Electron Corp, США). Измерение коэффициентов пропускания видимого света τ от длины волны λ производилось с помощью флуоресцентного спектрофотометра Cary Eclipse Fluorescence Spectrophotometer (Agilent, США).

Максимальное значение коэффициента пропускания спектра видимого излучения исходных плёнок поликапролактона наблюдался при $\lambda = 700$ нм и находился в области (56-57)%. Воздействие низкотемпературной плазмы атмосферного давления при 30 секунд экспозиции не снижало коэффициент пропускания пленок, а при 60 секунд и более - снижало τ на 7%-10%. Анализ ДСК термограмм до и после воздействия низкотемпературной плазмой при экспозиции более 60с на плёнки показал некоторый сдвиг температуры плавления. Степень кристалличности материала составила 24%, что на 3,5% меньше исходного значения. Подобные явления, как показывают литературные данные, связаны с ослаблением реакции ионизации в полимерной цепи, возникающие при изменении кристалличности полимера и его средней молекулярной массы. При кристаллизации полимера образуются анизотропные структуры – сферолиты, размером более 100 нм, вносящие основной вклад в рассеяние света и являющиеся одной из главных причин недостаточности прозрачности материала. Интенсивность рассеянного света снижается с уменьшением степени кристалличности и среднего размера сферолитов. Таким образом, возможное образование сферолитов в структуре полимера в результате плазменной обработки способствует снижению коэффициента пропускания $\tau(\lambda)$ пленок поликапролактона.

В результате проведенных исследований выявлено, что обработка поверхности пленок поликапролактона низкотемпературной плазмой более 60с снижает коэффициент пропускания видимого света на 7%-10%.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №20-08-00648.

ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА, ПРОЧНОСТЬ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СЛОИСТЫХ Mo–Si–C КОМПОЗИТОВ

Кийко В. М., Коржов В. П., Желтякова И. С., Прохоров Д. В.

*Институт физики твердого тела РАН,
г. Черноголовка, Московская обл., Россия,
kiiko@issp.ac.ru*

Композиты получены по твердофазной технологии посредством диффузионной сварки пакетов, составленных из Mo-фольг с (Si–C)-покрытиями под давлением 14 МПа при 1500°C. Композиты серии Mo–Si–C–1 – с односторонним покрытием фольг, а серии Mo–Si–C–2 – с двусторонним покрытием.

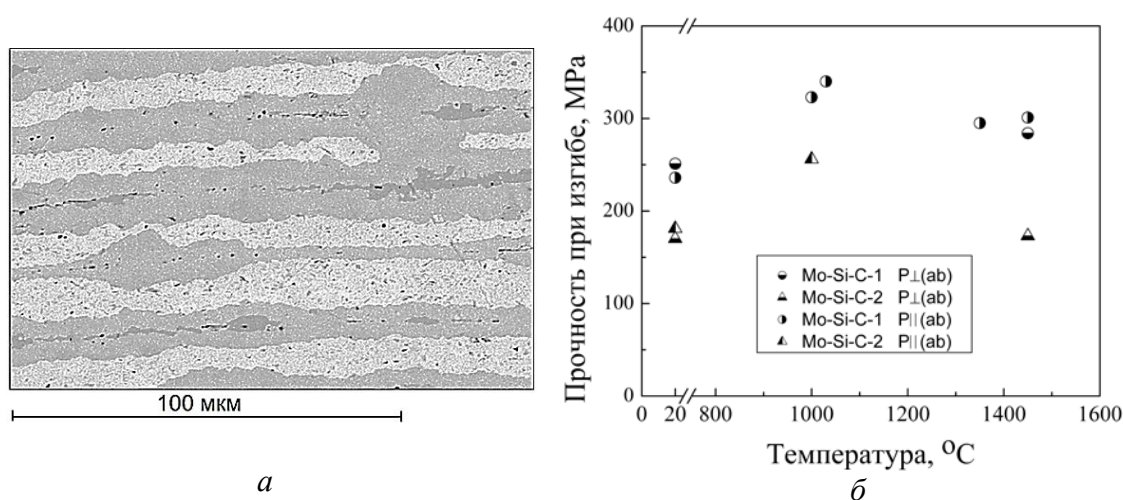


Рис. 1. Микроструктура поперечных сечений композитов Mo–Si–C–1 (а) с односторонним покрытием исходных фольг. Зависимость прочности композитов серий Mo–Si–C–1 и Mo–Si–C–2 от температуры (б)

Исследования структуры композитов проведены на поперечных сечениях относительно плоскости исходных фольг (ab). На рис. 1а показано в качестве примера поперечное сечение композита из серии 1, показавшей более высокую прочность, чем композиты серии 2 (рис. 1б). Наиболее светлые полосы на рис. 1а – твердые растворы Si и C в молибдене, а более темные – интерметаллиды Mo–Si–C, причем, в черных полосах содержится наибольшее количество углерода.

Испытания на прочность и трещиностойкость проведены на трехточечный изгиб с приложением нагрузки **P** перпендикулярно и параллельно слоям структуры (ab) (указано в поле графика). Результаты испытаний на прочность показаны на рис. 1б, а в результате испытаний на трещиностойкость достигнуты величины, превышающие 21 МПа·м^{1/2} при комнатной температуре.

Работа выполнена в рамках госзадания № 0028-2019-0020 и при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 20-03-00296).

ПРОЧНОСТЬ, ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ И ПОЛЗУЧЕСТЬ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ НИОБИЯ С УПРОЧНЕНИЕМ ИНТЕРМЕТАЛЛИДАМИ

Кийко В. М., Коржов В. П., Прохоров Д. В., Желтякова И. С.

Институт физики твердого тела РАН,
г. Черноголовка, Московская обл., Россия,
kiiko@issp.ac.ru

Для материалов, нацеленных на применение в широком диапазоне температур, требуется достижение необходимого баланса прочности, трещиностойкости, ползучести. В настоящей работе эта задача решается получением композитов по твердофазной технологии методом диффузионной сварки многослойных пакетов под давлением при высоких температурах. Заготовки собирались из Nb плоских (ab) фольг с покрытиями порошковой суспензией, содержащей 55.2Nb–22.0Ti–8.9Mo–5.6Si–5.4ZrH₂–1.7Cr–1.2 мас. % Al. Структуры композитов серий «1» и «2» формировались в режимах (8.4 МПа – 1400°C – 5 ч) и (15.3 МПа – 1400°C – 10 ч) соответственно, а композиты серии «3» в двухэтапном режиме: (19 МПа – 1500°C – 3 ч), затем введение кремния, затем (8.4 МПа – 1400°C – 0.25 ч).

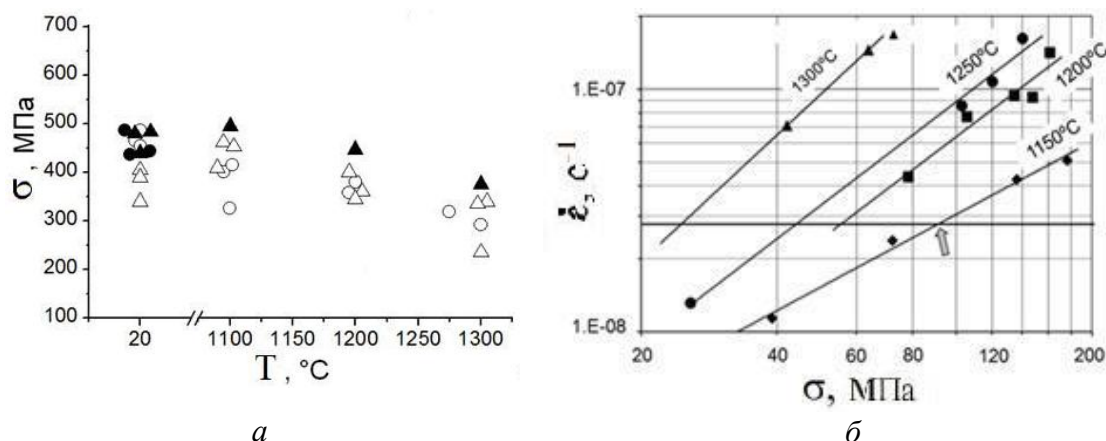


Рис. 1. Зависимости: (а) – прочности для композитов «1» (○, ●) и «2» (△, ▲) от температуры испытаний при $P \perp (ab)$ (○ и △) и $P \parallel (ab)$ (● и ▲); (б) – скорости ползучести от напряжения при $P \perp (ab)$ для композита «3» при температурах в интервале 1150–1300°C, горизонтальная линия проведена на уровне скорости деформации ползучести, обеспечивающей 1% деформации за 100 часов

Испытания проведены на трехточечный изгиб с приложением нагрузки P перпендикулярно и параллельно слоям структуры (ab): на прочность и ползучесть – см. рис. 1). В результате испытаний на трещиностойкость получены величины до 15.6 МПа·м^{1/2} при комнатной температуре.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 20-03-00296).

АВТОМАТИЧЕСКАЯ РЕГИСТРАЦИЯ ВОЗНИКНОВЕНИЯ И РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТРЕЩИН В ТОКОПРОВОДЯЩИХ МАТЕРИАЛАХ

Кийко В.М.¹, Хвостунков К.А.², Федотов К.А.², Абашкин С.А.¹

¹Институт физики твердого тела РАН,
г. Черноголовка, Московская область, Россия,

kiiko@issp.ac.ru

²Московский государственный университет, г. Москва, Россия,
khvostunkov@gmail.com

Работа нацелена на расчетно-автоматическую регистрацию положения трещины в токопроводящих материалах. Основа работы – в установлении взаимно-однозначного соответствия положения трещины и геометрии распределения эквипотенциальных линий в образце при пропускании через него электрического тока. Геометрия не зависит от электрического сопротивления материала и величины тока, пропускаемого через него. Методика не нуждается в предварительной тарировке положения трещины, она обеспечивается расчетами, выполняемыми на базе аналитических решений посредством конформных отображений. На рис. 1 приведен один из примеров соответствия измерений, рис. 1а, и решений, рис. 1б.

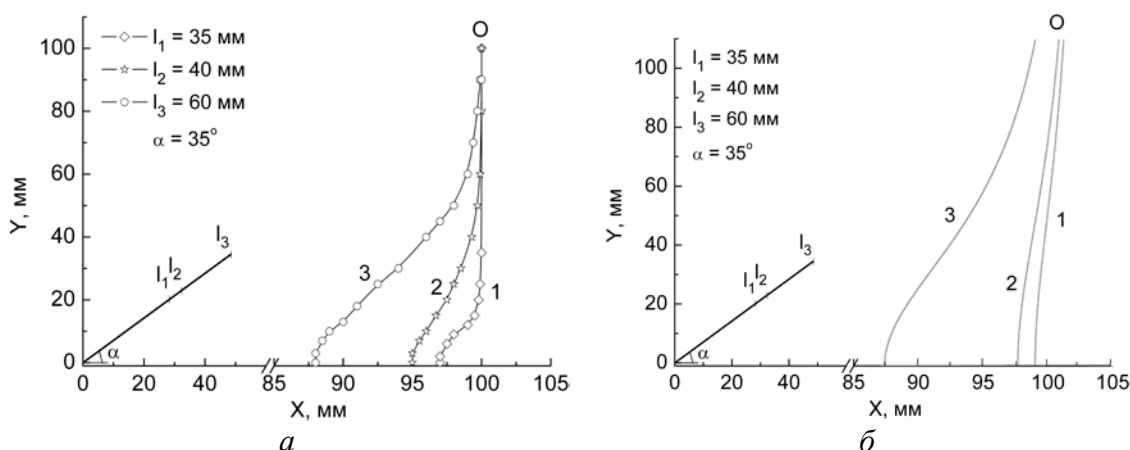


Рис. 1. а – экспериментально полученные эквипотенциальные линии, проходящие через точку О (100, 100), при различных длинах l наклонной трещины в образце из листового терморасщепленного графита шириной 100 мм по вертикали; б – расчетные линии, $O(100, \infty)$

Ранее были получены результаты для трещин при $\alpha = 90^\circ$. Экспериментальное моделирование выполнялось на листовых терморасщепленном графите и алюминии. Кроме того, было изготовлено лабораторное автоматическое электромеханическое устройство для определения длины трещины, и проведены испытания образцов с усталостной трещиной при $\alpha = 90^\circ$ на листовом сплаве Д16 [1].

1. Кийко В.М., Хвостунков К.А., Оджаев Р.К., Пиженин Д.Г., Абашкин С.А. Автоматическая регистрация длины распространяющейся трещины в токопроводящих материалах. Актуальные проблемы прочности. Под ред. В.В. Рубаника – Молодечно: типография «Победа», 2020. 410 с.

ШЕРОХОВАТОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ И ПРОЧНОСТЬ ВОЛОКОН САПФИРА

Кийко В. М., Курлов В. Н., Стрюков Д. О.

Институт физики твердого тела РАН,
г. Черноголовка, Московская обл., Россия,
kiiko@issp.ac.ru

Известна высокая прочность монокристаллических волокон сапфира, полученных методом Степанова. Модификация метода позволяет уменьшить шероховатость поверхности волокна (рис. 1а–г) при его выращивании. Исследовано влияние шероховатости поверхности волокна на его прочность.

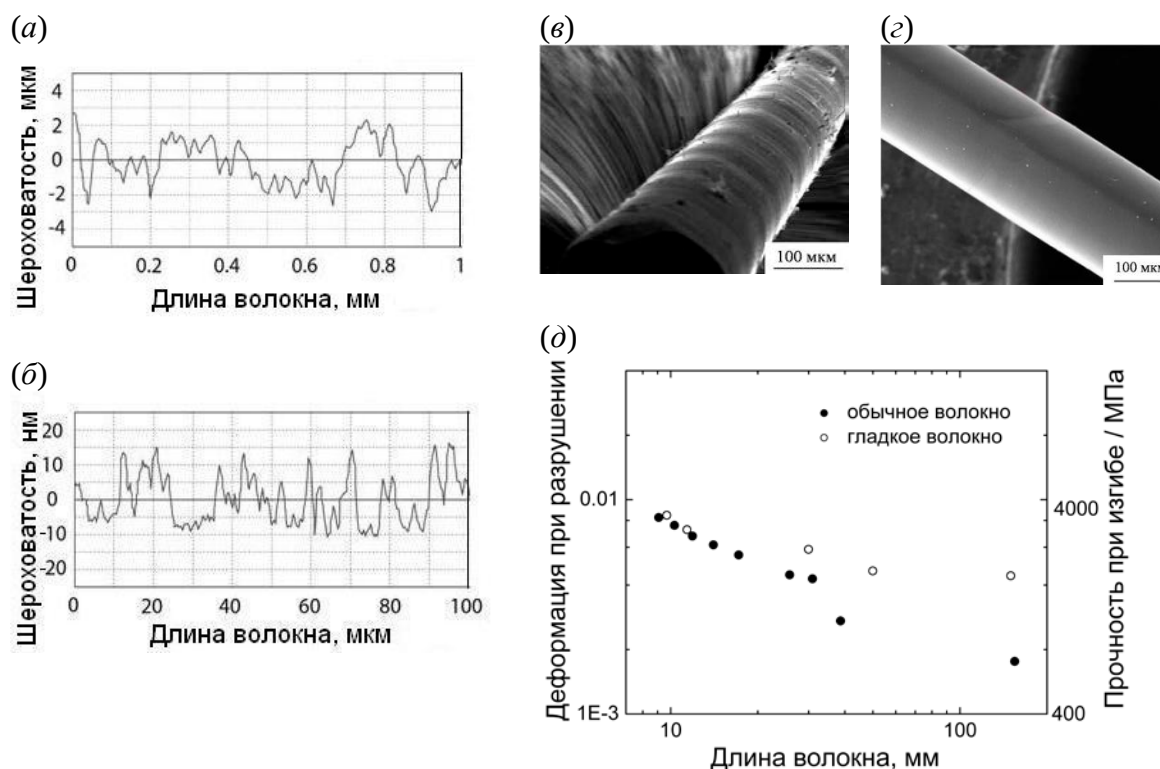


Рис. 1. Шероховатость по длине участков волокон: обычного волокна (а, в) и гладкого волокна (б, г). Зависимость деформации при разрушении и прочности волокон от их длины (д)

На рис. 1а и рис. 1б показаны двумерные профили поверхностей (шероховатости) волокон. Получение гладких волокон проведено по методике, разработанной и запатентованной авторами. Результаты испытаний волокон на прочность по методике, также разработанной авторами, показаны на рис. 1д.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 19-12-00402 и Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 20-03-00296). Кроме того, авторы выражают благодарность Пиженину Д.Г. за помощь в экспериментальной работе.

ОЦЕНКИ ПОЛЗУЧЕСТИ ВОЛОКОН Al_2O_3 И $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ В МАТРИЦЕ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

Кийко В.М., Коржов В. П., Стрюков Д.О., Курлов В.Н.

Институт физики твердого тела РАН,
г. Черноголовка, Московская обл., Россия,
kiiko@issp.ac.ru

В работе проведена сравнительная оценка ползучести монокристаллических волокон сапфира и волокон эвтектического состава сапфир-алюмоиттриевый гранат, полученных методом Степанова, в матрице, состоящей из раствора алюминия в титане и интерметаллидов алюминий-титан. Однонаправленно армированная волокнами структура с матрицей на основе титана формировалась при температуре 1500 °С под давлением $p = 14$ МПа в течение $\tau = 0.5$ ч.

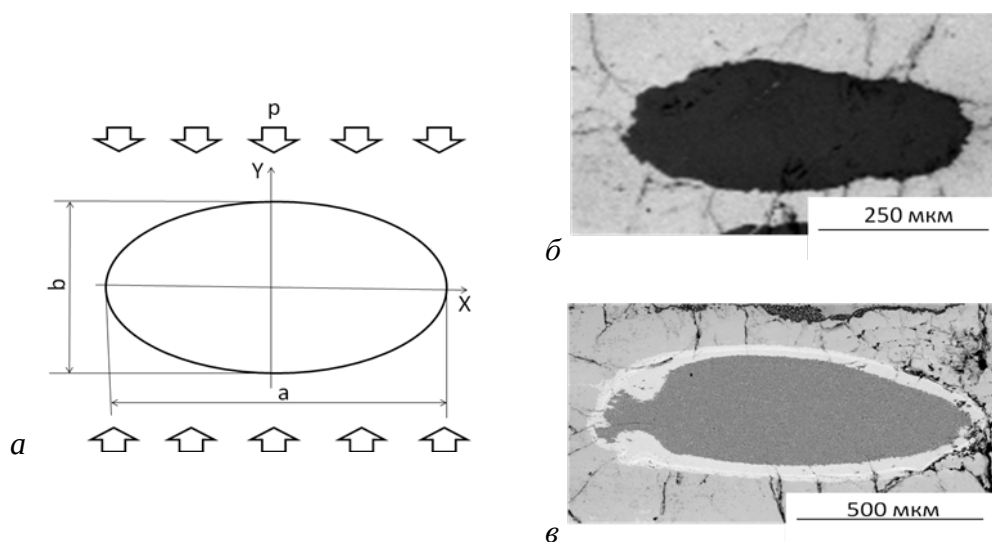


Рис. 1. Схема приложения нагрузки к композитной структуре с волокном в поперечном сечении (а), поперечные сечения (шлифы) сапфирового (б) и эвтектического волокна (в) после горячего прессования

Изначально круглые в поперечном сечении волокна диаметром d в результате ползучести принимали форму, близкую к эллиптической, рис. 1. Принималось, что площади круговых поперечных сечений и эллиптических равны для каждого волокна: $S_{\text{круга}} = \pi d^2 / 4 = S_{\text{эллипса}} = \pi ab / 4$. Деформации ползучести ε_x , ε_y в направлениях X и Y определялась соответственно: $\varepsilon_x = (a - d) / d$, $\varepsilon_y = (b - d) / d$ или $\varepsilon_x = \sqrt{a/b} - 1$, $\varepsilon_y = \sqrt{b/a} - 1$. А скорости деформации ξ_x , ξ_y ползучести соответственно: $\xi_x = \varepsilon_x / \tau$, $\xi_y = \varepsilon_y / \tau$.

Для сапфира $\xi_x = 3.3 \cdot 10^{-4}$ 1/с, и $\xi_y = -2.0 \cdot 10^{-4}$ 1/с, а для эвтектических волокон $\xi_x = 3.7 \cdot 10^{-4}$ 1/с, и $\xi_y = -2.2 \cdot 10^{-4}$ 1/с.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 20-03-00296).

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ FeCo-V МЕТОДОМ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА

Мурадинова Л.Ф.¹, Глезер А.М.^{1,2}, Дьяконов Д.Л.²,
Томчук А.А.²

¹ *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Москва, Россия,*

Lyaysan42@gmail.com

² *Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии
им. И.П. Бардина, Москва, Россия,*

a.glezer@mail.ru

Магнитно-мягкие сплавы системы FeCo обладают очень высоким значением намагниченности насыщения при комнатной температуре. Однако так же эти сплавы обладают высокой склонностью к хрупкому разрушению. Для повышения пластичности сплав FeCo легируют, как правило, ванадием. Это благоприятно сказывается на пластичности, но приводит к некоторому снижению высоких магнитных характеристик. Для решения данной проблемы предлагается использовать деформацию кручением под высоким давлением, так как в последнее время было обнаружено, что оно способно влиять, в том числе на фазовый состав материалов.

В данной работе представлены закономерности изменения физико-механических и магнитных свойств в магнитно-мягких тройных сплавах $(\text{FeCo})_{100-x}\text{V}_x$ ($x = 0 - 6.0$) после деформации кручением под высоким давлением. Так же показано влияние деформации на фазовый состав сплавов.

С помощью рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии и магнитометрии были изучены образцы с разным количеством оборотов в камере Бриджмена ($N = 0; 0.5; 1; 2; 3; 4$). Было показано, что деформация влияет на параметр решетки и внутренние напряжения. При увеличении степени деформации параметр решетки уменьшается, внутренние напряжения увеличиваются на ранних стадиях и выходят на насыщение на поздних. Так же внутренние напряжения коррелируют с физическими свойствами. В следствии мы можем наблюдать ту же закономерность в случае твердости.

Установлено закономерное увеличение γ -фазы с увеличением содержания V. Так же показано, что пластическая деформация приводит к подавлению образования избыточной γ -фазы в сплавах, содержащих 3.0–6.0 %V. Сделано заключение, что обнаруженный эффект, является следствием протекания мартенситного превращения $\gamma \rightarrow \alpha$, обусловленного деформацией, по аналогии с ТРИП-эффектом.

Эффект подавления образования γ -фазы под воздействием мегапластической деформации наглядно подтверждается характером изменения удельной намагниченности насыщения σ . Поскольку γ -фаза имеет парамагнитную природу, ее исчезновение в сплавах с (3.0-6.0) % V приводит к заметному росту значения σ и, как следствие, к повышению эффективности их применения в качестве высокопрочных магнитно-мягких материалов с высокой магнитной индукцией.

ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕНИ ХРАНЕНИЯ НА АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА Fe–Mn–Si ПОСЛЕ ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

Арутюнян А.Р., Волков А.Е., Евард М.Е., Остропико Е.С., Черняева Е.В.

*Санкт-Петербургский государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия,
[lena@smel.math.spbu.ru](mailto:lana@smel.math.spbu.ru)*

В работе [1] было изучено влияние циклических нагрузок на параметры акустической эмиссии (АЭ) при индентировании образцов высокопрочной стали на основе FeMnSi, содержащей 18% Mn, 2% Si, 2%V, 0,4% С (массовые проценты). Были исследованы образцы в состоянии поставки (закалка от 1150°C + отжиг в течение 12 часов при температуре 650°C) и после дополнительного отжига (3 часа при температуре 720°C). Циклические испытания выполняли на усталостной сервогидравлической испытательной машине Si-Plan SH-B путем нагружения образцов от нулевого до заданного максимального значения напряжения $\sigma_{\max} = 500\text{--}1000$ МПа с частотой $f = 30\text{--}50$ Гц.

Сигналы АЭ регистрировали при помощи широкополосных датчиков АЭ MSAE-L2 с усилителем MSAE-FA010 с общим усилением 80 дБ. Для всех сигналов анализировали кривые энергетических спектров (спектральной плотности мощности) и вычисляли усредненные значения энергии и медианной частоты.

Разрушение при циклических испытаниях происходило практически без образования шейки, поэтому при уколах вдоль рабочей части явных изменений спектральных характеристик АЭ, связанных с деформацией металла в области разрушения, не наблюдалось. Не было отмечено также существенных различий в энергетических спектрах сигналов и между отождествленными и не отождествленными образцами.

Однако было обнаружено, что циклические нагрузки увеличивают количество сигналов АЭ, генерируемых при уколах индентором, снижают их энергию и медианную частоту по сравнению с исходным состоянием материала. Наиболее существенное влияние на АЭ оказывают режимы нагружения при $\sigma_{\max} > 700$ МПа, тогда как при индентировании образцов после режимов нагружения при меньших $\sigma_{\max}$ была характерна АЭ с большим разбросом параметров, похожая для всех изученных режимов.

Было высказано предположение, что изменения в параметрах АЭ при больших циклических воздействиях могут быть связаны с образованием областей нерелаксированных напряжений в материале. И в этом случае длительное хранение образцов должно оказывать влияние на количество, и, возможно, на энергию генерируемых при уколах сигналов. Для проверки этого предположения на тех же образцах были выполнены повторные серии уколов, спустя 2 года после испытаний, проведенных сразу после циклических воздействий на материал. Между испытаниями все образцы хранились при комнатной температуре. Результаты испытаний приведены на рис. 1 для образцов в состоянии поставки после циклических нагрузок при $\sigma_{\max} = 600$ и 800 МПа и на рис.2 для отождествленных образцов после циклических нагрузок при $\sigma_{\max} = 700$ и 800 МПа.

На всех рисунках L – расстояние от внешнего края лопатки (длина лопатки составляет 20 мм) образца до места укола индентором. Сплошные линии относятся к АЭ испытаниям сразу после циклических воздействий, штриховые – к испытаниям после двухлетнего хранения образцов при комнатной температуре.

Из рисунков видно, что при $L > 25$ мм (т.е. в области рабочей части образца от лопатки до места разрушения) наблюдается некоторое снижение количества сигналов АЭ, особенно заметное для отожженных образцов (рис. 2а), тогда как значения энергий и медианных частот находятся в зоне разброса параметров. Аналогичные результаты ранее были получены для стали 20 [2].

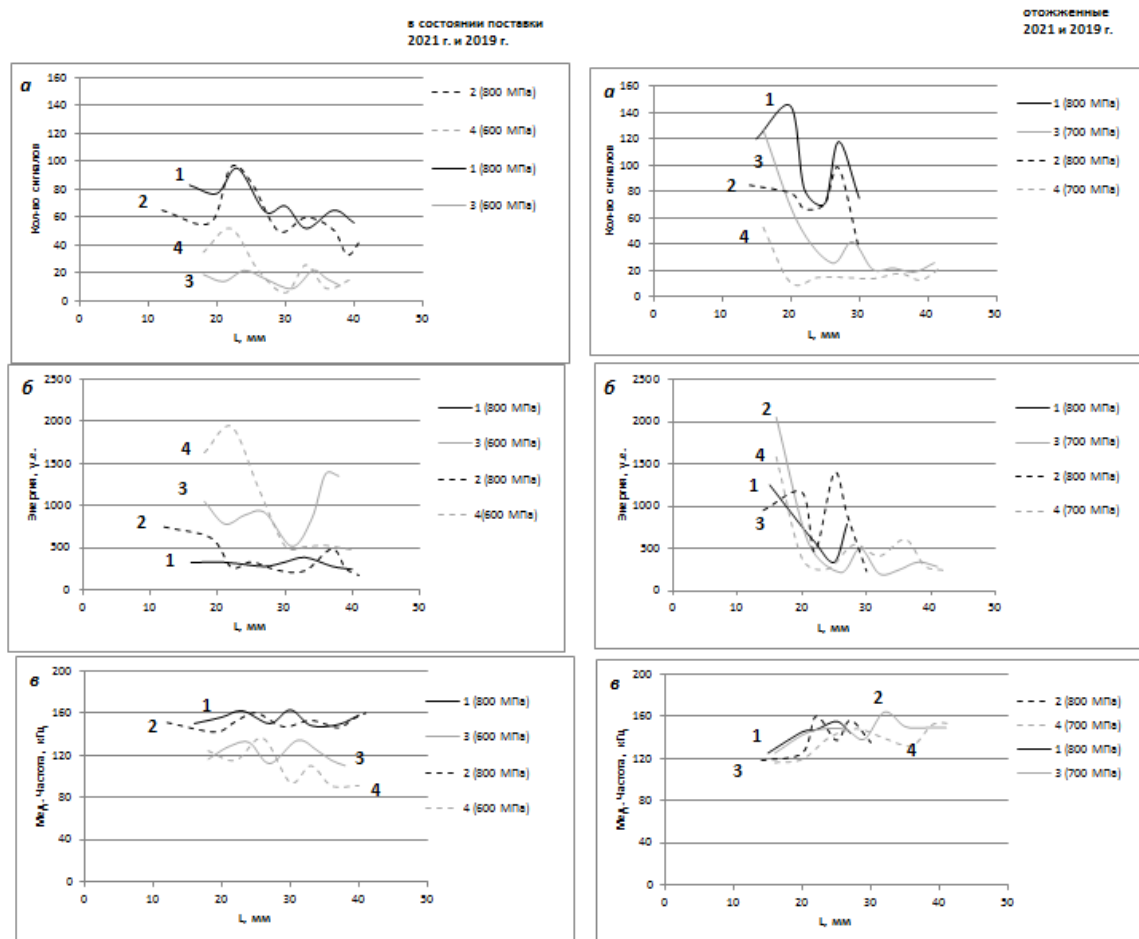


Рис.1. Количество сигналов АЭ (а), энергия (б) и медианная частота (в) при уколах вдоль рабочей части образцов в состоянии поставки после циклических нагрузок при $\sigma_{\max} = 800$ и 600 МПа сразу после механических испытаний (сплошные линии) (1, 3) и спустя 2 года (штриховые линии) (2, 4)

Рис.2. Количество сигналов АЭ (а), энергия (б) и медианная частота (в) при уколах вдоль рабочей части отожженных образцов после циклических нагрузок при $\sigma_{\max} = 800$ и 700 МПа сразу после механических испытаний (сплошные линии) (1, 3) и спустя 2 года (штриховые линии) (2, 4)

Таким образом, после циклических нагрузок стали FeMnSi получается достаточно стабильное состояние металла, мало зависящее от времени хранения.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант 19-01-00685.

1. Арутюнян А.Р., Волков А.Е., Евард М.Е., Остропико Е.С., Сагарадзе В.В., Черняева Е.В. АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА Fe–Mn–Si ПОСЛЕ ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ//Физическое материаловедение: IX Междунар. школа с элементами научной школы для молодежи; Актуальные проблемы прочности: LXI Междунар. конф. (Тольятти, 9-13 сентября 2019 г.): сб. материалов. – Изд-во ТГУ, 2019. - с.175-176

2. Черняева Е.В., Мерсон Д.Л. Влияние времени «вылеживания» образцов из стали 20, подвергнутых усталостным испытаниям, на параметры акустической эмиссии при индентировании /Матер. 51-й междунар. конф. «Актуальные проблемы прочности» (16-20 мая 2011 г., Харьков), Харьков, 2011 – с. 245

ТЕПЛОВОЕ ДВИЖЕНИЕ ЦЕПОЧКИ НАНОВКЛЮЧЕНИЙ ЖИДКОГО СВИНЦА ВДОЛЬ ЗАКРЕПЛЕННОЙ ДИСЛОКАЦИИ В АЛЮМИНИИ

Прокофьев С. И.

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

Ранее было показано с помощью in-situ ПЭМ наблюдений, что линейное натяжение закрепленного на концах дислокационного сегмента в алюминиевой матрице приводит к взаимодействию нановключений жидкого свинца друг с другом и с закрепленными концами сегмента [1-4] Это приводит к тому, что тепловое движение нановключений проявляется в виде хаотических осцилляций вблизи линии дислокации, которые можно рассматривать как их тепловое движение в потенциальной яме [1-5]. Так как осцилляции каждого включения приводят к осцилляциям связанных с ним краев потенциальных ям, то это вносит вклад в осцилляции находящихся в них соседних нановключений. Таким образом, нановключения на одной дислокации можно рассматривать как связанные хаотические осцилляторы. Это позволяет ожидать их коллективное пространственно-коррелированное движение, которое было обнаружено в работе [4]. Кроме того, можно ожидать появления временных корреляций осцилляций нановключений и возникновения общих колебательных мод.

В данной работе с помощью in-situ ПЭМ изучалось тепловое движение цепочки 12 нановключений жидкого свинца на закрепленной дислокации в алюминиевой матрице при 442°C. С помощью анализа траекторий их теплового движения вдоль дислокации было показано, что коллективное взаимодействие нановключений приводит к их коллективным пространственно коррелированным тепловым осцилляциям. С помощью коррелограмм было показано существование временных корреляций теплового движения нановключений. Кроме того, с помощью анализа частотных спектров временных зависимостей осцилляций нановключений вдоль линии дислокации, полученных с помощью быстрого преобразования Фурье, были получены указания на синхронизацию хаотических осцилляций всех включений на дислокации.

Данная работа сделана в рамках Госзадания ИФТТ РАН.

1. Prokofjev S., Zhilin V., Johnson E., Levinsen M.T., Dahmen U., Def. Diff. Forum 237-240, 1072 (2005).
2. Johnson E., Prokofjev S., Zhilin V., Dahmen U., Z. Metallk. 96, 1171 (2005).
3. Prokofjev S.I., Johnson E., Zhilin V.M., Dahmen U., Adv. Sci. Technol. 46, 98 (2006).
4. Prokofjev S.I., Johnson E., J. Phys. Commun. 1, № 5, 055001 (2017).
5. Prokofjev S. I., Zhilin V. M., Johnson E., Dahmen U., Def. Diff. Forum 264, 55 (2007).

СПОСОБ ИЗМЕРЕНИЯ ИЗНОСА В УЗЛАХ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ С ПРИМЕНЕНИЕМ КЛАСТЕРНОГО АНАЛИЗА СОПУТСТВУЮЩЕЙ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Растегаева И.И., Растегаев И.А., Мерсон Д.Л.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия,
RastIgAev@yandex.ru

При проектировании узлов трения скольжения, составляющих значительную часть тяжелонагруженных машин и механизмов, ресурс закладывается расчетными методами, которые основываются на применении обобщенных критериев изнашивания. Однако часто во время эксплуатации из-за кратковременного действия непредвиденных условий (перегрузка, нарушение условий смазывания или охлаждения, влияние рабочей или окружающей среды, деградация контактных и изолирующих материалов и т.д.) режим изнашивания узлов трения не соответствует расчетному, поэтому требуются on-line методы, которые непосредственно во время эксплуатации позволяют как подтвердить расчетную скорость изнашивания узлов, так и выявить, и оценить отклонение от неё. Последнее наиболее актуально для технических устройств опасных производственных объектов. В свою очередь, проблема оценки текущего технического состояния и прогнозирования ресурса машин и механизмов в основном сводится к измерению износа контактных поверхностей узлов трения. Многими авторами показано, что одним из средств измерения износа может быть метод акустической эмиссии (АЭ) и сегодня предложен ряд способов применения метода АЭ для этой цели. Однако общим их недостатком является отсутствие процедур разделения регистрируемых АЭ сигналов по природе их источника, что важно, т.к. приводит к неточным оценкам, поскольку, либо в расчет принимаются сигналы от АЭ источников, не связанных с его изнашиванием (внешние шумы, фазовые превращения и др.), либо принимается поправочный коэффициент неадекватно действующему механизму изнашивания (скорость повреждения и износа которых различна). Целью настоящей работы является повышение точности и достоверности измерения износа узлов трения скольжения за счет применения разработанного способа кластеризации АЭ сигналов на основе их спектрально-временного подобия, позволяющего распознавать основные действующие механизмы изнашивания и помехи.

Предложенный способ основан на учете влияния нескольких доминирующих механизмов изнашивания, идентифицируемых по подобию амплитудных и спектральных оценочных параметров АЭ, получаемых с применением беспороговой записи АЭ, малого скользящего окна – кадра, длина которого много меньше длительности цикла нагружения. Перед применением способа проводятся настроечные работы, целью которых является определение и выбор информативного параметра оценки АЭ, коррелирующего с износом (массовым, объемным или линейным) и определение для него тарифовочных коэффициентов для каждого типа доминирующего механизма изнашивания. Последнее достигается активацией действия доминирующих механизмов изнашивания силовой нагрузкой, нагревом, скоростью скольжения или условиями смазывания и выполняется по методике [1]. При апробации способа установлено, что для выявления сигналов от доминирующих механизмов изнашивания применимы алгоритмы кластеризации АЭ данных, исследованные в работе [2]. Эти алгоритмы с достаточной точностью позволяют получить первичные для реализации способа данные в виде: количества доминирующих механизмов из-

нашивания (количества источников АЭ); времени их действия; количества АЭ сигналов (кадров записи), приходящихся на время их действия и их характеристики в параметрах оценки АЭ.

Практическая реализация способа АЭ измерения износа узлов трения скольжения осуществляется путем мониторинга их работы (испытания) с непрерывным расчетом необходимых параметров оценки АЭ для ее кластеризации и оценки износа. Последнее проводится по выбранному при настройках работ информационному параметру путем корректировки его величины тарифовочными коэффициентами, которые применяются в зависимости от действующего в текущий момент вида доминирующего источника АЭ, что устанавливается параллельным кластерным анализом АЭ данных. Апробация способа была проведена на двух схемах лабораторных трибологических испытаний (ГОСТ 9490 и ASTM G99). Для демонстрации информативности и результатов применения способа на рисунке 1 приведен пример испытания по ASTM G99, на котором показаны кривые линейного износа стального шарового индентора (ШХ-15) при сухом трении по более твердой стали (Р6М5) полученные: измерением интегрального износа трансформаторным датчиком LVDT-типа (h_1 , мкм), методом [1] (h_2 , мкм) и предлагаемым АЭ способом (h_3 , мкм). На фоне рисунка 1 приведены результаты кластеризации АЭ данных по скорости и дисперсии изменения среднеквадратичного значения АЭ (RMS) [2], где сигналы: ○-типа соответствуют преимущественно абразивному износу; ▲-типа – адгезионному схватыванию в отдельных точках, а ■-типа пластическому оттеснению с наволакиванием материала (см. фотографии, полученные в исследованиях методом [1]). Сопоставление оценок износа в ключевых точках испытаний различными способами показало: степень подобия формы кривых изнашивания (квадрат корреляции Пирсона) $r^2 \approx 64 \pm 29\%$ между h_1 и h_3 , $72 \pm 24\%$ между h_1 и h_2 , $96 \pm 2\%$ между h_2 и h_3 ; расхождение определения глубины износа $\Delta h \approx 16 \pm 11\%$ между h_1 и h_3 , $15 \pm 6\%$ между h_1 и h_2 , $10 \pm 5\%$ между h_2 и h_3 . Таким образом, полученные данные свидетельствуют о работоспособности и перспективности разработанного АЭ способа, отличительной особенностью которого от известных решений является, во-первых, учет при расчете износа нескольких возможных механизмов повреждения узла трения, во-вторых, возможность on-line отслеживания скорости изнашивания узла трения.

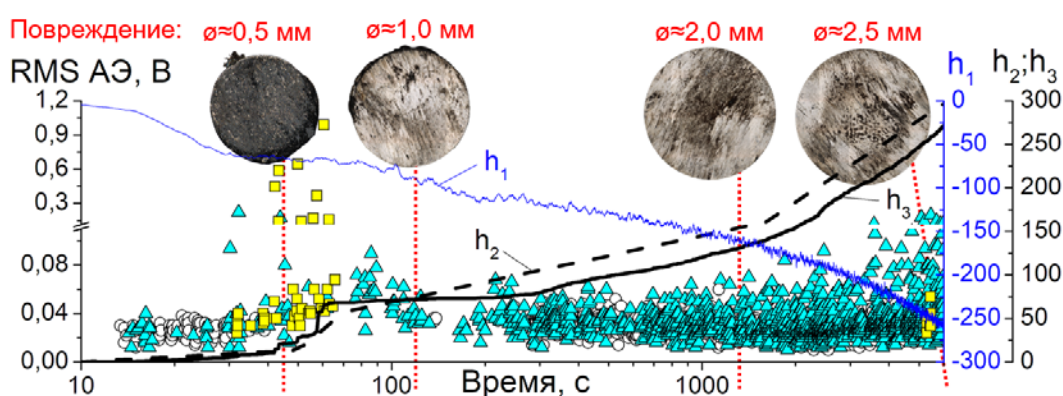


Рис. 1. Сопоставление оценок износа различными способами

1. Technique for the Determination of the Critical Points under Acoustic Emission Tribological Tests / Inorganic Materials, 2017. – 53(15). – 1506-1512.
2. A Time-Frequency based Approach for AE Assessment of Sliding Wear / Lubricants, 2020. – 8(5). – 52.

ПРИМЕНЕНИЕ ИНТЕГРАЛЬНОГО МЕТОДА СВОБОДНЫХ КОЛЕБАНИЙ ДЛЯ КОНТРОЛЯ СПЛАВЛЕНИЯ БАББИТОВОГО СЛОЯ С ОСНОВОЙ ПОДШИПНИКОВ СКОЛЬЖЕНИЯ ПРОМЫШЛЕННОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Растегаева И.И.¹, Чугунов А.В.², Растегаев И.А.¹, Мерсон Д.Л.¹

¹ *Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия*

² *Литейный завод ООО «СКЕТЕКС-АВТО», г. Тольятти, Россия,*

RastIgAev@yandex.ru

Одним из основных оцениваемых при производстве подшипников скольжения показателей является качество соединения (сплавления) антифрикционного слоя с основой [1, 2 и др.], что сегодня на 100% контролируется с помощью ультразвукового (УЗ) метода [1-3 и др.]. УЗ метод при всех своих преимуществах имеет существенный недостаток в виде необходимости полного сканирования рабочей поверхности обеих частей (полуколец) подшипников или вкладышей. Последнее при серийном производстве и/или больших габаритах подшипников требует существенных временных затрат. Одним из возможных путей сокращения объема УЗ контроля является предварительное применение интегрального метода свободных колебаний (ИМСК) [2], который заключается в ударе легким молотком по подвешенному или опертому на подставке подшипнику. Положительный эффект достигается тем, что УЗ контролю подвергаются только те подшипники, которые не имеют звуковых акустических признаков несплавления антифрикционного слоя с основой. ИМСК не требует сканирования, прост в реализации и имеет высокую производительность, но проблема его применения состоит в том, что до сих пор распознавание звуковых акустических признаков дефекта выполняется оператором на слух, что не позволяет выявить несплавления (отслоения) малых и средних площадей. Учитывая, что показатели качества достаточно жесткие (обычно допускается несплавление протяженностью не более 20-30% периметра сопряжения слоя с основой или 30% рабочей (опорной) поверхности подшипника), требуется разработка новых подходов, направленных на повышение результативности применения ИМСК, что и являлось целью настоящей работы.

Поставленная цель достигалась воздействием на объект контроля источником калиброванного акустического импульса с последующим спектрально-временным анализом звуковых сигналов-откликов. Известно, что только начальная амплитуда свободных колебаний определяется возмущающей силой, остальные же характеристики (частота колебаний, добротность, коэффициент затухания, время затухания и т.д.) целиком зависят от диссипативных свойств самой системы – в данном случае площадью несплавления слоя с основой. Поэтому калиброванное воздействие введено для упрощения процедуры регистрации и анализа сигналов акустического отклика. При этом сам анализ данных построен на «классическом» подходе, при котором принято, что изделие, не имеющее дефекта, является колебательной системой с эталонными параметрами затухания частотных составляющих, которые не будут в точности воспроизводиться в дефектных изделиях. В настоящее время создан алгоритм обработки сигналов на основе анализа их оценочных параметров во временной и спектральной областях. Апробация, оценка достоверности и доводка разработанного алгоритма проводится при выявлении и подтверждении дефекта тремя методами (рисунок 1): ИМСК; УЗ метод и визуально-измерительно после кратковременного воздействия на дефектную часть газовой горелкой (метод плавления).

При апробации предлагаемый подход ИМСК реализовался путем сбрасывания стального шарика $\varnothing 12$ мм на дефектные и бездефектные баббитовые подшипники 7 типов ($\varnothing 104 \dots \varnothing 235$ мм) с фиксированной высоты (850 мм) и цифровой регистрации звукового отклика с помощью микрофона (1...20 кГц), который подтвердил возможность выявления дефекта площадью меньше, чем выявляет оператор на слух (минимум в 1,4 раза). Установлено, что дальнейшее повышение чувствительности предлагаемого подхода реализации ИМСК затруднено из-за высокой погрешности определения использованных «стандартных» оценочных величин сигнала-отклика, обусловленного биением формы волны по причине наличия нескольких конкурирующих несущих (главных) частот, возникающих при колебании подшипников и вкладышей сложной фасонной геометрии (рис. 2). В связи с этим для дальнейшего повышения чувствительности предлагаемого подхода реализации ИМСК требуется разработка новых оценочных параметров сигналов акустического отклика, которые, во-первых, имели бы значимое отличие при малых площадях отслоения, а, во-вторых, малую погрешность их определения, по сравнению с оценочными параметрами, используемыми сегодня. Поиск оценочных параметров, удовлетворяющих обозначенным критериям, является дальнейшим предметом исследований по данному направлению.

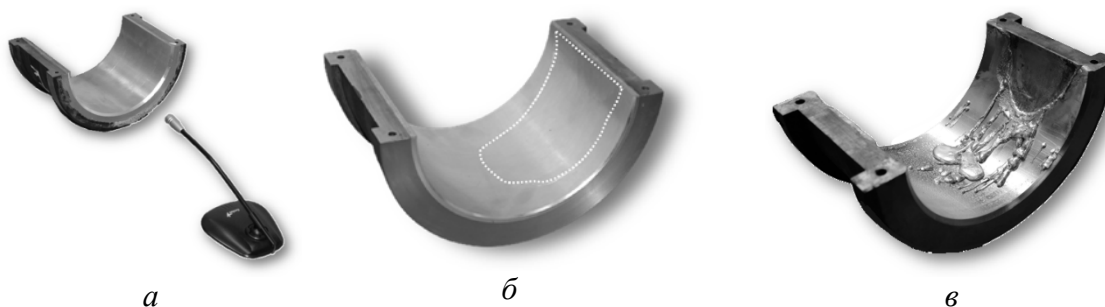


Рис. 1. Общая схема измерения ИМСК (а) подшипника с дефектом, подтвержденного УЗ методом (б) и методом плавления (в)

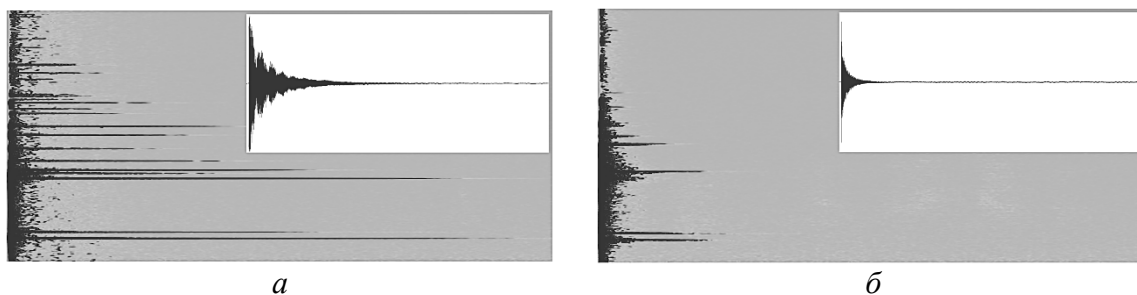


Рис. 2. Форма сигналов акустических откликов (вставки) и их спектрограммы (STFT) в одинаковых масштабах осей при воздействии на бездефектный (а) и дефектный (б) подшипник типа, показанного на рис. 1

Список литературы

1. ОСТ 31.003.5-74 / Л.: Изд-во "Транспорт", 1975.
2. РД 31.28.09-93 / СПб.: ЦНИИМФ, 1993.
3. ГОСТ Р ИСО 4386-1-94 / М.: Изд-во стандартов, 1994.

РАЗРАБОТКА ПОДХОДА ОЦЕНКИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ НЕСУЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ДИНАМИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ ПО АКУСТИКО-ЭМИССИОННЫМ ПРИЗНАКАМ

Растегаев И.А., Хрусталева А.К., Данюк А.В., Линдеров М.Л.,
Афанасьев М.А., Мерсон Д.Л.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия,

RastIgAev@yandex.ru

При эксплуатации промышленного оборудования, особенно работающего при циклических нагрузках, актуальна проблема раннего обнаружения трещин, развивающихся в корпусных и силовых элементах [1, 2]. Хорошо известно [2, 3], что зарождение и рост хрупких трещин сопровождается акустической эмиссией (АЭ) в виде импульсных сигналов, которые детектируются с высокой стабильностью и точностью. Сигналы АЭ, генерируемые при росте трещины в вязкой конструкционной стали, имеют преимущественно непрерывный вид и низкий уровень амплитуды [3, 4], что вызывает трудность их детектирования. Поэтому при мониторинге методом АЭ промышленного оборудования практически невозможно выявить трещину на ранних стадиях (докритического размера). Целью исследования является разработка подходов по оценке поврежденности циклически нагруженного материала промышленного оборудования и определению момента его перехода в критическое состояние путем анализа низкоамплитудной непрерывной АЭ, сопровождающей разрушение большинства вязких материалов. При этом под критическим состоянием понимается такая его поврежденность по механизму трещинообразования, при которой материал еще сохраняет работоспособность, но уже находится на пределе своих прочностных свойств, т.е. велика вероятность развития магистральной трещины.

В работе проведено исследование АЭ, сопровождающей усталостное разрушение образцов сталей 09Г2С, Ст3 и 20Л с применением двух испытательных схем. Первая (стали 09Г2С, Ст3) представляла собой схему осевого растяжения плоских образцов (типа IV ГОСТ 25.502) со сварным соединением С25 ГОСТ 5264 по середине, в зоне термического влияния (ЗТВ) которого выполнялся конусный надрез (типа VI ГОСТ 25.502). Вторая (сталь 20Л) – схему испытаний на внецентренное растяжение компактных образцов с краевым надрезом (типа 3 ГОСТ 25.506 или СТ ASTM E647). Испытания проводили при комнатной температуре по ASTM E647 на сервогидравлической машине Instron 8802 (Англия-США) в режиме контроля приложенной растягивающей силы, изменяющейся по синусоидальному закону с частотой 10 Гц и коэффициентом асимметрии цикла $R = 0,1$. Акустическая эмиссия (АЭ) с образцов записывалась и оцифровывалась АЭ системой, созданной на базе платы PAC-PCI2 (США). АЭ с образцов в первой схеме испытаний (стали 09Г2С и Ст3) регистрировалась широкополосным пьезоэлектрическим преобразователем MSAE-1300WBC (г. Саров) с предварительным усилителем MSAE-FA010 (г. Саров). Во второй схеме испытаний (сталь 20Л) – полосовым пьезоэлектрическим преобразователем П111-(0,05-0,8) (г. Ростов-на-Дону) с предварительным усилителем PAC-2/4/6 (США).

Анализ полученных экспериментальных данных показал, что общий уровень АЭ (суммарная энергия АЭ за цикл нагружения) возрастает по мере приближения к разрушению. При этом по мере роста трещины на АЭ записи каждого цикла нагружения с некоторого момента начинают выделяться два АЭ максимума, которые на временной развертке симметрично отстоят от точки приложения максимального

усилия на некотором расстоянии. В работах [3, 5] показано, что данному временно-положению соответствуют АЭ от трения берегов трещины. Учитывая, что временное положение максимумов АЭ прогнозируемо (по данным [3, 5] и др. работ), трение берегов трещины происходит на каждом цикле нагружения и два раза (при раскрытии на прямом ходе и закрытии на обратном), то, следовательно, высока вероятность ее обнаружения по АЭ сигналам от трения берегов. Однако данные сигналы на ранней стадии развития трещины всего на 3...4 дБ превышают фоновый уровень изменения АЭ, и поэтому их обнаружение амплитудной дискриминацией затруднено (как с применением фиксированного, так и плавающего порога), т.к. сопровождается постоянным ложным срабатыванием детектора. В связи с этим, АЭ данного вида предлагается выявлять по признакам ее спектрально-временного подобия в два этапа. На первом этапе выявление сигналов от трения берегов трещины проводится посредством кластерного анализа путем оценки подобия амплитудных и спектральных оценочных параметров АЭ, получаемых с применением малого скользящего окна (длина окна много меньше длительности цикла нагружения) применительно к беспороговой записи АЭ. На втором этапе проводится подтверждение факта наличия трещины путем оценки подобия изменения АЭ за цикл нагружения (т.е. длина окна анализа АЭ равна длительности цикла нагружения). В работе установлено, что на первом этапе могут быть использованы алгоритмы, предложенные и апробированные в работе [6], на втором – способ [7]. Апробация на двух схемах лабораторных испытаний трех вязких материалов подтвердила работоспособность предлагаемого иерархического подхода, поэтому на его базе был создан алгоритм оценки перехода циклически нагруженных вязких материала в критическое состояние по непрерывной АЭ, который сегодня проходит апробацию при оценке поврежденности материала элементов промышленного оборудования, работающего в условиях циклического приложения нагрузок.

Список литературы

1. ПБ 03-593-03. Правила организации и проведения акустико-эмиссионного контроля сосудов, аппаратов, котлов и технологических трубопроводов / М.: ПИО ОБТ, 2003.
2. Иванов В.И., Власов И.Э. Книга 1. Метод акустической эмиссии. В книге: Неразрушающий контроль: Справочник. Т 7 т. Под общ. ред. В.В. Клюева / М.: Машиностроение, 2005 – 829 с.
3. Дробот Ю.Б., Лазарев А.М. Неразрушающий контроль усталостных трещин акустико-эмиссионным методом / М.: Изд-во стандартов, 1987 – 128 с.
4. Грешников В.А., Дробот Ю.В. Акустическая эмиссия. Применение для испытаний материалов и изделий. – М.: Изд-во стандартов, 1976. – 272 с.
5. Дробот, Ю.Б. Некоторые особенности сигналов акустической эмиссии от трения берегов трещин / Ю.Б. Дробот, А.М. Лазарев // Дефектоскопия. –1981. – 9. – С. 6-10.
6. A Time-Frequency based Approach for AE Assessment of Sliding Wear / I.A. Rastegaev, D.L. Merson, I.I. Rastegaeva, A.Yu. Vinogradov // Lubricants. – 2020. – 8(5). – 52.
7. Способ акустико-эмиссионной диагностики динамического промышленного оборудования / И.А. Растегаев, А.В. Данюк, Э.А. Аглетдинов, Д.Л. Мерсон, А.Ю.Виноградов. Патент RU 2684709 от 19.03.2018г.

МЕХАНИЗМ ТЕРМОУПРУГОГО МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ С СЕМИСЛОЙНОЙ СТРУКТУРОЙ МАРТЕНСИТА

Гундырев В. М., Зельдович В. И.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
zeldovich@imp.uran.ru*

Во многих сплавах с термоупругим мартенситным превращением мартенсит имеет многослойную модулированную кристаллическую структуру. В известных ферромагнитных сплавах Гейслера типа Ni_2MnGa при температурах мартенситного превращения $>270^\circ\text{C}$ образуется семислойный мартенсит [1]. В кристаллической структуре семислойного мартенсита пять слоев плоскостей (001) кристаллической решетки (матрицы) чередуются с двумя слоями, находящимися в двойниковом положении. При кристаллографическом анализе мартенситного превращения в таких сплавах обычно использовались параметры элементарной ячейки семислойной модулированной структуры. Однако правильнее в качестве элементарной ячейки использовать ячейку решетки матрицы мартенсита, прообразом которой является тетрагональная ячейка кристаллической решетки $L2_1$ исходной фазы (аустенита). В настоящей работе выполнен кристаллографический анализ мартенситного превращения, в котором в качестве параметров решетки мартенсита были взяты параметры решетки матрицы мартенсита. Целью анализа являлось нахождение реальных механизмов мартенситного превращения в сплавах с семислойной структурой мартенсита $\text{Ni}_{51}\text{Mn}_{24}\text{Ga}_{25}$ и $\text{Ni}_{63}\text{Al}_{37}$.

Вначале, исходя из имеющихся экспериментальных данных о средней кристаллической структуре 14М-мартенсита сплавов $\text{Ni}_{51}\text{Mn}_{24}\text{Ga}_{25}$ и $\text{Ni}_{63}\text{Al}_{37}$, были рассчитаны параметры решетки матрицы мартенсита. Затем, на основе полученных параметров был выполнен расчет кристаллографических характеристик мартенситного превращения. Были рассчитаны деформация решетки, деформация при инвариантной решетке, деформация формы, инвариантная плоскость, ориентационные соотношения, величина и направление сдвига, а также углы релаксационного поворота мартенситного кристалла. Углы поворота получились равными 0.19° в сплаве $\text{Ni}_{51}\text{Mn}_{24}\text{Ga}_{25}$ и 0.28° в сплаве $\text{Ni}_{63}\text{Al}_{37}$ [2]. Для сравнения, в расчете на основе средних параметров решетки модулированного мартенсита углы поворота получились 2.86° и 3.38° , соответственно [2]. Малые значения углов поворота соответствуют реальному механизму мартенситного превращения.

Механизм мартенситного превращения в исследованных сплавах состоит из деформации решетки аустенита путем сдвига по плоскости (112) в направлении $[-1-11]$ в исходной $L2_1$ -фазе, растяжения в направлении нормали к плоскости сдвига, растяжения в направлении сдвига и сжатия в поперечном направлении. Деформация мартенсита при инвариантной решетке происходит в основном путем образования двухслойных двойников, создающих семислойную модуляцию кристаллической структуры в этих сплавах.

Работа выполнена в рамках государственного задания по темам «Структура» № АААА-А18-118020190116-6 и «Давление» № АААА-А18-118020190104-3.

1. Васильев А.Н., Бучельников В.Д., Такаги Т., Ховайло В.В., Эстрин Э.И. Ферромагнетики с памятью формы // УФН. 2003. Т.173, №6. С.577–608.
2. Гундырев В.М., Зельдович В.И. // ФММ. 2021, в печати.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ОСОБЕННОСТЕЙ СТАТИЧЕСКОГО И ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ СТАЛЕЙ С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ АТОМОВ ВНЕДРЕНИЯ

Астафуров С.В., Астафурова Е.Г., Майер Г.Г., Мельников Е.В.,
Москвина В.А., Панченко М.Ю., Реунова К.А., Тумбусова И.А.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики
прочности и материаловедения СО РАН,
Томск, Россия,
svastafurov@gmail.com*

В работе исследовано влияние температуры деформации на механические свойства и закономерности статического и динамического деформационного старения для двух ванадийсодержащих аустенитных сталей с высоким содержанием примесей внедрения (азота и углерода, C+N) следующего химического состава: Fe–22Cr–26Mn–1,3V–0,2Ni–0,7C–1,2N (масс. %, C+N = 1,9 %) и Fe–19Cr–22Mn–1,6V–0,4C–0,8N (масс. %, C+N = 1,2 %). Из исходных (горячекатаных после литья) заготовок вырезали плоские образцы для проведения механических испытаний и подвергали их часовому отжигу при температуре 1200°C с закалкой в воду.

Механические испытания на одноосное растяжения проводили в интервале температур от –60°C до 60°C с начальной скоростью деформации $1 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Выбор данного температурного интервала обусловлен температурами эксплуатации машин и механизмов в различных климатических условиях. Результаты исследований показали, что изменение температуры в указанном интервале практически не влияет на характер кривых течения и коэффициент деформационного упрочнения обеих сталей. Снижение температуры механических испытаний от 60 до –60°C приводит к существенному увеличению предела текучести сталей от 610 до 820 МПа для стали C+N = 1,2 и от 710 до 1010 МПа для стали C+N = 1,9 от 735 до 1020 МПа, но не вызывает принципиального снижения удлинения до разрушения. Таким образом, образцы сталей демонстрируют сильную температурную зависимость предела текучести, типичную для аустенитных сталей с твердорастворным упрочнением азотом или углеродом. Независимо от температуры одноосного растяжения пластическое течение в обеих сталях на ранних степенях деформации обусловлено скольжением дислокаций, механическое двойникование выступает дополнительным механизмом упрочнения. Понижение температуры растяжения влияет на характер дислокационной структуры – планарность дислокационной структуры становится более выраженной и усиливается активность механического двойникования. Несмотря на усиление планарности сдвига и вклада от двойникования, основной микромеханизм излома обеих сталей (вязкий транскристаллитный) не изменяется с понижением температуры испытания. Таким образом, для рассмотренных условий деформирования сталь не проявляет склонности хрупкому разрушению по механизму квазискола, а высокая концентрация атомов внедрения способствует формированию высоких прочностных свойств.

Испытания на статическое деформационное старение проводили путем одноосного растяжения образцов с начальной скоростью деформации $1 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ при комнатной температуре до степени пластической деформации 5% с последующей разгрузкой, выдержкой от 0 до 15 часов в интервале температур от 25°C до 300°C и последующим растяжением до разрушения. В ходе предварительной деформации в об-

разцах формировалась деформационная структура с плотностью дислокаций $(5-6) \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$. Результаты испытаний на статическое деформационное старение показали, что при повторном нагружении деформированных образцов напряжение для начала пластического течения возрастает относительно величины, при которой произвели снятие нагрузки. Так при комнатной температуре величина изменения напряжения течения за счет статического деформационного старения ($\Delta\sigma$) для обеих сталей составляет 9-10 МПа. При старении при больших температурах и времена выдержки происходит увеличение значения $\Delta\sigma$, которое выше для стали C+N=1.9 с большим содержанием примесей внедрения. Например, после 10 часов выдержки при 100°C для стали с C+N = 1,9 величина $\Delta\sigma$ составляет 54 МПа против 43 МПа для стали C+N = 1,2. Зависимости $\Delta\sigma$ от температуры для обеих сталей достигают максимума при температуре 300°C уже после 30 минут старения, после чего незначительно изменяются с увеличением продолжительности выдержки до 5 часов (50-54 МПа для стали C+N = 1,9 и 37-43 МПа для стали C+N = 1,2). Дальнейшее увеличение продолжительности выдержки до 15 часов (при температуре 300°C) приводит к незначительному снижению значений $\Delta\sigma$. Эффект статического деформационного старения обусловлен закреплением и последующим отрывом дислокаций от атмосфер из атомов внедрения и замещения, сформированных при старении. При этом величина напряжений $\Delta\sigma$, необходимых для отрыва дислокаций, определяется не только температурой и продолжительностью старения, но и концентрацией атомов внедрения и замещения (прежде всего, марганца и углерода) в исследуемых сталях.

Испытания на динамическое деформационное старение проводилось в интервале температур от 25°C до 300°C путем одноосного растяжения образцов с начальной скоростью деформации $1 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ до степени пластической деформации 2 % с последующим скачкообразным изменением скорости от 1×10^{-4} до $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ и от 1×10^{-3} до $1 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ через $\approx 1\%$ удлинения образца. Результаты исследований показали, что для обеих сталей динамическое деформационное старение проявляется в интервале температур от 200 до 300°C. При этом в стали C+N = 1.2 этот эффект более выражен. В рассматриваемом температурном интервале динамическое деформационное старение проявляется в виде «скачков» на диаграммах «напряжение-деформация», отрицательной скоростной зависимости напряжений течения и увеличения скорости деформационного упрочнения на стадии дислокационного скольжения. Выявленные для сталей с высокой концентрацией примесей внедрения эффекты динамического деформационного старения характерны для сталей, легированных марганцем и углеродом, но не характерны для высокоазотистых сталей. Проявление данных эффектов обусловлено взаимодействием атомов марганца и углерода с подвижными дислокациями при пластической деформации. Наличие в исследуемых сталях высокой концентрации азота приводит к повышению температуры проявления эффекта динамического деформационного старения, которое может проявляться в ряде Fe–Mn–C сталей с близкой концентрацией атомов углерода (например, стали Гадфильда и TWIP-сталях) при деформации вблизи комнатной температуры.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований и Администрации Томской области (проект № 18-48-700042 p_a). Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ И ТЕПЛОВОЕ РАСШИРЕНИЕ В СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ Ni–Co–Mn–In

Калетина Ю.В., Калетин А.Ю., Герасимов Е.Г., Казанцев В.А.

*Институт физики металлов им. М.Н.Михеева УрО РАН,
г. Екатеринбург, Россия,
kaletina@imp.uran.ru*

Объектом исследования настоящей работы являются магнитоупорядоченные сплавы Гейслера Ni–Mn–In, легированные кобальтом. Интерес к подобным сплавам связан с наличием большого магнитокалорического эффекта в области магнито-структурного фазового перехода первого рода.

С применением методов структурного анализа, дилатометрии и магнитометрии исследованы структурный и магнитные фазовые переходы в сплаве Ni₄₃Co₄Mn₄₂In₁₁. Сплав был получен методом индукционной плавки в атмосфере аргона и отожжен в вакууме при температуре 1173 К в течение 9 суток.

В высокотемпературной области исследуемый сплав Ni₄₃Co₄Mn₄₂In₁₁ имеет кубическую кристаллическую решетку аустенита, упорядоченную по типу L₂₁ фазы. При охлаждении при $T = 410$ К в аустените происходит магнитный переход из парамагнитного в ферромагнитное состояние, а затем в ферромагнитном аустените при $T = 316$ К наблюдали мартенситное превращение, сопровождающееся перестройкой кристаллической решетки. После этого сплав находится в парамагнитном или антиферромагнитном состоянии.

Дилатометрические измерения выполнены в интервале температур от 80 до 450 К при скорости нагрева образцов 2 К/мин. На температурной зависимости линейного теплового расширения $\Delta L/L(T)$ отчетливо видны скачки в области температур, совпадающих с температурами спонтанного мартенситного превращения, определенными с помощью магнитных измерений. В области критических температур магнитного фазового перехода на температурной зависимости $\Delta L/L$ при нагреве сплава никаких особенностей не наблюдается. Однако при охлаждении в области температур 343 - 323 К появляется пик, имеющий начало, конец и экстремум, свидетельствующий о проявлении в данном температурном интервале особенностей обратного фазового превращения из аустенита в мартенсит, сопровождающимися изменением объема образца в процессе охлаждения.

Установлено существование дилатометрических аномалий при прямом и обратном мартенситном превращении в сплаве Ni₄₃Co₄Mn₄₂In₁₁. На основе проведенного анализа предполагается, что наблюдаемые эффекты связаны с наличием в исходной структуре различных морфологических и ориентационных типов мартенсита и различающимися механизмами обратимых фазовых переходов этих типов мартенсита в аустенит и обратно.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Структура» г.р. № АААА-А18-118020190116-6) при частичной поддержке РФФИ (проект № 20-03-00056).

**ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК
НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА FeMnCrNiCo,
ЛЕГИРОВАННОГО АТОМАМИ УГЛЕРОДА**

**Мельников Е.В., Астафуров С.В., Реунова К.А.,
Москвина В.А., Панченко М.Ю., Астафурова Е.Г.**

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
Томск, Россия,
melnickow-jenya@yandex.ru*

В работе методами просвечивающей (ПЭМ) и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), рентгенофазового (РФА) и рентгеноструктурного (РСА) анализа, одноосного статического растяжения (при комнатной температуре со скоростью $5 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$) исследовали влияние термической и термомеханической обработок на микроструктуру и механические свойства высокоэнтропийного углеродистого сплава $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{17}\text{C}_3$. Высокоэнтропийные сплавы $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20}$ и $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{17}\text{C}_3$ были получены методом вакуумно-индукционной плавки. Литой сплав $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20}$ подвергали гомогенизации: отжиг (1200°C , 2 ч) $\rightarrow$ холодная прокатка (80 % обжатия) $\rightarrow$ отжиг (1200°C , 2 ч.). Сплав $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{17}\text{C}_3$ исследовали в литом и отожженном (1200°C , 1 ч.) состояниях, а также после двух многоступенчатых термомеханических обработок: первый режим включал в себя комбинацию высокотемпературных отжигов (1200°C , общая продолжительность выдержки 25 ч.) с горячей ковкой и холодной прокаткой (общая степень обжатия 80 %); второй заключался в холодной многоходовой прокатке (общая степень обжатия 80 %) с промежуточными высокотемпературными отжигами (1200°C , 6 ч.).

С использованием РСА было установлено, что оба сплава обладают аустенитной структурой, а легирование углеродом сопровождается увеличением параметра кристаллической решетки аустенита, значения которого зависят от режима обработки (a): $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20} - a = 0,3599 \text{ нм}$; $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{17}\text{C}_3 - a = 0,3608 - 0,3612 \text{ нм}$. По результатам ПЭМ- и СЭМ-исследований в литом сплаве $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{17}\text{C}_3$ формируется двухфазная микроструктура – аустенит и частиц M_{23}C_6 (распределены преимущественно вдоль границ зерен). Однако, РФА не выявил карбидной фазы, из чего следует, что ее объемная доля не превышает 5 %. Закалка образцов приводит к частичному, а термомеханическая обработка к практически полному растворению карбидов.

Литой сплав $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{17}\text{C}_3$ с гетерофазной структурой обладает более высокими прочностными и низкими пластическими свойствами ($\sigma_{0,2} = 315 \text{ МПа}$, $\sigma_B = 550 \text{ МПа}$, $\delta = 12 \%$), чем сплав $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20}$, не содержащий атомов внедрения ($\sigma_{0,2} = 180 \text{ МПа}$, $\sigma_B = 495 \text{ МПа}$, $\delta = 62 \%$). Термическая обработка способствует росту предела текучести углеродистого сплава, но его удлинение остается низким из-за присутствия хрупкой карбидной фазы ($\sigma_{0,2} = 365 \text{ МПа}$, $\sigma_B = 608 \text{ МПа}$, $\delta = 9 \%$). Термомеханические обработки, способствующие растворению карбидов и гомогенизации состава сплава $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{17}\text{C}_3$, вызывают существенный рост его механических свойств ($\sigma_{0,2} = 434 - 443 \text{ МПа}$, $\sigma_B = 844 - 884 \text{ МПа}$, $\delta = 35 - 37 \%$) по сравнению с литым состоянием. То есть, предложенные в работе термомеханические обработки способствуют формированию в легированном углеродом многокомпонентном

сплава $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{17}\text{C}_3$ высокопрочного состояния с большим запасом пластичности.

Работа поддержана Российским научным фондом (проект № 20-19-00261). Исследования проведены на оборудовании ИФПМ СО РАН (ЦКП «Нанотех»).

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТЕКЛОУГЛЕПЛАСТИКОВ НА ОСНОВЕ ЭПОКСИДНОГО СВЯЗУЮЩЕГО Т-107

Овдак О.В.¹, Калинин Ю.Е.¹, Кудрин А.М.², Караева О.А.²

¹*Воронежский государственный технический университет,
Воронеж, Россия*

²*АО «Русавиаинтер», Воронеж, Россия,
ovovdak@mail.ru*

В последние годы быстрое развитие аэрокосмической отрасли создало потребность в появлении новых современных конструкционных материалов, обладающих широкими функциональными и технологическими возможностями. Особое место среди таких материалов занимают стеклоуглепластики, обладающие высокой прочностью, жесткостью, при этом хорошими пластическими характеристиками (высокая ударная вязкость) и относительно невысокой стоимостью за счет сочетания дорогостоящих материалов (углеродных наполнителей) с более дешевыми (стеклянными). Получение таких материалов и исследование их механических свойств несомненно определяет новизну и актуальность работы.

В рамках совместной научно-исследовательской работы АО «ИНУМиТ» и ФГБОУ ВО «ВГТУ» по проекту создания высокотехнологичных производств на ПАО «ВАСО» были получены полимерные композиционные материалы (ПКМ) на основе расплавленного связующего Т-107 с использованием в качестве армирующих наполнителей – однонаправленной углеродной ленты Formosa TC-35 (12К) и частично или полностью ее заменяющей – стеклоткани Т-10-14. Прочностные характеристики для исходных материалов:

- углеродная лента Formosa TC-35 (12 К) $\sigma_B \geq 1900$ МПа, $E \geq 100$ ГПа;
- стеклоткань Т-10-14 $\sigma_B \geq 500$ МПа, $E \geq 25$ ГПа;
- эпоксидная матрица Т-107 $\sigma_B \geq 91$ МПа.

Препреги на основе угле – и стекло- наполнителей в полимерной матрице расплавленного эпоксидного связующего Т-107 были получены методом hot-melt с помощью лабораторного опытно-технологического комплекса пропитки COS.T.A. После изготовления препрегов произвели раскрой и выкладку слоев полуфабрикатов в направлении 0° , а затем сборку технологических пакетов для формования пластин ПКМ методом прямого прессования на прессе Langzaunerperfect LZT-UK-25-L. Испытания на растяжение проводили на разрывной универсальной машине Instron 5985 с максимальным усилием 250 кН в соответствии с требованиями стандарта ASTM D3039. Испытания на изгиб проводили на универсальной испытательной машине Instron 5982 с помощью оснастки WTTFFL-149, обеспечивающей нагружение на изгиб с заданной постоянной скоростью перемещения траверсы $V = 1$ мм/мин при температуре $t = 22^\circ\text{C}$ в соответствии с международным стандартом ASTM D7264. Полученные механические свойства при растяжении и изгибе для гибридных ПКМ с различ-

ным процентным соотношением армирующего наполнителя на основе матрицы Т-107 приведены в таблице 1.

Исследование пластичности синтезированных ПКМ показали, что относительное удлинение при разрыве и относительная деформация при разрушении при изгибе выше для композитов со стеклянным наполнителем. При увеличении содержания углеродного наполнителя более 50 % параметры пластичности изменяются несущественно.

Таблица 1. Механические свойства стеклоуглепластиков на основе эпоксидного связующего Т-107

Наименование пластиков ПКМ	Углерод/стеклянный наполн., %	Предел упругости $\sigma_{0,05}$, МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел прочности при растяжении σ_B , МПа	Модуль упругости при растяжении, E , ГПа	Предел прочности при изгибе, $\sigma_{Виз}$, МПа	Модуль упругости при изгибе, E , ГПа	$\delta_{раст.}$, %	$\epsilon_{изгib.}$, %
Углепластик Formosa TC35(12K)+Т-107	100 / 0	1590 $\pm$ 160	1956 $\pm$ 143	2 310 $\pm$ 110	155 $\pm$ 24	1485 $\pm$ 31	131 $\pm$ 4	1,4 $\pm$ 0,1	1,31 $\pm$ 0,1
Стеклоуглепластик Formosa TC-35 (12K)+Т-10-14+Т-107	70 / 30	1075 $\pm$ 43	1345 $\pm$ 48	1 593 $\pm$ 68	106 $\pm$ 4	1342 $\pm$ 57	110 $\pm$ 3	1,26 $\pm$ 0,06	1,42 $\pm$ 0,14
Стеклоуглепластик Formosa TC 35 (12K) +Т-10-14+Т-107	50 / 50	890 $\pm$ 106	1113 $\pm$ 106	1 351 $\pm$ 33	83 $\pm$ 2	1 261 $\pm$ 50	76 $\pm$ 2	1,30 $\pm$ 0,02	1,71 $\pm$ 0,05
Стеклоуглепластик Formosa TC 35 (12K) +Т-10-14+Т-107	30 / 70	684 $\pm$ 44	868 $\pm$ 58	1 059 $\pm$ 46	67 $\pm$ 2	1 166 $\pm$ 51	45 $\pm$ 1	1,21 $\pm$ 0,05	2,78 $\pm$ 0,12
Стеклопластик Т-10-14 +Т-107	0 / 100	228 $\pm$ 12	365 $\pm$ 14	619 $\pm$ 13	27 $\pm$ 0,2	746 $\pm$ 27	30 $\pm$ 1	1,78 $\pm$ 0,03	2,76 $\pm$ 0,05

Таким образом, самые высокие значения предела прочности и модуля упругости при растяжении, предела прочности при изгибе наблюдаются у углепластика Formosa TC-35 (12K) + Т-107 с содержанием углеродного наполнителя 100 %. Минимальные значения - соответствуют стеклопластику Т-10-14+Т-107 с процентным содержанием стекловолокна 100 %. В гибридных ПКМ прочностные характеристики увеличиваются по мере повышения процентного содержания углеродного волокна в пластике.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ СТЕКЛОУГЛЕПЛАСТИКОВ НА ОСНОВЕ ЭПОКСИДНОЙ МАТРИЦЫ Т-107

Овдак О.В.¹, Калинин Ю.Е.¹, Кудрин А.М.², Караева О.А.²

¹Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия

²АО «Русавиаинтер», Воронеж, Россия,
ovovdak@mail.ru

Важной эксплуатационной характеристикой, определяющей применение волокнистых ПКМ в различных конструкциях, является их сопротивление растягивающим нагрузкам, которые зависят от прочности и модуля упругости матрицы. При этом разрушение композитов, армированных непрерывными однонаправленными волокнами, является многостадийным многофакторным процессом, охватывающие различные масштабные и структурные уровни материала. Следовательно, изучение особенностей упругопластического поведения и разрушения стекло- и углепластиков является актуальной задачей для исследователей. Были оценены особенности разрушения ПКМ при растяжении на примере гибридного композита с наполнителями Т-10-14 и Formosa TC-35 (12К) в эпоксидной матрице Т-107.

Результаты механических испытаний при растяжении синтезированных композитов с различными наполнителями и образцов монолитного связующего Т-107 представлены на рис. 1.

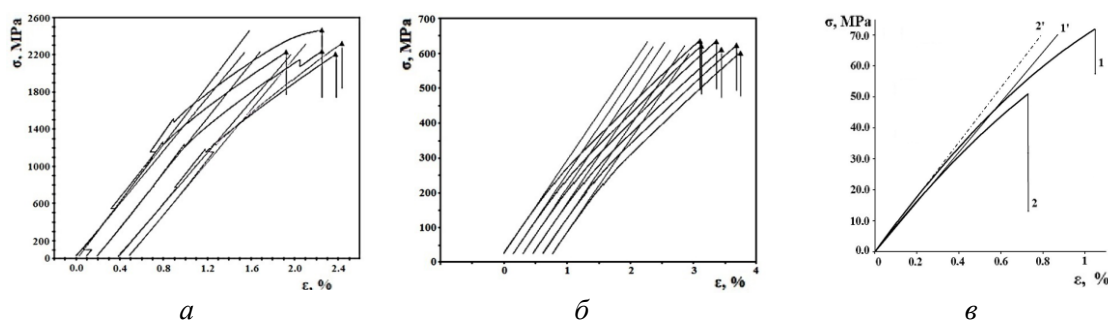


Рис.1. Кривые $\sigma(\epsilon)$ при растяжении для: углепластика Formosa TC-35 (12K)+Т-107 (а), стеклопластика Т-10-14+Т-107 (б) и для образцов 1 и 2 материала матрицы Т-107 (в)

Анализ полученных результатов показал, что независимо от состава композита на деформационных кривых наблюдаются две ярко выраженных стадии: упругой деформации и стадии разупрочнения, связанной с разрушением волокнистого композита. Принимая во внимание существенную величину разницы между модулями упругости и пределом прочности углеволокна (УВ) и стекловолокна (СВ), с одной стороны, и полимерной матрицы с другой, можно предположить, что наблюдаемый эффект разупрочнения композитов связан с процессом последовательного разрыва волокон по мере роста приложенной нагрузки.

Наблюдаемый рост приложенной нагрузки на стадии деформационного упрочнения свидетельствует о том, что волокна в образце имеют разброс по уровню прочности, то есть с распределением прочностных характеристик волокна по длине. С ростом длины волокна в образце, а, следовательно, длины самого образца, растет вероятность появления участков нити с более низким уровнем прочности. При этом в общем случае должен понижаться измеряемый в эксперименте предел упругости и, как следствие, предел прочности композита. Эта зависимость прочностных характе-

ристик композита от геометрических параметров изделия определяется функцией распределения $g(f)$ прочности волокна по его длине, определяемую по формуле (1)

$$g(f) = \frac{1}{L} \left(\frac{\partial n}{\partial \sigma} \right) = \frac{1}{f} \left\{ 1 - \frac{(E_\sigma - E_m)}{(E - E_m)} \right\}, \quad (1)$$

где $f = E_B S_B \varepsilon$ — сила натяжения волокна; L — длина нити в образце.

С учетом полученных значений для углепластика: $E_m = 3.8$ ГПа, $S_B = 7 \cdot 10^{-6}$; $E_B = 0.1$ ГПа; $\varepsilon = 0.015$; $E_\sigma = 79$ ГПа; $E = 160$ ГПа, получили $g(f) = 0.05$. Для стеклопластика при $S_B = 6 \cdot 10^{-6}$; $E_B = 0.025$ ГПа; $\varepsilon = 0.02$; $E_\sigma = 17$ ГПа; $E = 27$ ГПа, определили $g(f) = 0.14$. Полученные значения имеют разумные величины. При этом вероятность обнаружения на единице длины волокна величины его прочности выше у стеклопластиков.

Таким образом, исследованы механические свойства стекло- и углепластиков с наполнителями Formosa TC-35 (12K) и T-10-14 соответственно, в эпоксидной матрице T-107 при испытании на растяжении. Установлено, что углепластики имеют более высокий условный предел прочности по сравнению со стеклопластиковыми.

В работе высказано предположение о том, что наблюдаемый эффект разупрочнения синтезированных ПКМ на основе данных наполнителей независимо от состава композита связан с процессом последовательного разрыва волокон по мере роста приложенной нагрузки. По полученным экспериментальным результатам сделана оценка функции распределения $g(f)$ вероятности обнаружения на единице длины волокна величины его прочности, величина которой выше у стеклопластиков.

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ПРОЦЕССА СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ И ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКИ

Сафиуллин Р.В., Сафиуллин А.Р.

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

В работе проведены систематические исследования механических и технологических свойств ультрамелкозернистых титановых (BT6 и VST2k) и никелевых (Inconel 718 и ЭК61) сплавов для возможного использования в низкотемпературных процессах сверхпластической формовки и диффузионной сварки. Проведенные исследования механических свойств ультрамелкозернистых листовых титановых и никелевых сплавов позволили установить, что данные сплавы обладают хорошими сверхпластическими свойствами в широком интервале температур от 600 до 900°C. Так листовый титановый сплав BT6 в данном диапазоне температур имеет относительное удлинение от 560 до 1075%. При этом наилучшие сверхпластические свойства данный сплав имеет при температурах 700-850°C, в этом случае относительное удлинение составляет от 675 до 1075%. Относительное удлинение титанового сплава VST2k в диапазоне температур от 750 до 900°C составляет от 650 до 845%. Наилучшие сверхпластические свойства данный сплав проявляет в диапазоне температур 700-850°C, при этом относительное удлинение составляет более 800%. Никелевый сплав Inconel 718 в диапазоне температур от 700 до 900°C имеет относительное удлинение от 580 до 1095%. Наилучшие сверхпластические свойства данный сплав имеет при температуре 800°C. Сплав ЭК61 наилучшие сверхпластические свойства

проявляет в интервале температур $750\div 850^{\circ}\text{C}$ при этом относительное удлинение образцов достигает 1431%.

Технологические исследования формруемости и свариваемости в твердом состоянии титановых сплавов ВТ6 и VST2k позволили установить их хорошую формовость и свариваемость в твердом состоянии в условиях низкотемпературной сверхпластичности при температурах $750\text{--}850^{\circ}\text{C}$ [1]. Исследование технологической формовости листовых заготовок из никелевых сплавов Inconel 718 и ЭК61 выявили их хорошую формовость при температурах $80\text{--}900^{\circ}\text{C}$ [2]. На рис. 1 приведены образцы исследуемых сплавов после испытаний на формовость.

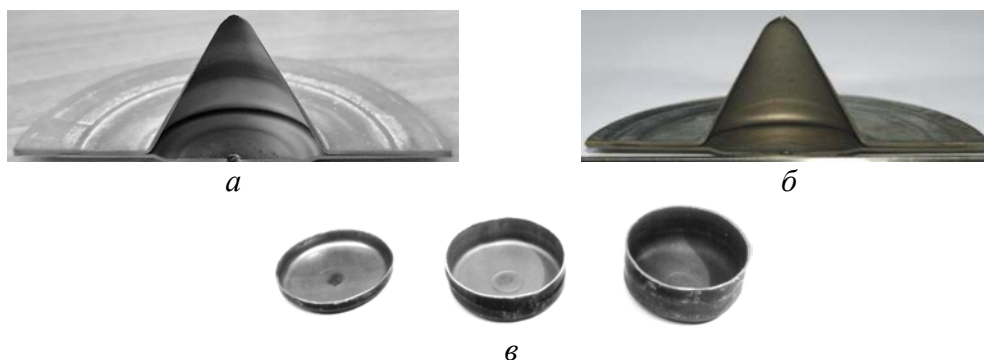


Рис. 1. Образцы после испытаний на формовость: *а* – титановый сплав ВТ6, *б* – титановый сплав VST2k - СПФ в коническую матрицу; *в* – никелевый сплав Inconel 718 - СПФ в цилиндрическую матрицу

На рис. 2 приведены опытные образцы трехслойных полых конструкций, полученные из титановых сплавов ВТ6 и VST2k в условиях низкотемпературного процесса СПФ/ДС при температурах 750 и 800°C .



Рис. 2. Трехслойная полая плоская конструкция, полученная методом СПФ/ДС из листовых титановых сплавов ВТ6 при $T = 750^{\circ}\text{C}$ (*а*) и VST2k при $T = 800^{\circ}\text{C}$ (*б*)

Проведенные исследования ультрамелкозернистых титановых (ВТ6 и VST2k) и никелевых (Inconel 718 и ЭК61) сплавов позволили установить, что исследуемые сплавы обладают хорошими технологическими свойствами и могут быть рекомендованы для получения облегченных полых конструкций методом СПФ/ДС в условиях низкотемпературной сверхпластичности.

1. R. Safiullin, S. Malysheva, R. Galeev, M. Mukhametrakhimov, A. Safiullin, R. Khazhaliev, A. Berestov Comparison of technological properties of sheet titanium alloys VT6 and VST2k Solid State Phenomena ISSN: 1662-9779, Vol. 306, pp 33-41 © 2020 Trans Tech Publications Ltd, Switzerland
2. Valitov V., Mukhtarov S., Lutfullin R., Safiullin R., Mukhametrakhimov M. Microstructure and properties of nanostructured alloy 718. Advanced Materials Research. 2011. T. 278. С. 283-288.

ВЗАИМОСВЯЗЬ ФРАГИЛЬНОСТИ С РЕЛАКСАЦИЕЙ СДВИГОВОЙ УПРУГОСТИ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ ОБЪЕМНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВАХ

Макаров А. С.¹, Гончарова Е. В.¹, Qiao J. C.², Кобелев Н. П.³, Хоник В. А.¹

¹Воронежский государственный педагогический университет, г. Воронеж, Россия

²Northwestern Polytechnical University, Xi'an, China

³Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия,
a.s.makarov.vrn@gmail.com

Расплавы могут находиться в течение некоторого времени в переохлажденном состоянии, т.е. сохранять жидкую фазу при температурах ниже их равновесных температур плавления. После чего расплав начинает кристаллизоваться. Если расплав охлаждать со скоростью, которая превышает критическую, то кристаллизация кинетически подавляется, а переохлажденная жидкость переходит в твердое некристаллическое состояние при некоторой температуре стеклования T_g . Исследования переохлажденных жидкостей показывают значительное разнообразие их динамических свойств, особенно вязкости η . Величина, характеризующая скорость изменения сдвиговой вязкости η при изменении температуры в области переохлажденной жидкости в англоязычной литературе получила название «fragility» [1]. К настоящему времени установлено, что свойства аморфных сплавов зависят от хрупкости. Хрупкость m определяется из данных сдвиговой вязкости η соотношением

$$m = \left[d \log_{10} \eta / d(T_g / T) \right] \Big|_{T=T_g} . \quad (1)$$

В последнее десятилетие пристальное внимание многих исследователей металлических материалов сосредоточено на новом классе стеклообразующих сплавов, которые получили название высокоэнтропийные объемные аморфные сплавы (ВЭОАС). ВЭОАС одновременно сочетают уникальные свойства кристаллических высокоэнтропийных сплавов и структурные особенности аморфных сплавов. Несмотря на отсутствие понимания природы термоактивируемых релаксационных процессов в ВЭОАС появляются подтверждения идеи о том, что нерелаксированный модуль сдвига является важнейшим физическим параметром, характеризующим элементарные структурные перестройки в некристаллических веществах при термической обработке [2,3]. Нерелаксированный модуль сдвига G является главным физическим параметром Межузельной теории (МТ), которая позволяет с единообразной позиции рассматривать кристаллическое, жидкое и аморфное состояние [4]. Представляет интерес исследование вопроса взаимосвязи хрупкости с релаксацией сдвиговой упругости. В рамках МТ нерелаксированный модуль сдвига G позволяет определять концентрацию дефектов c . В свою очередь, скорость изменения равновесной концентрации дефектов c определяет хрупкость по Гранато γ в виде

$$\gamma = \beta T_g (dc / dT) \Big|_{T=T_g} , \quad (2)$$

где β – сдвиговая восприимчивость, T_g – температура стеклования, при которой вязкость достигает значения порядка 10^{12} Па·с. Хрупкость Гранато γ связана с хрупкостью m (формула (1)) простым соотношением $m = 17(\gamma + 1)$ [5]. Темпера-

турная зависимость вязкости расплава $\eta(T)$ связана с нерелаксированным модулем сдвига ВЭОАС $G(T)$ соотношением

$$\eta(T) = \eta_0 \exp[(G(T)V_c)/(kT)], \quad (3)$$

где η_0 – теоретический температурный предел вязкости ($\approx 10^{-4}$ Па·с), V_c – характеристический объем элементарных атомных перестроек, k – постоянная Больцмана [6]. Используя основное соотношение МТ совместно с уравнениями (2, 3) можно получить формулу для расчета фрагильности ВЭОАС m в виде

$$m = \left(1 - T_g \frac{d \ln G_{sq}}{dT}\right) \log_{10} \frac{\eta_g}{\eta_0}, \quad (4)$$

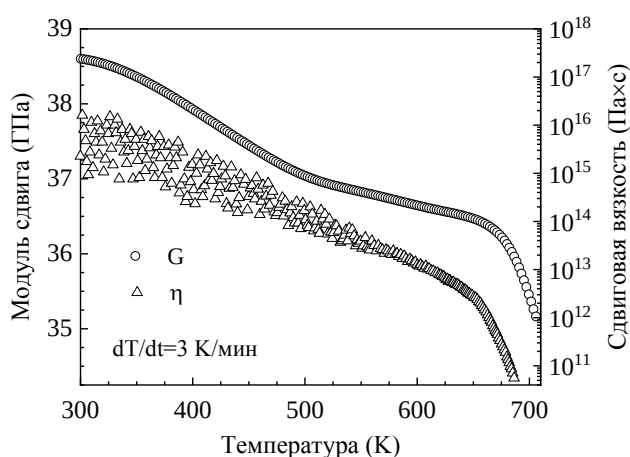


Рис. Экспериментальные данные температурных зависимостей модуля сдвига G и сдвиговой вязкости η ВЭОАС $\text{Ti}_{16.7}\text{Zr}_{16.7}\text{Hf}_{16.7}\text{Cu}_{16.7}\text{Ni}_{16.7}\text{Be}_{16.7}$

где η_g – величина сдвиговой вязкости при стекловании (10^{12} Па·с), G_{sq} – зависимость модуля сдвига в интервале стеклования. Формула (4) показывает, что фрагильность ВЭОАС может быть рассчитана на основе данных релаксации сдвиговой упругости, фиксируемых в интервале переохлажденной жидкости.

С целью апробации уравнения (4) были проведены специальные измерения. На рис. приведены температурные зависимости модуля сдвига G и сдвиговой вязкости η ВЭОАС

$\text{Ti}_{16.7}\text{Zr}_{16.7}\text{Hf}_{16.7}\text{Cu}_{16.7}\text{Ni}_{16.7}\text{Be}_{16.7}$. Показанные на рис. данные $\eta(T)$ и $G(T)$ были использованы для определения фрагильности m по формулам (1) и (4). Расчеты по формуле (1) дают величины $m = 29.3 \pm 0.7$ и $m = 28.2 \pm 0.8$, а по формуле (4) – $m = 30.0 \pm 0.5$ и $m = 29.3 \pm 0.5$ для ВЭОАС $\text{Ti}_{16.7}\text{Zr}_{16.7}\text{Hf}_{16.7}\text{Cu}_{16.7}\text{Ni}_{16.7}\text{Be}_{16.7}$ и $\text{Zr}_{35}\text{Hf}_{17.5}\text{Ti}_{5.5}\text{Al}_{12.5}\text{Co}_{7.5}\text{Ni}_{12}\text{Cu}_{10}$ соответственно. Видно, что результаты расчетов m на основе данных по релаксации сдвиговой упругости хорошо согласуются с результатами расчетов m по формуле (1).

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук (проект МК-1101.2020.2).

1. Martinez L.M., Angell C.A. // Nature – 2001. – Vol. 410. – P. 663.
2. Dyre J.C. // Rev. Mod. Phys. – 2006. – Vol. 78. – P. 953.
3. Макаров А.С., Гончарова Е. В., Афонин Г.В., Цзяо Ц.Ч., Кобелев Н.П., Хоник В.А. // Письма в ЖЭТФ – 2020. – Том. 111. – С. 691.
4. Granato A.V. // Phys. Rev. Lett. – 1992. – Vol. 68. – P. 974-977.
5. Granato A.V. // J. Non-Cryst. Solids – 2006. – Vol. 352. – P. 4821.
6. Dyre J.C., Olsen N.B., Christensen T. // Phys. Rev. B – 1996. – Vol. 53. – P. 2171.

ВЗАИМОСВЯЗЬ ТЕМПЕРАТУРНЫХ КОЭФФИЦИЕНТОВ МОДУЛЕЙ СДВИГА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ И ИХ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АНАЛОГОВ

Макаров А. С.¹, Гончарова Е. В.¹, Qiao J. С.², Кобелев Н. П.³, Глезер А. М.^{1,4},
Хоник В. А.¹

¹Воронежский государственный педагогический университет,
г. Воронеж, Россия

²Northwestern Polytechnical University, Xi'an, China

³Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия

⁴Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
г. Москва, Россия,
a.s.makarov.vrn@gmail.com

Металлические стекла (МС) получают путем плавления и последующей закалки расплавов кристаллических аналогов. Следовательно, на свойствах МС неизбежно должны отражаться свойства кристаллических аналогов. Например, свойства стекла PdNiCuP должны быть связаны с интерметаллической и/или фосфидной кристаллическими фазами этой системы. Однако выявление такого рода взаимосвязи представляет собой серьезную задачу, которая далека от решения. Насколько нам известно, единственная теоретическая модель, напрямую связывающая свойства кристаллического и стеклообразного состояния – это Межузельная теория (МТ) [1], которая позволяет с единообразной позиции рассматривать кристаллическое, жидкое и стеклообразное состояние. Согласно МТ, плавление металлических кристаллов происходит вследствие лавинообразной генерации межузельных дефектов в гантельной конфигурации [2]. Эти дефекты образуют специфические атомные конфигурации, которые могут быть идентифицированы и в жидком состоянии, и которые частично остаются в стеклообразном состоянии после закалки расплава. Таким образом релаксационный процесс в стеклообразном состоянии можно интерпретировать как изменение концентрации дефектов [3].

Взаимосвязь температурных коэффициентов модулей сдвига металлических стекол и их кристаллических аналогов следует из основного уравнения МТ

$$G = G_{\text{crist}} \exp(-\alpha\beta c) \quad (1)$$

где G – модуль сдвига стекла, G_{crist} – модуль сдвига кристаллического аналога, c – концентрация дефектов, подобных межузельным гантелям, β – сдвиговая восприимчивость и α – безразмерный параметр, близкий к единице. Если структурная релаксация в стекле отсутствует (например, подавлена путем предварительного отжига), то произведение $\alpha\beta c$ можно считать константой, и тогда уравнение (1) можно переписать как

$$\frac{d \ln G}{dT} = \frac{d \ln G_{\text{crist}}}{dT}. \quad (2)$$

Уравнение (2) означает, что температурные коэффициенты модуля сдвига в стекле и в аналогичном кристалле должны быть равны при температурах, которые не приводят к какой-либо структурной релаксации.

В табл. представлен список всех исследованных нами МС (15 на основе Zr, 6 на основе Pd, 2 на основе La и одно на основе Cu) и значения температурных коэффициентов модуля сдвига в стеклообразном ($d \ln G / dT$) и кристаллическом

($d \ln G_{cryst} / dT$) состояниях, вычисленные при температуре $T = 400$ К, т.е. при отсутствии структурной релаксации.

№	Химический состав	$d \ln G / dT$ [$10^{-4}/K$]	$d \ln G_{cryst} / dT$ [$10^{-4}/K$]
1	Pd ₄₀ Cu ₃₀ Ni ₁₀ P ₂₀	-3.20 ± 0.14	-4.03 ± 0.19
2	Pd _{43.2} Cu ₂₈ Ni _{8.8} P ₂₀	-2.71 ± 0.08	-3.72 ± 0.08
3	Pd _{41.25} Cu _{41.25} P _{17.5}	-3.49 ± 0.01	-3.58 ± 0.06
4	Pd ₄₀ Ni ₄₀ P ₂₀	-2.76 ± 0.04	-3.06 ± 0.07
5	(Pd ₄₀ Ni ₄₀ P ₂₀) ₉₉ Co ₁	-2.99 ± 0.08	-3.19 ± 0.09
6	(Pd ₄₀ Ni ₄₀ P ₂₀) _{99.4} Fe _{0.6}	-3.03 ± 0.06	-3.16 ± 0.04
7	Zr ₄₅ Cu ₅₀ Al ₅	-2.63 ± 0.04	-2.71 ± 0.03
8	Zr ₄₆ Cu ₄₆ Al ₈	-1.63 ± 0.03	-2.15 ± 0.09
9	Zr ₄₆ (Cu ₄₅ Ag ₁₅) ₄₆ Al ₈	-2.08 ± 0.04	-2.07 ± 0.13
10	Zr ₄₆ Cu ₄₅ Al ₇ Ti ₂	-2.43 ± 0.03	-2.30 ± 0.02
11	Zr ₄₇ Cu ₄₅ Al ₇ Fe ₁	-1.92 ± 0.04	-2.29 ± 0.05
12	Zr _{47.5} Cu _{47.5} Al ₅	-2.36 ± 0.03	-2.38 ± 0.03
13	Zr ₄₈ Cu ₄₈ Al ₄	-2.51 ± 0.10	-2.19 ± 0.01
14	Zr ₅₀ Cu ₄₀ Al ₁₀	-2.48 ± 0.03	-2.50 ± 0.03
15	Zr _{50.7} Cu ₂₈ Ni ₉ Al _{12.3}	-1.67 ± 0.03	-2.47 ± 0.02
16	Zr _{51.9} Cu _{23.3} Ni _{10.5} Al _{14.3}	-1.60 ± 0.04	-2.40 ± 0.01
17	Zr ₅₃ Cu _{18.7} Ni ₁₂ Al _{16.3}	-1.91 ± 0.02	-2.29 ± 0.05
18	Zr ₆₅ Cu ₁₅ Ni ₁₀ Al ₁₀	-2.26 ± 0.02	-2.16 ± 0.05
19	Zr _{16.7} Ti _{16.7} Hf _{16.7} Cu _{16.7} Ni _{16.7} Be _{16.7}	-2.10 ± 0.02	-2.46 ± 0.06
20	Zr ₅₆ Co ₂₈ Al ₁₆	-1.72 ± 0.02	-1.92 ± 0.02
21	Zr ₅₅ Co ₂₅ Al ₂₀	-1.63 ± 0.03	-1.91 ± 0.09
22	Cu ₄₉ Hf ₄₂ Al ₉	-2.61 ± 0.03	-2.75 ± 0.07
23	La ₅₅ Al ₂₅ Co ₂₀	-2.82 ± 0.04	-3.14 ± 0.05
24	La ₅₅ Ni ₁₀ Al ₃₅	-2.40 ± 0.06	-2.79 ± 0.16

Как уже говорилось выше, модуль сдвига стекла в отсутствии структурной релаксации и кристалла связаны соотношением (2), которое можно переписать в более удобной для экспериментальной проверки форме $d \ln G / d \ln G_{cryst} = 1$. Из анализа экспериментальных данных температурных зависимостей высокочастотного модуля сдвига 24 металлических сплавов на основе Zr, Pd, La и Cu в кристаллическом и релаксированном стеклообразном состояниях установлено, что величина $d \ln G / d \ln G_{cryst}$ приблизительно равна единице с относительной погрешностью не более 10% при температурах, для которых структурная релаксация не наблюдается. Полученный результат согласуется с МТ, которая устанавливает общую связь между свойствами стекол и кристаллических аналогов.

Работа поддержана грантом Российского научного фонда №20-62-46003.

1. Granato A.V. // Phys. Rev. Lett. – 1992. – Vol. 68. – P. 974-977.
2. Safonova E.V., Mitrofanov Yu.P., Konchakov R.A., Vinogradov A.Yu., Kobelev N.P., Khonik V.A. // J. Phys.: Cond. Matter. – 2016. – Vol. 28. – P. 215401-1–215401-12.
3. Khonik V.A., Kobelev N.P. // Metals. – 2019. – Vol. 9. – P. 605.

УПРОЧНЕНИЕ, ВЫЗВАННОЕ ИМПУЛЬСАМИ ТОКА, ПРИ РАСТЯЖЕНИИ МОНОКРИСТАЛЛА

Пахомов М.А., Корольков О.Е., Столяров В.В.

ФГБУН «Институт машиноведения РАН», г. Москва, Россия,
pakhomovmish@gmail.com

Аннотация. В работе рассмотрено упрочнение при одновременном увеличении пластичности от одиночных импульсов тока при растяжении монокристалла алюминия. Аномальное упрочнение в монокристалле сравнивается традиционным разупрочнением в поликристаллическом алюминии при одинаковых условиях испытания.

Электропластический эффект (ЭПЭ) - известное явление снижения напряжений течения и увеличения пластичности в проводящих материалах под действием электрического тока. Данный эффект наиболее ярко наблюдается в монокристаллах цинка [1] и поликристаллах с относительно большим размером зерен, например, в титановых сплавах [2]. В теории ЭПЭ предполагается, что на кривых деформации под действием тока должны наблюдаться такие особенности как снижение предела текучести, скачки напряжения вниз, уменьшение коэффициента деформационного упрочнения и сдвиг локализации пластического течения (шейкообразование) деформации в сторону высоких степеней деформации. В настоящей работе эти особенности сравниваются для моно- и поликристаллического алюминия.

Образцы подвергали растяжению на горизонтальной разрывной машине ИР - 5081/20 при скорости 1,7 мм/мин. Использовали два режима импульсного тока: *а* – одиночные импульсы с амплитудной плотностью тока $j = 450 \text{ А/мм}^2$ и длительностью $\tau = 1000 \text{ мкс}$, вводимые каждые 20 с; *б* – многоимпульсный ток плотностью $j = 190 \text{ А/мм}^2$, длительностью импульса $\tau = 100 \text{ мкс}$, частотой тока = 1000 Гц, скважностью $T / \tau = 10$. Нагрев, вызванный током, контролировали путем измерения температуры прибором Digital Thermometers UT320 Series и хромель-алюмелевой термопарой в центре образца с точностью $\pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$. Форму импульсов тока регистрировали осциллографом АКИМ – 4131/2.

Ниже представлены кривые напряжение-деформация при растяжении без тока, с одиночными импульсами тока и многоимпульсным током для монокристалла (рис.1) и поликристалла (рис.2) алюминия.

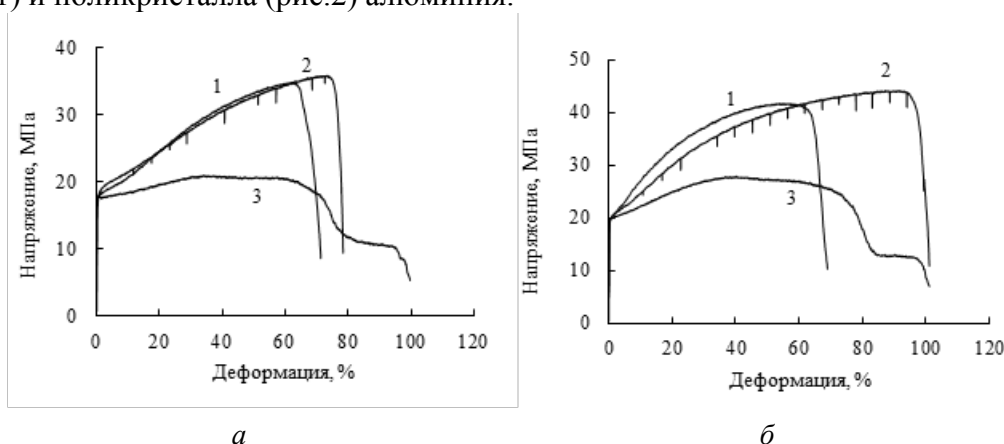


Рис.1. Кривые напряжение-деформация при растяжении монокристалла Al, вырезанных в продольном (*а*) и поперечном (*б*) направлениях: 1 – без тока; 2 – одиночные импульсы тока, $j = 450 \text{ А/мм}^2$; 3 – многоимпульсный ток, $j = 190 \text{ А/мм}^2$

В *монокристалле* алюминия влияние вводимых одиночных импульсов (рис.1а) с плотностью $j = 450 \text{ А/мм}^2$ заключается, как в появлении скачков напряжения вниз с амплитудой около 2 МПа, так и в нетипичном сочетании упрочнения и повышения деформации до разрушения (заметном увеличении относительного удлинения на 7%). Подобный эффект в сплаве Ti–7Al наблюдался в работе [3], авторы которой наблюдали волнообразные дислокационные линии и повышенное двойникование, связанное с поперечным скольжением. Многоимпульсный ток, в отличие от одиночных импульсов, резко снижает напряжения течения и дополнительно увеличивает пластичность (рис. 1б, кривая 3).

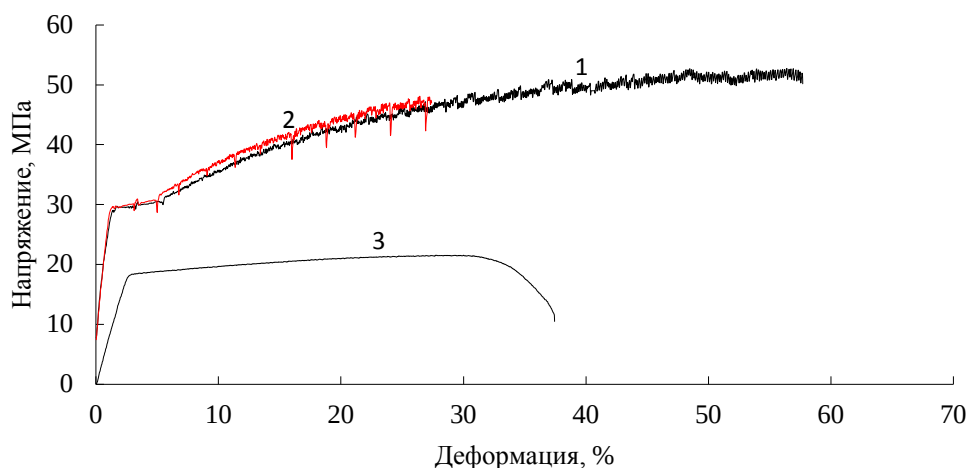


Рис. 2. Кривые напряжение-деформация поликристаллических образцов при растяжении: 1 – без тока; 2 – одиночные импульсы тока, $j = 450 \text{ А/мм}^2$; 3 – многоимпульсный ток, $j = 190 \text{ А/мм}^2$

В *поликристалле* алюминия (рис.2) одиночные импульсы тока с той же плотностью приводят к разупрочнению – снижению предела прочности на 5 МПа, предела текучести на 1 МПа и увеличению относительного удлинения на 31% при амплитуде скачка напряжения около 4 МПа. При многоимпульсном токе скачки отсутствуют, напряжение течения резко снижается, а пластическая деформация осуществляется при минимальном упрочнении. (рис. 2, кривая 4). Для всех кривых наблюдается физический предел текучести и соответствующее ему плато.

Таким образом, показано, что одиночные импульсы тока при одинаковых условиях растяжения в монокристалле приводят к упрочнению, а в поликристалле к разупрочнению, что указывает на роль границ зерен и возможную смену дислокационного механизма деформации от переползания в монокристалле к скольжению в поликристалле.

Список литературы

1. Troitskii O.A. Electromechanical effect in metals / O.A. Troitskii // JETP Letters. 1969. №11. С. 18-22.
2. Столяров В.В. Деформационное поведение титановых сплавов при растяжении с пропуском импульсного тока / В.В. Столяров // ФТВД. 2010. Том 20. №4. С. 126-133.
3. Zhao, S., Zhang, R., Chong, Y. et al. Defect reconfiguration in a Ti–Al alloy via electroplasticity. Nat. Mater. 20, 468–472 (2021).

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ПРИНЦИПЫ ВЫБОРА УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ СПОСОБОВ СОЕДИНЕНИЯ И УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛОВ

Крюков Р.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия,
rek_nzrmk@mail.ru*

Актуальность

Использование применяемых в настоящее время окислительных флюсов и порошковых проволок при сварке и наплавке низколегированных и легированных сталей сопровождается ростом общего содержания кислорода и повышением количества неметаллических включений в сварных швах за счет процессов окисления кремния и марганца, кроме того имеются вопросы, связанные с повышенным содержанием водорода и азота. Для преодоления этих недостатков в промышленных технологиях соединения металлов целесообразно использовать флюсы и добавки к ним, а также порошковые проволоки, содержащие соединения углерода. В настоящее время при сварке и наплавке под флюсом введение углеродсодержащих материалов осуществляется только для обеспечения газовой защиты, вследствие разложения карбонатов с выделением CO_2 , поэтому никакого процесса раскисления углеродом не происходит. В связи с вероятным науглероживанием металла, углерод в современных сварочных материалах с целью раскисления практически не применяется. Тем самым сегодня не используется возможность дегазации с помощью газообразных продуктов соединений CO и CO_2 , легко удаляемых из металла и дополнительно не загрязняющих металл шва неметаллическими включениями. Кроме того, применяемые на сегодняшний день сварочные материалы базируются на использовании первородного сырья, а не отходов металлургического производства, что позволило бы в свою очередь снизить стоимость продукции и обеспечить экономическую привлекательность данных материалов. Актуальной задачей является разработка новых углеродсодержащих материалов для сварки и наплавки (флюсы, флюсовые добавки, порошковые проволоки), обеспечивающих гарантированное получение требуемого комплекса физико-механических свойств металлоизделий.

Цель – обоснование принципов выбора, использования, производства и создания углеродсодержащих флюсов, добавок к флюсам и порошковым проволокам, используемым при сварке и наплавке.

Результаты

В результате ряда научно-исследовательских работ и обобщения [1]:

- проведено теоретическое обоснование механизмов протекания в сварочной ванне реакций восстановления оксидов FeO , MnO , SiO_2 , Al_2O_3 , BaO , SrO , Cr_2O_3 , с использованием C , CO , CO_2 , Si , Mn , Al , а также влияние углерода на качество сварного шва;

- проведены расчеты стандартных энергий Гиббса и определены условия взаимодействия фторсодержащих соединений Na_3AlF_6 , SiF_4 , Na_2SiO_3 , CaF_2 с водородом при использовании углеродсодержащих сварочных флюсов и углеродсодержащих порошковых проволок;

- теоретически обоснована целесообразность создания углеродфторсодержащих добавок к сварочным флюсам, обладающих рафинирующими и газозащитными свойствами;

- показана целесообразность создания сварочных флюсов с высокой основностью и возможность использования ковшевых шлаков электросталеплавильного производства при изготовлении флюсов;

- определена целесообразность использования марганецсодержащих техногенных отходов ферросплавного производства с углеродсодержащим материалом для изготовления флюсов и порошковых проволок;

- на основании экспериментальных данных предложены математические модели-регрессии, описывающие влияние химического состава на твердость и износ наплавленного слоя;

- доказана возможность повышения прочностных механических свойств, а особенно ударной вязкости металла сварного шва или наплавленного валика, при снижении уровня оксидных неметаллических включений (концентрации кислорода), а также уменьшении содержания водорода и азота в металле сварного шва при введении углеродсодержащих добавок во флюс или порошковые проволоки;

- показана положительная роль введения во флюсы барий- стронциевых составляющих в связи с уменьшением загрязненности неметаллическими включениями;

- разработаны термодинамические принципы прямого легирования – восстановление с использованием углерода, кремния, марганца из соответствующих оксидов марганца, хрома, вольфрама;

- разработаны технологии сварки резервуаров для нефтепродуктов в северном исполнении с использованием смеси флюсов и добавки АНК на основе мрамора и порошка ферросилиция (патенты РФ 2465108, 2467853);

- разработаны углеродсодержащие сварочные и наплавочные флюсы, флюс-добавки на основе техногенных металлургических отходов. Созданы флюс-добавки к сварочным флюсам, обладающие рафинирующими и газозащитными свойствами на основе пыли газоочистки алюминиевого производства (патенты РФ 2484936, 2564801), барий-стронциевого карбоната (патенты РФ 2623982, 2625509). Разработаны флюсы на основе марганецсодержащих техногенных отходов ферросплавного производства (патенты РФ 2576717, 2579412, 2643027, 2643026), а также флюсы с высокой основностью из ковшевых шлаков электростали (патенты РФ 2566235, 2566236, 2625153, 2492983);

- разработаны наплавочные порошковые проволоки для работы при высоких температурах и в условиях высокого абразивного износа с использованием углерод-фторсодержащих соединений для удаления водорода из наплавляемого валика и восстановления из оксидов вольфрама (патенты РФ 2623981, 2579328)

- созданы новые наплавочные проволоки на основе принципов прямого легирования на базе оксидов марганца и хрома (патент РФ 2661126).

- разработаны новые наплавочные проволоки для ремонта горношахтного оборудования (патенты РФ 2632505, 2641590).

- результаты внедрены в условиях АО «НЗРМК им. Н.Е. Крюкова» (г. Новокузнецк), Вест-2002 (г.Новокузнецк), Элсиб (г.Новокузнецк).

В итоге обоснованы принципы выбора, использования, производства и создания углеродсодержащих флюсов, добавок к флюсам и порошковым проволокам, используемых при сварке и наплавке.

1. Основы создания углеродсодержащих сварочных и наплавочных материалов : монография / Р.Е. Крюков, Н.А. Козырев ; Юргинский технологический институт. – Томск : Изд-во Томского политехнического университета, 2019. – 359 с.

ИЗУЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВАНАДИЙСОДЕРЖАЩЕЙ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ 3D-ПЕЧАТИ

Реунова К. А., Астафурова Е. Г., Астафуров С. В., Мельников Е. В.,
Панченко М. Ю., Майер Г. Г., Москвина В. А., Рубцов В. Е., Колубаев Е. А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
г. Томск, Россия,
reunova.ksenya@mail.ru*

В настоящей работе методами оптической микроскопии, сканирующей электронной микроскопии, методом рентгеноструктурного и рентгенофазового анализов, статического одноосного растяжения была исследована микроструктура, фазовый состав и механические свойства ванадийсодержащей высокоазотистой стали, полученной методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП). Для аддитивного производства заготовок (стенок) была выбрана высокоазотистая сталь следующего состава: Fe–21,6Cr–25,7Mn–1,4V–0,69C–1,18 (масс. %). Полученные стенки имели размер 100×30×5 мм. Для исследования механических свойств методом одноосного статического растяжения из полученных заготовок были вырезаны образцы в форме двойных лопаток с размерами рабочей части 1,25×2,7×12 мм, ось растяжения совпадала с направлением осаждения слоев. Механические испытания проводились при комнатной температуре с начальной скоростью деформации $5 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. В работе для сопоставления с аддитивно-выращенным материалом использовались образцы литой стали после горячейковки и закалки в воду от температуры 1200°C.

Микроструктурные исследования показали, что образцы, полученные методом традиционного литья, имеют преимущественно аустенитную структуру с карбонитридами на основе ванадия и хрома. В результате ЭЛАП-процесса формируются столбчатые аустенитные зерна, внутри которых наблюдали дендритную микроструктуру. Методом рентгеноструктурного анализа установлено, что параметр кристаллической решетки аустенитной фазы после ЭЛАП-процесса составил 0,363 нм, то есть аустенитная фаза содержит высокую концентрацию атомов азота в твердом растворе. Аустенитная структура также содержит большое количество карбонитридов и интерметаллидную фазу. Электронно-микроскопические исследования указывают на формирование крупных частиц интерметаллидов на основе V, Fe, Mn и Cr, все частицы имеют неправильную форму и располагающихся в теле зерна и по границам.

Исследования механических свойств ванадийсодержащей высокоазотистой стали методом одноосного растяжения показали, что значения предела текучести для исходной стали (после литья и термомеханической обработки) и полученной при ЭЛАП-обработке имеют близкие значения – 850 МПа. Показано, что ЭЛАП-процесс способствует значительному снижению величины удлинения до разрушения до 2 % и предела прочности исследуемой стали до 30 %, что обусловлено формированием хрупких частиц интерметаллидной фазы и карбонитридов, которые вызывают хрупкое разрушение стали, полученной аддитивным методом.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект номер FWRW-2019-0030.

РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ МОЛИБДЕНОВЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ НА ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ

Соснин К.В., Романов Д.А., Пронин С.Ю., Филяков А.Д.

Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия, k.sosnin@mail.ru

В настоящем материале сообщается об изучении фазового состава электровзрывных покрытий на основе молибдена и титана для медицинских применений. Покрытия были получены экологически безопасным и перспективным методом электровзрывного напыления. Примененная обработка позволяет добиться точного регулирования фазового состава. Полученные результаты исследования фазового состава приведены в таблице 1. Детализация используемой установки, режимов формирования покрытий и марки имплантатов в настоящее время не приведены для обеспечения патентной чистоты.

Таблица 1. Фазовый состав покрытий на основе молибдена и титана

Номер режима обработки	Фазовый состав, масс. %	
	Mo	Ti
1	5	95
2	10	90
3	15	85
4	20	80
5	25	75
6	30	70
7	35	65
8	40	60
9	45	55

Приведем фотографии поверхности электровзрывных покрытий (рис. 1).



Рис. 1. Внешний вид поверхности молибденовых покрытий, полученных в режимах электровзрывного напыления 1 (а), 5 (б) и 8 (в)

Анализ таблицы 1 показал, что примененная обработка позволяет точно регулировать фазовый состав. В будущем это позволит использовать предлагаемый метод напыления покрытий для коммерческого использования в имплантатах различной конструкции.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук МД-486.2020.8 и кандидатов наук МК-5585.2021.4, а также при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044.

ХАРАКТЕРИСТИКА СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОКРЫТИЯ Ag–Ni–N, ПОЛУЧЕННОГО НА МЕДИ КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ, СОЧЕТАЮЩИМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЕ НАПЫЛЕНИЕ, ОБЛУЧЕНИЕ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ И АЗОТИРОВАНИЕ

¹Романов Д.А., ¹Почетуixa В.В., ¹Громов В.Е., ²Иванов Ю.Ф.

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
romanov_da@physics.sibsiu.ru

²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,
yufi55@mail.ru

Электрические контакты выключателей электрических сетей независимо от того, что они эксплуатируются с момента демонстрации Т.А. Эдисоном в 1879 г., остаются актуальным объектом фундаментальных и прикладных исследований. Основной технологией промышленного производства контактов переключателей мощных электрических сетей до сих пор остается метод порошковой металлургии. Такие электрические контакты обладают однородной и воспроизводимой структурой во всем объеме изделий. Однако совершенствование этой технологии не может обеспечить низкую пористость готовых изделий, что снижает электропроводность. Другим методом получения объемных материалов дугостойких электрических контактов является метод электронно-лучевого испарения и последующей вакуумной конденсации. Электрические контакты, полученные этим методом, неоднородны по структуре. Например, для системы W–Cu эта неоднородность проявляется в периодическом чередовании слоев вольфрама и меди переменной толщины.

Комбинированные технологии, сочетающие различные методы воздействия на структуру и свойства материала, в настоящее время являются одним из интенсивно развивающихся направлений модификации металлов и сплавов. В работе выполнено исследование структуры и свойств покрытия состава Ag–Ni–N, сформированного на меди комбинированным методом, сочетающим электровзрывное напыление, облучение импульсным электронным пучком и последующее азотирование в плазме газового разряда низкого давления. Показано, что износостойкость покрытия толщиной до 80 мкм превышает износостойкость меди на 13 %; коэффициент трения покрытия на 3,5 % ниже коэффициента трения меди; твердость покрытия превышает твердость меди на 13 %. Установлено, что основным элементом покрытия является серебро, в значительно меньшем количестве присутствуют никель и медь. Между покрытием и подложкой выявлен переходный слой толщиной до 8 мкм, обогащенный атомами никеля. Показано, что покрытие сформировано твердыми растворами на основе меди, никеля и серебра, а также содержит нитриды никеля серебра и меди. Выявлено, что фазовый состав покрытия существенным образом зависит от плотности энергии пучка электронов (при постоянных значениях длительности и количества импульсов воздействия пучка). Установлено, что покрытие имеет субмикронанокристаллическую структуру. Размеры кристаллитов, формирующих покрытие, изменяются в пределах от 50 нм до единиц микрометров.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук МД-486.2020.8 и кандидатов наук МК-5585.2021.4, а также при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$, СФОРМИРОВАННОГО НА МЕДИ КОМПЛЕКСНЫМ МЕТОДОМ

¹Почетуха В.В., ¹Романов Д.А., ¹Громов В.Е., ²Иванов Ю.Ф.

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, v.pochetuha@mail.ru

²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия, yufi55@mail.ru

Цель работы – анализ структуры и свойства покрытия состава $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$, сформированного на меди комплексным методом, сочетающим электровзрывное напыление, облучение импульсным электронным пучком и последующее азотирование в плазме газового разряда низкого давления.

После формирования покрытия образцы облучали импульсным электронным пучком (17 кэВ, 20 Дж/см², 200 мкс, 5 имп., 0,3 с⁻¹) и подвергали азотированию в плазме газового разряда низкого давления на установке «КОМПЛЕКС». Режим азотирования: 520 °С, 5 часов.

Исследование дефектной субструктуры и элементного состава покрытия осуществляли методами сканирующей электронной микроскопии. Исследование фазового состава и структурных параметров проводилось на дифрактометре XRD-6000 в $\text{CuK}\alpha$ -излучении. Анализ фазового состава проводили с использованием баз данных PDF 4+, а также программы полнопрофильного анализа POWDER CELL 2.4. Твердость покрытия измеряли с помощью ультрамикротестера Shimadzu DUH-211 ($P_n = 30$ мН). Трибологические свойства покрытия изучали на трибометре Pin on Disc and Oscillating TRIBOtester («TRIBOtechnic», Франция) в условиях сухого трения.

В результате трибологических испытаний обнаружено, что износостойкость медного образца с покрытием состава $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$ составляет $3,4 \cdot 10^{-5}$ мм³/Н·м и превышает износостойкость меди без покрытия ($9,6 \cdot 10^{-5}$ мм³/Н·м) в 2,8 раза. Коэффициент трения образцов с покрытием ($\mu = 0,479$) меньше коэффициента трения меди без покрытия ($\mu = 0,679$) в 1,4 раза. Выявлен различный характер изменения коэффициента трения при трибологических испытаниях. Образец с покрытием характеризуется более длительной стадией приработки по сравнению с образцом без покрытия.

Твердость покрытия измеряли на поперечном шлифе вдоль трех дорожек, проходящих перпендикулярно поверхности покрытия, что позволяло определить среднюю твердость покрытия и выявить зависимость твердости исследуемого материала от расстояния от поверхности покрытия. Твердость покрытия достигает максимального значения, превышающего твердость подложки на 10 %.

Показано, что толщина покрытия ≈ 100 мкм. Износостойкость медного образца с нанесенным покрытием превышает износостойкость меди без покрытия в $\approx 2,8$ раза. Коэффициент трения образцов с покрытием ($\mu = 0,479$) меньше коэффициента трения меди без покрытия ($\mu = 0,679$) в $\approx 1,4$ раза. Установлено, что твердость покрытия увеличивается по мере приближения к подложке и достигает максимального значения ≈ 1400 МПа (твердость подложки 1270 МПа). Методами микрорентгено-спектрального анализа установлено, что основным химическим элементом покрытия является серебро, в значительно меньшем количестве присутствуют медь, олово, индий, кислород и азот. Основными фазами покрытия являются твердые растворы на основе меди и серебра.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-79-00141).

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ $WN-WC-W_2C_{0,84}-Ag$, ПОЛУЧЕННЫХ КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ

¹Московский С.В., ¹Почетуха В.В., ¹Романов Д.А., ²Иванов Ю.Ф.

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, romanov_da@physics.sibsiu.ru

²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия, yufi55@mail.ru

В настоящих материалах рассмотрен новый комбинированный метод формирования покрытий. Он включает электровзрывное напыление композиционных покрытий на основе серебра и карбида вольфрама, последующее азотирование для получения высокотвердого монокристалла вольфрама, который также обладает высокой электропроводностью, и финишную электронно-пучковую обработку. Исследованы структура, фазовый состав, нанотвердость, модуль Юнга, износостойкость в условиях сухого трения скольжения, коэффициент трения, электропроводность и электроэрозионная стойкость полученных покрытий. Целью работы являлось изучение структуры и свойств покрытий системы $WN-WC-W_2C_{0,84}-Ag$, которые могут применяться в качестве дугостойких материалов электрических контактов.

Были определены зависимости контактного напряжения парных контактов при замыкании одной фазы, при обрыве одной фазы и нулевом токе, а также при обрыве одной фазы и максимальном токе. Время, необходимое для отключения контактов составляет ~ 25 мкс. При обрыве одной фазы и нулевом токе, а также при обрыве одной фазы и максимальном токе время, необходимое для отключения контактов составляет 20–25 мкм. Приведенные значения времени отключения соответствуют современным коммутационным приборам, предлагаемым на рынке. Сформированное покрытие системы $WN-WC-W_2C_{0,84}-Ag$ обеспечивает быстрое гашение дуги при размыкании электрических контактов. Это открывает перспективу применения таких покрытий в быстродействующих коммутационных аппаратах.

Электропроводность покрытий на 0,8% ниже электропроводности серебра. Износостойкость образцов меди с покрытием в $\approx 1,5$ раза меньше, чем чистой меди: унос массы составляет 0,62 мг (0,92 мг для меди) при коэффициенте трения 0,599 (0,526 для меди). Твердость покрытия в среднем составляет 3910 МПа при разбросе значений от 540 до 15 500 МПа, модуль Юнга – 59,3 ГПа (13,5–65,3 ГПа).

Впервые комбинированным методом, включающим электровзрывное напыление, азотирование и электронно-пучковую обработку получены покрытия системы $WN-WC-W_2C_{0,84}-Ag$, обладающие высоким уровнем свойств. Причиной высоких электроэрозионной стойкости, электропроводности, твердости, модуля Юнга, износостойкости и коэффициента трения покрытия является формирование композиционно наполненной структуры на основе серебряной матрицы с включениями высокотвердых высокомодульных соединений вольфрама WC , $W_2C_{0,84}$ и WN .

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук МД-486.2020.8 и кандидатов наук МК-5585.2021.4, а также при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044.

ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА УПРОЧНЕНИЯ ТЕПЛОСТОЙКОГО МЕТАЛЛА ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ, СФОРМИРОВАННОГО ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАЗМОЙ В СРЕДЕ АЗОТА

Малушин Н.Н., Ковалев А.П., Романов Д.А.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия, nmalushin@mail.ru*

Одной из приоритетных задач при производстве металлопроката является повышение качества основного инструмента прокатных станов – их рабочих валков. Материал рабочих валков холодной прокатки и технология их изготовления должны обеспечить высокую твердость активного слоя 95–102 HSh (HRC 64–66), достаточную его глубину и высокое качество поверхности после обработки. Комплекс высоких требований, предъявляемых к валкам холодной прокатки, относится преимущественно к активному слою валков, а свойства сердцевины валка не оказывают решающего влияния на его эксплуатационные свойства.

Методами растровой электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа исследованы структура, фазовый и химический состав теплоустойчивого сплава, сформированного высокотемпературной плазмой в среде азота с последующим высокотемпературным отпуском. Установлено, что в наплавленном сплаве основными фазами являются твердый раствор α -Fe и карбонитриды на основе железа, вольфрама, хрома, молибдена, алюминия ($\text{Fe}_6\text{W}_6\text{NC}$ и AlN). Высокотемпературная обработка (четырёх кратный высокотемпературный отпуск при температуре нагрева 580 °С и времени выдержки 1 ч) наплавленного покрытия приводит к росту параметра кристаллической решетки (с 2,866 Å до 2,89 Å) и размеров областей когерентного рассеяния (с 25 до 100 нм), уменьшению внутренних упругих напряжений (с 1000 до 600 МПа). На поверхности наплавки наблюдается явно выраженная ориентированная дендритная структура. После наплавки и высокотемпературного отпуска ориентированная дендритная структура практически не просматривается. Распределение микротвердости (определено по методу Виккерса) по глубине наплавленного слоя в состоянии после наплавки характеризуется значительным разбросом значений при ее высоком среднем значении на поверхности 4,142 ГПа (дисперсия 1,0956) и средней части наплавки 5,153 ГПа (дисперсия 1,5697). Разброс значений микротвердости связан со сложным тепловым воздействием многослойной плазменной наплавки по винтовой линии и перемешиванием материала подложки с наплавляемым покрытием. Высокотемпературный отпуск приводит к выравниванию значений микротвердости и повышению ее среднего значения до 5,7–6,5 ГПа. Уточнена природа упрочнения наплавленного теплоустойчивого металла высокой твердости дополнительно легированного азотом и алюминием. Основное упрочнение наплавленного металла происходит при высокотемпературном отпуске за счет увеличения карбидных и карбонитридных фаз и образования мелкодисперсного нитрида алюминия.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук МД-486.2020.8 и кандидатов наук МК-5585.2021.4, а также при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044.

МЕТОДИКИ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ ИНДЕНТИРОВАНИЕМ¹

Матлин М.М., Казанкин В.А., Казанкина Е.Н.

Волгоградский государственный технический университет,
detmash@vstu.ru, matlin@vstu.ru

Пластичность – важное свойство материалов, используемых для изготовления деталей машин и механизмов. При этом наиболее существенной является не общая, а местная пластичность, способствующая локальному энергопоглощению, особенно в условиях воздействия динамических нагрузок. Способность большинства конструкционных материалов деформироваться пластически под нагрузкой является важнейшим свойством в условиях эксплуатации. Пластическая деформация оказывает влияние на пластическое упрочнение, старение, остаточные напряжения, релаксацию напряжений и т.п. Существенно значение пластической деформации и в процессах механического разрушения.

Предельная равномерная деформация соответствует наибольшему напряжению (временному сопротивлению) на диаграмме условных напряжений растяжения для пластичных материалов, а для относительно хрупких материалов предельная равномерная деформация соответствует напряжению разрыва материала образца. В работе [1] отмечено, что практическое значение предельной равномерной деформации состоит в том, что она существенно зависит от изменений в микроструктуре металла, происходящих в результате воздействия различных технологических и эксплуатационных факторов (температура, радиационное облучение и др.), изменяющих упрочняемость и пластичность материала. В связи с этим предельная равномерная деформация является важным диагностическим параметром материала, характеризующим надежность эксплуатации изделий.

Согласно стандарту [2], предельную равномерную деформацию определяют путем испытания на растяжение образцов, изготовленных из материала детали. Такой метод приводит к частичному или полному разрушению детали; его невозможно использовать при необходимости стопроцентного контроля, а также при малых размерах деталей. Неразрушающий метод [1] предусматривает построение (с использованием специального оборудования) диаграммы внедрения сферического индентора, по которой определяют величину отношения $(h/R)_B$, соответствующего временному сопротивлению материала, то есть максимуму на диаграмме внедрения (где h – глубина остаточного отпечатка, соответствующая максимуму на диаграмме внедрения; R – радиус индентора). Автором работы [1] установлено, что для широкого круга сталей значение предельного равномерного сужения ψ_B можно определить по формуле

$$\psi_B \approx 0,4(h/R)_B. \quad (1)$$

В настоящей работе также предложен неразрушающий метод определения предельного равномерного сужения путем индентирования. Метод заключается в том, что в испытуемый материал однократно внедряют сферический индентор нагрузкой, находящейся в диапазоне, соответствующем измерению твердости; изме-

¹ Работа выполнена при поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-08-00049, а также в рамках конкурса МК-2021 (грант Президента РФ № МК-84.2021.4)

ряют глубину остаточного отпечатка, а предельное равномерное сужение ψ_B рассчитывают по зависимости

$$\psi_B = \frac{\pi Dh}{\pi Dh + 0,0041F} \cdot 100\%, \quad (2)$$

где F – нагрузка на сферический индентор; D – диаметр сферического индентора; h – глубина остаточного отпечатка; 0,0041 – универсальная постоянная для металлов, имеющая размерность МПа⁻¹.

Зависимость (2) в новой форме устанавливает взаимосвязи между существенными параметрами, определяющими величину предельного равномерного сужения: пластические свойства материала при контактной деформации (от них зависит глубина остаточного отпечатка), прочностные свойства материала (они определяются контактной нагрузкой и диаметром индентора).

Экспериментальная проверка проведена на образцах, изготовленных из углеродистых и легированных конструкционных сталей различного уровня прочности и пластичности: сталь 20 ($\psi_{B,0.2}=13,9\%$), сталь 35 ($\psi_{B,0.2}=10,1\%$), сталь 20Х ($\psi_{B,0.2}=3,8\%$), сталь 45Х ($\psi_{B,0.2}=5,0\%$), сталь 38Х ($\psi_{B,0.2}=4,9\%$), сталь 40ХН ($\psi_{B,0.2}=4,8\%$). Величину предельного равномерного сужения $\psi_{B,0.2}$ для указанных сталей предварительно определяли согласно [2] с помощью программно-технического комплекса для испытания металлов ИР 5143-200. В качестве сферического индентора использовали стальной закаленный шарик (с твердостью по Виккерсу не менее HV 850 кгс/мм²) с диаметром $D=5$ мм, а для сталей с пластической твердостью большей, чем 4500 МПа – сферический индентор из твердого сплава. Нагружение индентора проводили с помощью пресса Бринелля.

Сопоставление результатов определения предельного равномерного сужения описанным методом со стандартным методом [2] показало, что погрешность неразрушающего метода не превышает (3...7)% и имеет характер двухстороннего разброса. Показано также, что изменение нагрузки на сферический индентор ($\approx$ в 3 раза) в достаточно широком диапазоне (в пределах, предусмотренных стандартами [3, 4] для измерения твердости) практически не влияет на определяемые значения предельного равномерного сужения.

Таким образом, результаты экспериментальной проверки свидетельствуют о пригодности разработанного метода для практического использования.

Работа выполнена при поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-08-00049, и при поддержке РФФИ и Волгоградской области в рамках научного проекта № 19-48-340002, а также в рамках конкурса СП-2018 (СП-253.2018.1)

Список литературы

1. В.М. Матюнин, Индентирование в диагностике механических свойств материалов. - М.: Издательский дом МЭИ, 288 с. (2015)
2. ГОСТ 1497-84, ИСО 6892-84. Металлы. Методы испытания на растяжение. Введ. 16.07.1984.
2. ГОСТ 9012-59 (ИСО 410-82, ИСО 6506-81) Металлы. Методы испытаний. Измерение твердости по Бринеллю.- Введ. 01.01.60; последнее изменение 12.09.18.
3. ГОСТ 18835-73. Металлы. Метод измерения пластической твердости. - Введ. 01.07.75. (ограничение срока действия снято Межгосударственным Советом стандартизации, метрологии и сертификации, протокол №3-93, ИУС №5/6, 1993 г.).

КРИСТОННАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ ОСНОВНОЙ КОМПОНЕНТЫ ТЕКСТУРЫ ПРОКАТКИ ГЦК МЕТАЛЛОВ

Кащенко М.П.^{1,2}, Семеновых А.Г.², Нефедов А.В.²,
Кащенко Н.М.¹, Чашина В.Г.^{1,2}

¹Уральский федеральный университет,
Екатеринбург, Россия

²Уральский государственный лесотехнический университет,
Екатеринбург, Россия,

mpk46@mail.ru, semenovhag@m.usfeu.ru

При деформации поликристаллических металлов и сплавов, имеющих случайную исходную ориентировку кристаллических решеток зерен, возникает преимущественная ориентировка определенных плоскостей и направлений в разных зернах, называемая кристаллографической текстурой. Текстура прокатки образуется в результате действия сил сжатия в направлении, перпендикулярном плоскости прокатки, обозначаемом НН (направление нормали к плоскости прокатки), и сил растяжения вдоль направления прокатки, обозначаемого НП. В результате определенные плоскости $\{hkl\}$ в зернах оказываются близкими к плоскости прокатки, а некоторые направления $\langle uvw \rangle$ - близкими к НП. Наблюдаемая текстура задается перечислением таких плоскостей и направлений. Для металлов и сплавов с ГЦК решеткой, как известно (см., например, [1, 2]), различия в наборах компонент текстуры прокатки зависят от энергии дефекта упаковки, однако основная компонента текстуры (ОКТ) обычно соответствует $\{110\}\langle -112 \rangle$. Деформация прокатки (при ортогональных направлениях сжатия и растяжения) должна сопровождаться разворотом доминирующих плоскостей скольжения в направлении уменьшения угла между плоскостью скольжения и плоскостью прокатки. Причем выраженная текстура развивается при значительных деформациях (десятки процентов). Напомним, что для ГЦК кристаллов легкими системами скольжения являются $\{111\}\langle -110 \rangle$. В связи с этим допустим сценарий формирования ОКТ за счет распространения кристонов - носителей сдвига по плоскостям, отличающимся от плотноупакованных [3-6].

Генерация кристонов осуществляется обобщенными источниками Франка-Рида (ОИФР), возникающими при сильном (контактном) взаимодействии дислокаций с пересекающимися (вдоль $\Lambda \parallel \langle 110 \rangle$) плоскостями скольжения. Существует простая связь с долевыми вкладами дислокаций в «состав» кристона. Для ГЦК-решетки простейшие (стандартные) ориентировки плоскостей сдвига (ПС) имеют вид

$$\{hhl\}, \quad h/l = (n - m)/(n + m), \quad (1)$$

где n и m целые числа, модули которых равны числу дислокаций двух контактно взаимодействующих систем. Ориентации сегментов ОИФР $\Lambda \parallel \langle 110 \rangle$ ортогональны $\langle hhl \rangle$, а направления сдвига коллинеарны суперпозиционным векторам Бюргерса

$$\mathbf{b} \parallel n\mathbf{b}_1 + m\mathbf{b}_2. \quad (2)$$

Векторы $\mathbf{b}_1$ и $\mathbf{b}_2$ лежат в пересекающихся плоскостях легкого скольжения и коллинеарны $\langle 110 \rangle$, но не коллинеарны Λ . Заметим, что ориентация ПС задается вектором $\mathbf{b}_\tau \parallel \langle \ell\ell-2h \rangle$ - краевой (относительно Λ) составляющей $\mathbf{b}$. Очевидно, что чисто винтовая компонента $\mathbf{b}_\parallel$ (коллинеарная Λ) обеспечивает возможность подключения дополнительных ПС (за счет механизма поперечного скольжения дислокаций).

Следует иметь в виду, что случаю $h < \ell$, согласно (1), соответствует (при $p > 0$ и $m > 0$) неравенство $p > m$ и тупоугольное расположение векторов $\mathbf{b}_1$ и $\mathbf{b}_2$, что обеспечивает минимум упругой энергии при сложении векторов, согласно критерию Франка ($b^2 < b_1^2 + b_2^2$), то есть устойчивость кристона. Тогда неравенствам $p > 0$, $m < 0$, сопоставляется остроугольное расположение векторов $\mathbf{b}_1$ и $\mathbf{b}_2$, и $b^2 > b_1^2 + b_2^2$. Это означает, что при замене $m \rightarrow -m$ формулу (1) можно переписать в виде

$$h/\ell = (n + m)/(n - m), \quad (3)$$

полагая затем $p > 0$, $m > 0$ и $p > m$, что ведет к неравенству $h > \ell$. Существует и вариант ортогональных векторов $\mathbf{b}_1$ и $\mathbf{b}_2$ ($b^2 = b_1^2 + b_2^2$). Согласно (3), плоскостям $\{110\}$ в ОКТ, отвечает предельный вариант $p=m$. Следовательно, минимальный «состав» кристона при $p=m=1$, соответствующий ОКТ, включает пару смешанных, по отношению к Λ , полных дислокаций (лежащих в пересекающихся плоскостях скольжения). Условие же коллинеарности вектора $\mathbf{b}$ с направлением $\langle -112 \rangle$ в ОКТ удовлетворяется при добавлении к двум ортогональным векторам $\mathbf{b}_1$ и $\mathbf{b}_2$ третьего вектора $\mathbf{b}_{\parallel} \parallel \Lambda$ с чисто винтовой ориентацией. Например,

$$\mathbf{b} = a ([01-1] + [0-1-1] + [1-10]) / 2 = a [1-1-2] / 2 \parallel a [-112] / 2, \quad \mathbf{b} = a (6)^{1/2} / 2, \quad (4)$$

где a – параметр решетки.

При таких $\mathbf{b}$, по-видимому, эффективность действия ОИФРИ достигается за счет сочетания значительных величин $\mathbf{b}$ с возможностью размножением ПС, что обеспечивает значительный вклад в скорость деформации при прокатке, приводя, при прочих равных условиях, к выделению компоненты текстуры прокатки $\{110\} \langle -11-2 \rangle$ в качестве главной. Очевидно, что удаление из суммы (4) вектора $\mathbf{b}_{\parallel}$ сразу приводит к одной из побочных компонент (110) $[00-1]$.

Заметим, что и другие наблюдаемые компоненты текстуры адекватно интерпретируются в кристонной модели.

Авторы выражают признательность Министерству науки и высшего образования России за финансовую поддержку при исполнении государственного задания № 075-00243-20-01 от 26.08.2020 в рамках темы FEUG-2020-0013 "Экологические аспекты рационального природопользования"

1. Recrystallization and related annealing phenomena. Second edition / Humphreys F. J., Hatherly M. Oxford, UK: ELSEVIER Ltd., 2004. 605 p.
2. Сильникова Е.Ф., Сильников М.В. Кристаллографическая текстура и текстуробразование. СПб.: Наука, 2011. 554 с.
3. Кащенко М.П., Чащина В.Г., Семеновых А.Г. Кристонная модель формирования полос сдвига в кубических кристаллах с кристаллографической ориентировкой границ общего вида. Физ. мезомех. 2003. Т. 6. № 1. С. 95–122.
4. Кащенко М.П., Чащина В.Г., Семеновых А.Г. Кристонная модель формирования α' -мартенсита деформации в сплавах на основе железа. Физ. мезомех. 2003. Т. 6. № 3. С. 37-56.
5. Kashchenko M.P., Chashchina V.G. Crystons: basic ideas and applications. Letters on materials. 2015. V. 5. № 1. P. 82-89.
6. Чащина В.Г., Семеновых А.Г., Кащенко М.П. Введение в кристонную модель формирования полос сдвига и мартенсита деформации в ГЦК кристаллах: учебное пособие. Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2020. 58с.

ДЕФОРМАЦИЯ РАСТЯЖЕНИЕМ С ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОМ ТИТАНА

Корольков О.Е., Пахомов М.А., Столяров В.В.

ФГАОУВПО «Московский политехнический университет»,
г. Москва, Россия,
41zh1k@mail.ru

Аннотация. Показано влияние режимов импульсного тока на механические свойства при растяжении технически чистого титана Grade 4, действие тока сравнивается с тепловым нагревом феном, для оценки вклада электропластического эффекта.

Электропластический эффект (ЭПЭ) – явление, при котором наблюдается снижение сопротивления металла деформации, а также улучшением его пластичности под влиянием электрического тока достаточно высокой плотности или интенсивного электронного излучения [1]. Существование ЭПЭ в металле впервые было установлено при деформации растяжением монокристаллов цинка в потоке ускорителя частиц [1]. Затем аналогичные исследования были выполнены на многих конструкционных металлах и сплавах, включая особо чистый титан и его сплавы. В настоящее время существуют три основные теории, объясняющие действие ЭПЭ: электронно-дислокационное взаимодействие, локальный нагрев на структурных неоднородностях и магнитопластичность в [2]. Однако, некоторые ученые по-прежнему считают действие ЭПЭ полностью тепловым. В данной работе ставилась задача отделения теплового действия тока от действия ЭПЭ, а также их сравнение.

Материалом исследования был выбран титан Grade-4 ASTM F67-06 в отожженном состоянии, использующийся для изготовления имплантатов. Зерна, в исходном состоянии имеют вытянутую в направлении прокатки форму, средним размером 20х40 мкм. Для растяжения была использована горизонтальная разрывная машина ИР - 5081/20. Скорость испытания составляла 1,7 мм/мин. К зажимам разрывной машины подводился ток частотой 1кГц от импульсного генератора. Длительность импульса τ (100-500 мкс.) и амплитудная плотность тока j (10-30 А/мм².) устанавливались перед началом испытания. Нагрев, вызванный током, контролировали путем измерения температуры прибором Digital Thermometers UT320 Series и хромель-алюмелевой термопарой в центре образца с точностью ± 2 °С. Амплитудную плотность тока контролировали с помощью осциллографа АКИМ – 4131/2. Ток вводился в образец до начала растяжения, которое начиналось после стабилизации температуры. Для нагрева образца воздухом был использован технический фен MAKITA HG6530VK. В этом случае производился нагрев до температуры 200°С, которая была выбрана исходя из испытаний с током плотностью 20А/мм² с длительностью импульса 100 мкс.

На рис.1 представлены кривые напряжение-деформация при растяжении без тока (кривая 1), с различными режимами импульсного тока (кривые 2,3,4,5) и при нагреве феном (кривая 6). Вид кривых отличается характером деформационного упрочнения и поведением в шейке. Видно, что титану свойственно заметное сужение и, как следствие, многократное увеличение плотности тока в шейке, снижающее пластичность. Данный факт подтверждается кривой 6, где ток отсутствует, а достаточно высокая температура испытания повышает пластичность. Интересно, что отдельное повышение плотности с 20 до 30 А/мм² (кривые 3 и 4) или длительности импульса от 100 до 500 мкс (кривые 3 и 5) эффективно способствует снижению напряжений течения и слабо влияют на пластичность. Отметим интересную особенность в прочности и пластичности, которые при одной и той же температуре 200 °С

заметно выше для нагрева феном (кривая 6) по сравнению с нагревом тока (кривая 5). В данном случае, кроме повышенной температуры, налицо увеличение плотности тока в шейке, приводящее к дополнительному разупрочнению. Кроме того, кривые растяжения показали присутствие зуба текучести, который при повышении температуры уменьшается и исчезает при температуре более 200 °С. Появление зуба текучести при комнатной температуре связано с присутствием в титане Grade 4 примесных атомов кислорода, тормозящих движение дислокаций до определенного уровня напряжений, а исчезновение зуба текучести при повышенных температурах объясняется их растворением в решетке титана. Механические характеристики прочности и пластичности при комнатной температуре соответствуют справочным значениям, характеризующим отожжённый титан марки Grade 4 [3]. Повышение плотности тока и длительности импульса приводит сначала к слабому, а потом трехкратному снижению напряжений течения, связанному с их типичной температурной зависимостью.

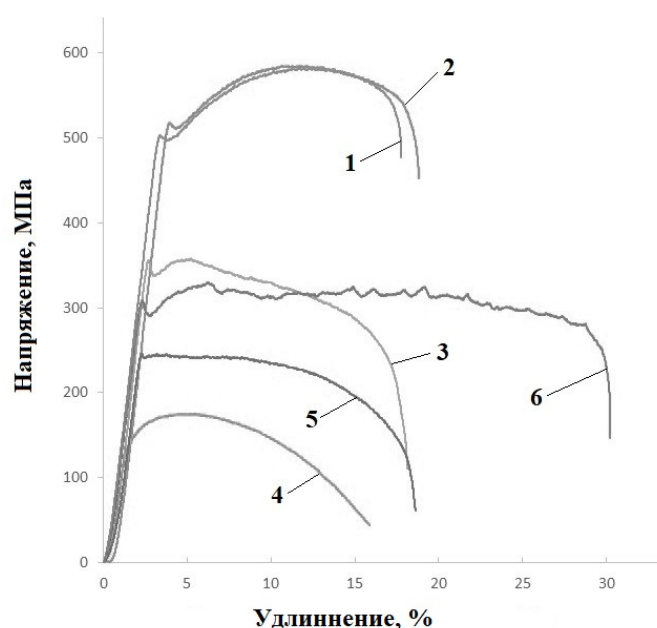


Рис.1. Кривые растяжения титана: 1 – без тока; 2 – 10А/мм², 100 мкс, 40 °С; 3 – 20А/мм², 100 мкс, 130 °С; 4 – 30А/мм², 100 мкс, 280 °С; 5 – 20А/мм², 500 мкс, 200 °С; 6 – фен, 200 °С

Таким образом, показано, что введение импульсного тока при растяжении способствует снижению напряжений течения. Чем выше плотность тока и длительность импульса, тем больше эффект. Снижение пластичности при введении тока обусловлено сильным шейкообразованием в титане и прямо не связано с эффектом тока. Вклад теплового эффекта имеет меньший вклад в снижение прочностных характеристик, чем вклад ЭПЭ, при одинаковой температуре.

1. Троицкий, О. А. Электропластический эффект в металлах: монография — Москва: Ким Л. А. 2021. — 468 с.
2. Минько Д.В. / Анализ перспектив применения ЭПЭ в процессах ОМД / Литье и металлургия 4' 2020 / doi.org/10.21122/1683-6065-2020-4-125-130
3. ГОСТ Р ИСО 5832-2-2014 Имплантаты для хирургии металлические материалы часть 2 нелегированный титан

ФОРМИРОВАНИЕ И ЭВОЛЮЦИЯ МЕЗОСКОПИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛАХ

Емельянова Е.С.^{1,2,*}, Романова В.А.¹, Балохонов Р.Р.¹,
Писарев М.^{1,2}, Шахиджанов В.С.¹

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

²*Национальный исследовательский Томский
государственный университет,
Томск, Россия,*

* emelianova@ispms.ru

В работе проведено исследование закономерностей формирования и развития деформационного рельефа в нагруженных поликристаллических алюминиевых и титановых сплавах с различной микроструктурой и текстурой.

Трехмерные поликристаллические структуры с различной формой зерен на сетках разного разрешения и различными геометрическими параметрами расчетной области сгенерированы методом пошагового заполнения. Модели деформационного отклика зерен построены для кристаллов с гексагональной плотноупакованной и гранецентрированной решеткой в рамках физической теории пластичности с учетом упруго-пластической анизотропии, связанной с особенностями кристаллического строения. Построенные определяющие соотношения вводились в систему уравнений краевой задачи в динамической постановке.

Для тестирования разработанной модели проведена серия расчетов одноосного нагружения модельных монокристаллов с различной ориентацией относительно оси нагружения. Расчеты проводились в трехмерной постановке с использованием конечно-элементного пакета ABAQUS/Explicit. Показано, что результаты согласуются с аналитическими оценками активации систем скольжения и начальных напряжений течения, полученными из закона Шмида. Определены размеры представительного объема для исследования эволюции мезоскопического деформационного рельефа и требования к разрешению расчетных сеток.

На примере модельных структур поликристаллического алюминия и титана численно исследованы механизмы формирования деформационного рельефа. Сделаны выводы о влиянии микроструктуры и текстуры, механических свойств и размера зерна на характеристики рельефных образований на микро- и мезоуровнях.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00600).

ЗАВИСИМОСТЬ ЛОКАЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ГРАНИЦЫ ЗЕРНА ОТ СООТНОШЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ МИКРОНАПРЯЖЕНИЙ И СЕГРЕГАЦИИ ПРИМЕСИ ФОСФОРА

Мишин В.М., Мишин В.В.

ФГАОУ ВПО Северо-Кавказский федеральный университет,
Пятигорск, Россия,
mishinvm@yandex.ru

При закалке, в стали в результате фазового превращения аустенита в мартенсит образуются ослабленные структурные зоны – границы исходных аустенитных зерен [1-3]. На них выходят кристаллы образовавшегося мартенсита, перед вершинами которых образуются области объемного растяжения – источники остаточных внутренних микронапряжений [4]. Кроме того, происходит образование зернограницных сегрегаций охрупчивающих примесей (фосфора, сурьмы и олова) [3,5]. Эти процессы приводят к реализации замедленного разрушения закаленной стали [1-6]. В связи с этим, актуально изучение аддитивного (и раздельного) влияния перечисленных микроструктурных факторов на локальную прочность границ зерен.

Целью исследования являлось разделение влияния остаточных микронапряжений и сегрегации фосфора на снижение локальной прочности границ зерен мартенситных сталей, приводящее к снижению сопротивления замедленному разрушению.

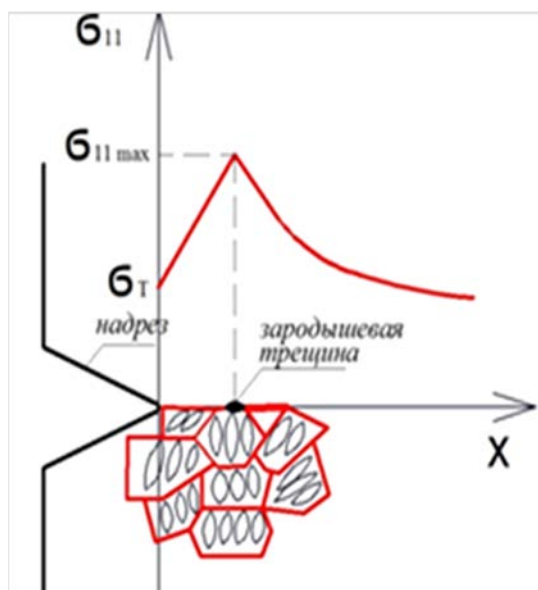


Рис.1. Схема, зарождения трещины на границе исходного аустенитного зерна в месте локализации максимального локального растягивающего напряжения σ_{11max} в вершине надреза в зоне стеснения деформации

Изучали стали 18X2H4BA с содержанием фосфора (0,005%; 0,010%; 0,012%; 0,028%; 0,040%). Образцы типа Шарпи подвергали закалке в воду с последующей изотермической выдержкой в γ – области. Для вскрытия границ зерен проводили испытания на замедленное разрушение (ЗХР) путем нагружения образцов сосредоточенным изгибом до заданной нагрузки и дальнейшей выдержке до разрушения. Для определения локальных напряжений в зоне зарождения трещины σ_{11max} использовали метод конечных элементов (МКЭ) по методике [6] (рис.1).

По результатам расчета МКЭ построены кривые замедленного разрушения в координатах: локальное растягивающее напряжение (σ_{11max}) – время до регистрации момента зарождения трещины (τ). С их помощью были определены 3D зависимости пороговых локальных напряжений ($\sigma_{11порог}$) от времени отдыха ($T_{отд}$) и среднего содержания фосфора в стали ($P, \%$) (рис.2).

Пороговые значения $\sigma_{11порог}$ характеризуют локальную прочность границы зерна. На рис.2 показано, что увеличение содержания примеси фосфора ($P, \%$) и уменьшение времени отдыха после закалки ($T_{отд}$) снижают величину порогового локального напряжения стали 18X2H4BA.

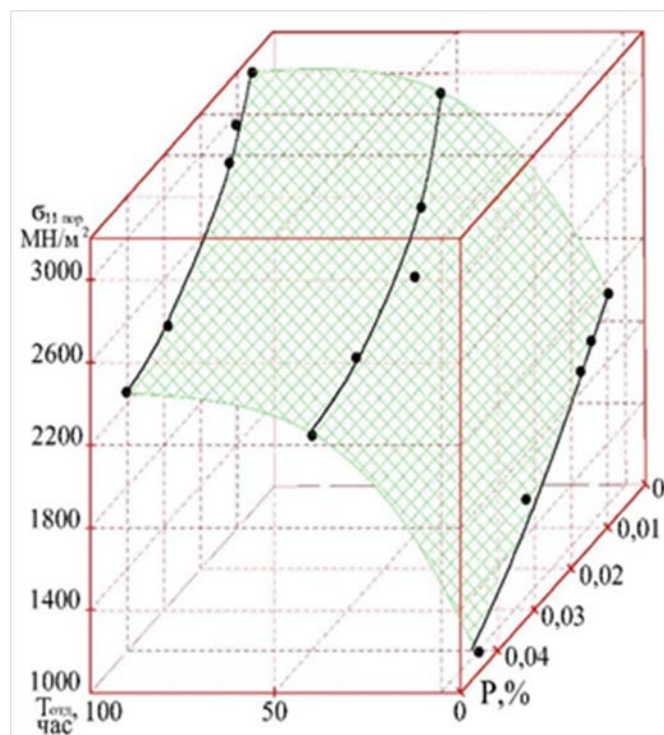


Рис.2. Разделение влияния атомного содержания примеси фосфора в стали ($P, \%$) и времени отдыха после закалки ($T_{отд}$) на величину порогового локального напряжения стали 18X2H4BA ($\sigma_{11\text{порог}}$)

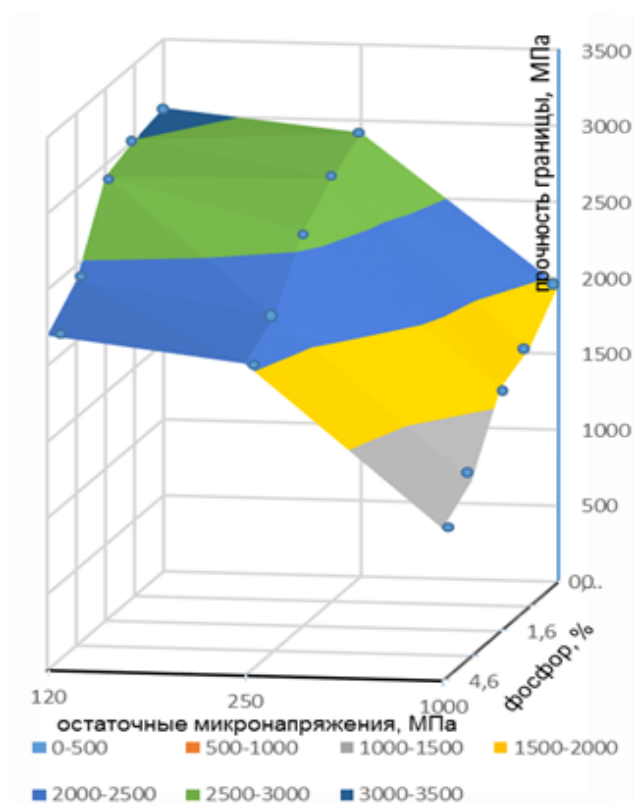


Рис.3. Зависимости локальной прочности границ зёрен от атомной концентрации фосфора и уровня остаточных микронапряжений на границе зерна стали 18X2H4BA

Полученная поверхность пороговых локальных напряжений $\sigma_{11\text{порог}}$ мартенситной стали после закалки позволяет разделить вклады отдыха стали после закалки и атомного содержания фосфора.

Причиной охрупчивания границ зерен мартенситной стали помимо остаточных внутренних микронапряжений являются сегрегации охрупчивающих примесей на границах зерен. Поэтому, являлось важным определить содержание фосфора непосредственно на границах зерен, что было реализовано с помощью метода ОЖЕ-спектроскопии. Уровни остаточных внутренних микронапряжений в зоне зарождения микротрещины определяли с помощью метода [3]. Это позволило построить 3D зависимость локальной прочности границ зерен от концентрации примеси фосфора на границах зерен и уровня остаточных микронапряжений в зоне локального разрушения (рис.3).

Количественно установлено, что увеличение концентрации фосфора на границах зерен в виде сегрегаций приводит к снижению локальной прочности границ исходных зерен аустенита в мартенситной стали и общему снижению локальной прочности границ при увеличении уровня остаточных микронапряжений в результате сокращения времени отдыха стали после закалки (рис.3). Результатом является снижение сопротивления замедленному разрушению мартенситной стали.

Заключение

Установлено количественно, в какой мере, снижение прочности границ исходных аустенитных зёрен остаточными внутренними микронапряжениями и сегрегациями примеси фосфора приводит к снижению сопротивления стали замедленному разрушению в закаленном состоянии. Установлена 3D зависимость локальной прочности границы зерна от соотношения различных уровней остаточных микронапряжений и атомной концентрации примеси фосфора на границе зерна в местах его сегрегации.

Список литературы

1. Chun Y. S., Park K.-T., and Lee C. S. // Delayed static failure of twinning-induced plasticity steels, *Scr. Mater.*, vol. 66, no. 12, pp. 960–965, Jun. 2012.
2. Komatsuzaki Y., Joo H., Yamada K. Influence of yield strength levels on crack growth mode in delayed fracture of structural steels // *Engineering Fracture Mechanics*. 2008. V. 75. N 3–4. P. 551–559.
3. Mishin V. M., Filippov G. A. Microstructural factors that decrease the local strength of grain boundaries in martensitic steels // *Physics of Metals and Metallography*. 2018. V. 119. N 5. P. 504–509.
4. Mishin V.M., Sarrak V.I. Evaluation of the influence of residual internal microstresses on the strength of 18Kh2N4VA steel with the use of the criterion of tensile stresses // *Strength of Materials*. 1986, V. 18, Issue 4. P. 482–487.
5. Filippov G. A., Mishin V. M., and Mishin V. V. Effect of the Segregation of Embrittling Impurities on the Local Strength of Grain Boundaries in a Martensitic Steel // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2020. N 4. P. 449–453.
6. Mishin V.M., Sarrak V.I. Critical local tensile stress as criterion of delayed brittle failure // *Strength of Materials*. 1985. V. 17. Issue 3. P. 348–352.

ЭВОЛЮЦИЯ НАНОСТРУКТУРЫ СВЕРХЭЛАСТИЧНОГО СПЛАВА Ti–50,9 ат. % Ni В ПРОЦЕССЕ МЕХАНОЦИКЛИРОВАНИЯ

¹Гирсова С.Л., ¹Полетика Т.М., ²Биттер С.М., ¹Гирсова Н.В., ¹Лотков А.И.

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

²*Томский государственный университет, Томск, Россия*

Основными требованиями к наноструктурным (НК) сплавам TiNi, используемым в медицине, являются стабильность механических свойств и долговечность при циклическом нагружении. Особый интерес вызывают структурно-неоднородные НК материалы, которые позволяют достичь сочетания циклической стабильности и высокого сопротивления усталости. К таким материалам можно отнести НК сплавы TiNi с неоднородной зеренно/субзеренной структурой, получаемой после холодной деформации прокаткой и последеформационных отжигов. В работе представлены результаты исследования структуры и деформационного поведения НК сплава TiNi в виде тонкостенных трубок медицинского назначения.

В работе представлены результаты исследования структуры сверхэластичного НК сплава Ti–50,9 ат. % Ni, предназначенного для изготовления сердечно-сосудистых имплантатов. Проводили низкотемпературное старение сплава при 300°C, 1 час. Температуры мартенситных превращений определяли методом измерения электросопротивления методом ДСК на дифференциальном сканирующем калориметре NETZSCH DSC 404 F1. Средний размер зёрен/субзёрен составляет 70 нм. Диаграммы «нагружение-разгрузка» при одноосном растяжении трубок получали при комнатной температуре со скоростью $4 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ на испытательной машине LFM-125. Структуру изучали методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на JEM2100 (JEOL).

ПЭМ-исследование показало, что после отжига при 300°C образцы сплава имеют смешанную структуру, включающую бездислокационные нанозёрна и области субмикронных размеров, состоящие из слабоориентированных субзёрен размерами 30-80 нм. Установлено, что низкотемпературное старение развивается неоднородно по объёму исследуемого материала. Так, внутри субзёрен наблюдается выделение высокодисперсных когерентных частиц Ti_3Ni_4 размером 3-5 нм на дислокациях. Распад B2-аустенита при старении с формированием частиц Ti_3Ni_4 может подавляться в большеугловых нанозёрнах при отсутствии в них дислокаций.

В процессе циклирования в субструктуре происходит формирование сетчатой структуры с узлами, закрепленными частицами Ti_3Ni_4 , что способствует упрочнению B2-аустенита и сохранению сверхэластичности сплава. При увеличении числа циклов реализуются дополнительные механизмы деформации и переориентации кристаллической решетки – механическое B2-двойникование и формирование полос локализованной деформации. Установлено, что B2-двойникование и деформационное $\text{B2} \leftrightarrow \text{B19}'$ прямое + обратное МП в процессе циклирования приводит к фрагментации субзеренной структуры.

Обсуждаются механизмы одновременного вовлечения в деформацию различных структурных уровней, обеспечивающего повышенное сопротивление усталости НК сплава Ti–50,9 ат. % Ni при механическом циклировании.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0004.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ХИМИКО-ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ

Мельников Е.В., Астафурова Е.Г.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
melnickow-jenya@yandex.ru*

В работе методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и дифракции обратнорассеянных электронов (ДОЭ), магнитофазового (МФА), рентгенофазового (РФА) и рентгеноструктурного (РСА) анализа, микроиндентирования и одноосного статического растяжения исследовали влияние прокатки, комбинированной с наводороживанием (химико-деформационная обработка, ХДО) на структуру, механизмы деформации и механические свойства аустенитных хромоникелевых сталей 08X18H9T и 01X17H13M3. Электролитическое насыщение образцов (пластины размером 10×15×1 мм) водородом проводили в 1N растворе серной кислоты (H₂SO₄) с добавлением тиомочевины (CH₄N₂S) при комнатной температуре и плотностях тока (j) 10, 100, 200 мА/см² в течении 5 часов. Пластическую деформацию проводили непосредственно после наводороживания методом многоходовой прокатки с обжатием (ϵ) на 25, 50, 75 % при комнатной температуре. Образцы на растяжение вырезали из пластинок, предварительно обработанных по различным режимам, и растягивали при комнатной температуре со скоростью $4,2 \times 10^{-4}$ с⁻¹.

Из анализа ДОЭ-картин и ПЭМ-изображений следует, что ХДО приводит к формированию зеренно-субзеренной структуры с высокой плотностью дефектов кристаллического строения в исследуемых сталях. Основными механизмами деформации в них являются скольжение, механическое двойникование, формирование полос локализованной пластической деформации различного масштаба и деформационные фазовые переходы. По результатам РФА и МФА, в стали 08X18H9T деформация без насыщения водородом сопровождается фазовым $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращением с образованием в структуре значительной доли мартенсита деформации (до ≈ 65 %). При этом введение водорода перед прокаткой способствует увеличению доли α' -фазы (до ≈ 85 %) и образованию ϵ -мартенсита в структуре образцов. МФА и РФА образцов стали 01X17H13M3 свидетельствуют о том, что ХДО не приводит к образованию в ее структуре α' -мартенсита. Анализ ПЭМ-изображений показал, что ХДО способствует формированию в структуре стали высокой плотности деформационных двойников и пластин ϵ -мартенсита. С увеличением степени обжатия при прокатке и увеличении плотности тока при наводороживании возрастает линейная плотность двойниковых границ, то есть легирование водородом приводит к усилению вклада механического двойникования в деформационное упрочнение стали 01X17H13M3.

По данным РСА, размеры областей когерентного рассеяния с ростом степени пластической деформации уменьшаются до десятков нанометров, микродеформация кристаллической решетки возрастает на порядок по сравнению с исходным состоянием (от $\sim 10^{-4}$ до $\sim 10^{-3}$), а параметр кристаллической решетки сталей изменяется незначительно. Фрагментация структуры, накопление дефектов кристаллического строения и рост внутренних напряжений при ХДО способствуют росту микротвердости, предела текучести, предела прочности стали и снижению пластичности. Несмотря на водородно-индуцируемые изменения в микроструктуре сталей, легирование водородом не оказывает существенного влияния на их механические свойства.

СТРУКТУРА, ТЕКСТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОЙ МЕДИ ПОСЛЕ ЗНАКОПЕРЕМЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Рогачев С.О.^{1,2}, Андреев В.А.^{2,3}, Перкас М.М.², Юсупов В.С.², Шелест А.Е.²,
Хаткевич В.М.^{1,4}, Исаенкова М.Г.⁵, Бабич Я.А.⁵

¹НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия

²ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, Россия

³ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», г. Москва, Россия

⁴ООО «ТМК НТЦ», г. Москва, Россия

⁵НИЯУ «МИФИ», г. Москва, Россия,

csaap@mail.ru

В работе методами электронной микроскопии и рентгеновской дифрактометрии изучены структурные факторы, влияющие на изменение механических свойств полосы из технической чистой меди М1 при знакопеременной упругопластической деформации (изгибе). Медные полосы номинальных размеров (толщиной и шириной 3,0 и 20,0 мм соответственно) после смягчающей термообработки (700 °С, выдержка 10 мин, охлаждение в воде – исходное состояние) подвергали знакопеременному упругопластическому изгибу за один проход на прецизионной роликоправильной машине ARKU 25/21 с рабочими роликами диаметром 25 мм при расстоянии между осями 28 мм.

Микротвердость в поперечном сечении образцов измеряли методом Виккерса с помощью прибора Micromet 5101 (Buehler). ПЭМ-исследования микроструктуры образцов проводили на микроскопе JEM-2100 (JEOL). Механические свойства определяли при испытании миниатюрных разрывных образцов (рабочая длина 5,0 мм и сечение рабочей части 1,5×0,4 мм) на машине INSTRON 5966. Разрывные образцы вырезали электроэрозионным методом из полосы после знакопеременного изгиба из средней (по толщине) части полосы и вблизи ее поверхности. Текстуальный анализ образцов проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3, оснащенный автоматизированной текстурной приставкой, с использованием фильтрованного $\text{CrK}\alpha$ -излучения. Методом наклона образцов «на отражение» регистрировались неполные прямые полюсные фигуры (ППФ) $\{111\}$, $\{100\}$, $\{110\}$, по которым рассчитывалась функция распределения ориентации (ФРО) и восстанавливались полные ППФ.

Согласно полученным результатам, знакопеременный изгиб полосы технической чистой меди в толщине 3 мм приводит к повышению значений микротвердости и появлению градиента их распределения по толщине полосы: минимальные значения – в средней (по толщине) части полосы – 66–74 HV, максимальные – вблизи ее поверхностей – 84–94 HV (микротвердость меди исходного состояния – 55–61 HV). Установлено, что после первого прохода $\sigma_{0.2}$ медной полосы повышается в 1,5 раза за счет упрочнения поверхностных слоев при слабом повышении σ_B и сохранении высокого значения относительного удлинения. В результате знакопеременного изгиба в поверхностных слоях медной полосы повышается плотность дислокаций и формируется ячеистая структура, обуславливающая существенное повышение предела текучести, а рассеяние кристаллографической текстуры обеспечивает высокую пластичность.

Работа выполнена по государственному заданию ИМЕТ РАН № 075-00328-21-00.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭВТЕКТИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ Al–Ce, Al–La И Al–Ni, ДЕФОРМИРОВАННЫХ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА

Рогачев С.О.¹, Наумова Е.А.^{1,2}, Хаткевич В.М.^{1,3}

¹НИТУ «МИСИС», г. Москва, Россия

²МГТУ «СТАНКИН», г. Москва, Россия

³ООО «ТМК НТЦ», г. Москва, Россия,
csaap@mail.ru

В работе методом кручения под высоким давлением (КВД) были обработаны образцы бинарных эвтектических сплавов Al–10% Ce, Al–10% La и Al–6% Ni (масс. %) и определены их механические свойства при растяжении. Исходное состояние всех сплавов – литое.

КВД осуществляли на образцах диаметром 20 мм и исходной толщиной 1.5 мм при комнатной температуре, давлении $P = 6$ ГПа и числе оборотов $N = 5$. КВД проводили в стесненных условиях, т.е. нижняя вращающаяся наковальня имела профилированное отверстие глубиной 1 мм, в которое помещали деформируемый образец.

Испытание на растяжение проводили на миниатюрных образцах с длиной, шириной и толщиной рабочей части 5; 1.45 и 1 мм, соответственно, с помощью испытательной машины INSTRON 5966. Образцы для растяжения вырезали электроискровым методом, так что их рабочая часть соответствовала середине радиуса КВД-образца.

Анализ изломов образцов после испытания на растяжение проводили на сканирующем микроскопе JSM-IT500 (JEOL) при увеличениях $\times 30$ –3000.

В результате КВД наблюдается многократное повышение пределов текучести и прочности всех сплавов при сохранении (для сплавов Al–10% La и Al–10% Ce) или снижении (для сплава Al–6% Ni) значения относительного удлинения. Так, для сплава Al–10% La пределы текучести и прочности увеличились с 113 до 347 МПа и с 173 до 358 МПа соответственно, т.е. в 3 и 2 раз при сохранении высокого значения относительного удлинения (22...20 %). Для сплава Al–10% Ce пределы текучести и прочности увеличились с 75 до 456 МПа и с 135 до 495 МПа соответственно, т.е. в 6 и 3.7 раз при сохранении высокого значения относительного удлинения (17...18 %). Наибольшие абсолютные значения прочностных свойств после КВД характерны для сплава Al–6% Ni: пределы текучести и прочности увеличились с 95 до 554 МПа и с 152 до 638 МПа соответственно, т.е. в 5.8 и 4.2 раз при уменьшении относительного удлинения с 8 до 5 %.

Разрушение сплавов, подвергнутых КВД, проходит преимущественно по вязкому (сплав Al–10% La) или смешанному вязко-хрупкому механизму (сплавы Al–10% Ce и Al–10% Ni).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 20-19-00746).

ВЛИЯНИЕ ОХРУПЧИВАЮЩЕГО ОТЖИГА НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА И ШВА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

Никулин С.А.¹, Рогачев С.О.¹, Белов В.А.¹, Комиссаров А.А.¹,
Шплис Н.В.¹, Николаев Ю.А.²

¹НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия

²НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия,
nikulin@isis.ru

Представлены результаты сравнительных испытаний на ударный изгиб с построением сериальных кривых образцов основного металла и металла сварного шва стали 22К до и после длительного термического воздействия, провоцирующего отпускную хрупкость.

Сталь 22К для исследований взята в состоянии поставки (нормализованный лист толщиной 60 мм). Сварное соединение получали автоматической аргонодуговой сваркой плавящимся электродом с использованием сварочной проволоки марки СВ-08Г2С (в соответствии с ПНАЭ Г-7-009-89). Длительное термическое воздействие осуществляли в печи типа СНВЭ 1.3.1/16И4 в вакууме $6,5 \times 10^{-3}$ Па по режиму: нагрев до 650 °С со скоростью 200 °С/ч; охлаждение до 480 °С со скоростью 1 °С/ч; охлаждение с печью до комнатной температуры. Полная продолжительность термического воздействия составила 7 суток.

Испытания на ударный изгиб образцов размером 10×10×55 мм с V-образным надрезом проводили при температурах от 200 до минус 80 °С на маятниковом копре INSTRON SI-1М с максимальной работой удара 300 Дж при скорости движения маятника в момент удара $5 \pm 0,5$ м/с. Испытывали по 18 образцов каждого состояния. Температуру вязко-хрупкого перехода определяли по появлению хрупкой составляющей в изломе.

Согласно полученным результатам, значения ударной вязкости KCV основного металла в состоянии поставки при температурах испытания в диапазоне от 200 °С до комнатной составили в среднем 180–208 Дж/см², при полностью вязких изломах образцов. Хрупкая составляющая (15–30 %) в изломах появляется при комнатной температуре. После термического воздействия ударная вязкость при температурах испытания в диапазоне от 200 до 50 °С значительно не изменяется, а при комнатной температуре снижается до 100–140 Дж/см². После испытания при температуре 50 °С в изломах присутствует 10–30 % хрупкой составляющей.

Значения ударной вязкости KCV металла сварного шва в состоянии поставки при температурах испытания в диапазоне от 200 °С до комнатной ниже, чем основного металла и составили 160–197 Дж/см². Хрупкая составляющая в изломах (не более 15 %), также как у основного металла, появляется при комнатной температуре. После термического воздействия ударная вязкость при температурах испытания в диапазоне от 200 °С до комнатной увеличивается до 170–228 Дж/см². Хрупкая составляющая в изломах (не более 15 %), также как у основного металла, появляется при температуре испытания 50 °С.

Таким образом, вязко-хрупкий переход, как основного металла, так и металла сварного шва стали 22К, происходит при комнатной температуре. Длительное термическое воздействие приводит к повышению температуры вязко-хрупкого перехода на 30 °С, как основного металла, так и металла сварного шва.

ВЛИЯНИЕ ТВЕРДОРАСТВОРНОГО УПРОЧНЕНИЯ АТОМАМИ Mo НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И МЕХАНИЗМ ДЕФОРМАЦИИ [001]- МОНОКРИСТАЛЛОВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CoCrFeNi ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Выродова А.В., Киреева И.В., Чумляков Ю.И.

*Томский государственный университет,
Томск, Россия*

На монокристаллах ГЦК эквиатомного CoCrFeNi (ат.%) высокоэнтропийного сплава (ВЭС), ориентированных вдоль направления [001], исследовано влияние легирования атомами Mo концентрацией 4 ат.% на температурную зависимость критических скалывающих напряжений $\tau_{кр}$, стадийность кривых течения, дислокационную структуру, механизм деформации – скольжение/двойникование и разрушение при деформации растяжением. Легирование атомами Mo до 4 ат.% проводили за счет уменьшения каждого элемента системы CoCrFeNi в равных атомных долях. Полученный Co₂₄Cr₂₄Fe₂₄Ni₂₄Mo₄ (ат.%) ВЭС характеризовался величиной энергии дефекта упаковки γ_0 равной 0.030 Дж/м².

Показано, что в [001]- кристаллах Co₂₄Cr₂₄Fe₂₄Ni₂₄Mo₄ ВЭС температурная зависимость критических скалывающих напряжений $\tau_{кр}(T)$ в интервале от 77 до 573 К состоит из двух температурных интервалов, характерных для ГЦК металлов и сплавов замещения при развитии деформации скольжением. При $T < 373$ К наблюдается сильная температурная зависимость $\tau_{кр}(T)$, превышающая температурную зависимость модуля сдвига $G(T)$ (термоактивируемая $\tau_s = 100$ МПа компонента $\tau_{кр}$), а при $T > 373$ К $\tau_{кр}(T)$ зависят от температуры как $G(T)$ (атермическая $\tau_G = 87$ МПа компонента $\tau_{кр}$), и отношение $\tau_s/\tau_G = 1.16$. В [001]- кристаллах другого эквиатомного Co₂₀Cr₂₀Fe₂₀Ni₂₀Mn₂₀ ВЭС с $\gamma_0 = 0.022$ Дж/м², температурная зависимость $\tau_{кр}(T)$ так же оказывается сильной и отношение $\tau_s(91 \text{ МПа})/\tau_G(84 \text{ МПа}) = 1.08$. Величины τ_s и τ_s/τ_G для обоих сплавов близкие и определяются взаимодействием скользящей дислокации с атомами большего атомного радиуса: в Co₂₀Cr₂₀Fe₂₀Ni₂₀Mn₂₀ ВЭС с атомами Cr, а в Co₂₄Cr₂₄Fe₂₄Ni₂₄Mo₄ ВЭС с атомами Cr и Mo. При легировании атомами Mo концентрацией 4 ат.% системы CoCrFeNi наблюдается незначительный рост $\tau_{кр}$, относительно эквиатомного Co₂₀Cr₂₀Fe₂₀Ni₂₀Mn₂₀ ВЭС: при $T = 77$ К $\Delta\tau_{кр} = \tau_{кр}^{Mo} - \tau_{кр}^{Mn} = 14$ МПа ($\tau_{кр}^{Mo}$ и $\tau_{кр}^{Mn}$ – критические скалывающие напряжения $\tau_{кр}$ для Co₂₄Cr₂₄Fe₂₄Ni₂₄Mo₄ ВЭС и Co₂₀Cr₂₀Fe₂₀Ni₂₀Mn₂₀ ВЭС, соответственно); при $T = 296$ К $\Delta\tau_{кр} = 11$ МПа; при $T = 473$ К $\Delta\tau_{кр} = 11$ МПа.

Показано, что сочетание низкой γ_0 , сильной температурной зависимости $\tau_{кр}(T)$ и ближнего порядка (БП) в расположении атомов Mo приводят к развитию планарной структуры с плоскими скоплениями дислокаций в [001]- кристаллах Co₂₄Cr₂₄Fe₂₄Ni₂₄Mo₄ ВЭС при $T = 296$ и 77 К. В [001]- кристаллах Co₂₀Cr₂₀Fe₂₀Ni₂₀Mn₂₀ ВЭС при близкой γ_0 , сильной температурной зависимости $\tau_{кр}(T)$ и при отсутствии БП плоских скоплений дислокаций при $T = 296$ К не наблюдается, а структура представляет собой однородное распределение дислокаций в нескольких системах.

Пластическое течение [001]- кристаллов Co₂₄Cr₂₄Fe₂₄Ni₂₄Mo₄ ВЭС развивается преимущественно в одну линейную стадию, на которой коэффициент деформационного упрочнения θ_{II} слабо зависит от температуры испытания: при $T = 296$ К $\theta_{II}(1280 \text{ МПа})/G(81 \text{ ГПа}) = 16 \cdot 10^{-3}$, при $T = 77$ К $\theta_{II}(1620 \text{ МПа})/G(85 \text{ ГПа}) = 19 \cdot 10^{-3}$ (G – модуль сдвига). Величина θ_{II} определяется развитием деформации скольжением в несколь-

ких системах. При множественном скольжении пластичность в этих кристаллах находится в интервале 42 – 47 %, в результате которой достигается максимальный уровень напряжений перед разрушением $\sigma_{\max} = 610$ и 1024 МПа, соответственно при $T = 296$ и 77 К. Разрушение в $[001]$ - кристаллах $\text{Co}_{24}\text{Cr}_{24}\text{Fe}_{24}\text{Ni}_{24}\text{Mo}_4$ вязкое при обеих температурах испытания.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 19-19-00217.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СОЕДИНИТЕЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ НЕФТЕПРОМЫСЛОВЫХ ТРУБОПРОВОДНЫХ СИСТЕМ

Тетюева Т. В.¹, Князькин С. А.¹, Федотова А.В.²

¹*ООО «ИТ-Сервис», Самара, Россия*

²*Тольяттинский государственный университет,
Тольятти, Россия*

Трубопроводные системы состоят из труб (прямолинейные участки) и соединительных деталей (отводы, переходы, тройники и др.). Соединительные (фасонные) детали трубопроводов, как правило, подвержены более интенсивному коррозионно-механическому разрушению, так как в них меняются параметры, а часто и направление потока транспортируемой среды. Информация о зарождении и развитии разрушения для каждого вида соединительных деталей и сравнение его интенсивности с прямолинейными участками трубопроводов отсутствует.

Исследования проводили на основных видах соединительных деталей наиболее распространённых размеров: отвод П90, $\text{Ø}219 \times 6$ мм; тройник $\text{Ø}219 \times 8$ мм; тройник $\text{Ø}273 \times 10$ - $\text{Ø}219 \times 8$ мм; переход $\text{Ø}219 \times 8$ - $\text{Ø}273 \times 10$ мм, изготовленных из стали 13ХФА. Из соединительных деталей и прямолинейных участков была создана байпасная линия параллельная нефтесборочному коллектору $\text{Ø}219$ мм на Мамонтовском месторождении ООО «РН-Юганскнефтегаз», для которого характерно повышенное содержание растворённого углекислого газа, сероводорода и ионов хлора, что обеспечивало достаточно жёсткие условия испытаний.

Промысловые испытания проводили в три этапа длительностью: 19, 23 и 42 месяца. После каждого этапа трубные узлы байпасной линии демонтировали, разрезали на характерные участки, очищали от нефтепродуктов и готовили образцы для исследований. Изучали изменение механических свойств, механизм и кинетику развития коррозионных повреждений, состав и строение металла и продуктов коррозии. Интенсивность коррозионного разрушения для всех соединительных деталей выше, чем прямолинейных участков, и наиболее высокая в соединительных деталях, меняющих направление потока на 90° (отвод, тройник $\text{Ø}219$). Однако, определённой связи изменения скорости коррозии от времени эксплуатации и видами соединительных деталей не наблюдается. Изменения максимальной скорости локальной коррозии каждого вида исследуемых деталей с ростом времени испытаний представлены на рис.1.

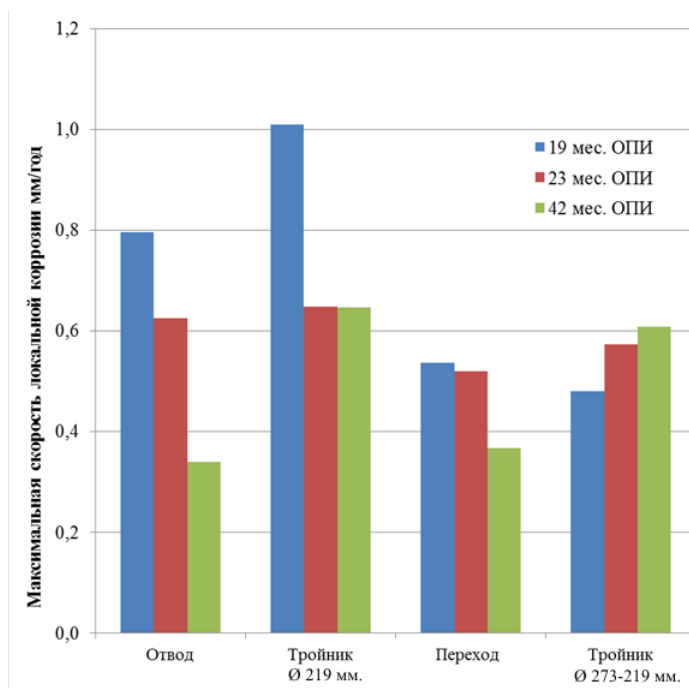


Рис. 1 Максимальная скорость локальной коррозии разного вида соединительных деталей за время испытаний: 19, 23 и 42 месяца

Выводы

1. Область, скорость и характер наиболее интенсивного коррозионно-механического разрушения соединительных деталей определяется величиной происходящих в этой детали изменений параметров потока.
2. В соединительных деталях бактериальная коррозия зарождается и развивается более интенсивно, чем в прямолинейных участках трубопровода.
3. Скорость коррозионного разрушения соединительных деталей, в отличие от прямолинейных участков трубопроводов, не проявляет тенденции к затуханию с ростом времени эксплуатации, и её сложный характер, определяется суперпозицией двух переменных во времени процессов: углекислотной и бактериальной коррозий.

ЗАВИСИМОСТЬ УДЕЛЬНОГО ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ

**Вашук Е.С.¹, Аксёнова К.В.², Будовских Е.А.², Громов В.Е.²,
Романов Д.А.²**

¹*Филиал Кузбасского государственного технического университета
им. Т.Ф. Горбачева в г. Прокопьевске, Прокопьевск,
vaschuk@bk.ru*

²*Сибирский государственный технический университет,
Новокузнецк*

В последние годы получили развитие методы упрочнения поверхности металлов и сплавов с использованием концентрированных потоков энергии, в том числе электронно-лучевые и плазменные. К одним из них относится электровзрывное ле-

гирование (ЭВЛ) поверхности металлов и сплавов, которое позволяет сконцентрировать за короткий промежуток времени (100 мкс) высокую плотность мощности ($\sim 1 \text{ ГВт/м}^2$) в тонких ($\sim 10 \text{ мкм}$) поверхностных слоях материалов и дает возможность провести и оплавление, и легирование без выплеска расплава, развивающегося вследствие неоднородного давления ($\sim 10 \text{ МПа}$) плазменной струи на облучаемую поверхность. В данной работе ЭВЛ проводили в режиме, который обеспечивает поглощаемую плотность мощности $q_p = 6,5, 7,6$ и $8,6 \text{ ГВт/м}^2$. Отношение атомных концентраций меди и бора в струе $n = 1,6$ и $3,5$.

Метод электросопротивления основан на том, что сопротивление образца меняется с изменением структуры и фазового состава при температурном воздействии. Удельное поверхностное сопротивление ρ_s стали 45 после электровзрывного боромеднения в различных режимах определяли по формуле:

$$\rho_s = R_s \frac{d}{l},$$

где R_s – поверхностное сопротивление стали 45 между параллельно поставленными зондами шириной d , отстоящими друг от друга на расстоянии l (рис. 1).

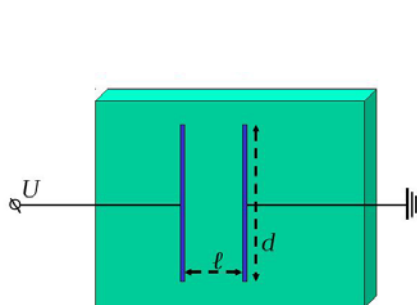


Рис. 1. Схема определения поверхностного сопротивления

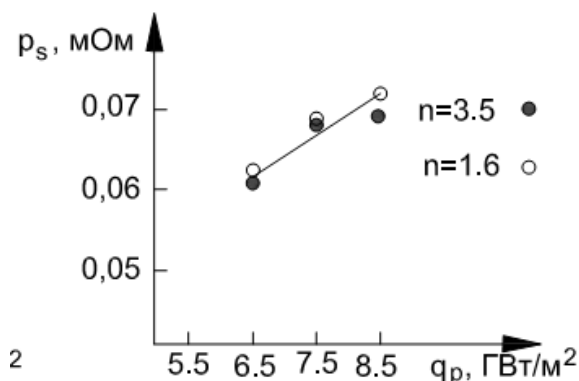


Рис. 2. Зависимость удельного электросопротивления поверхности стали 45 после электровзрывного боромеднения в различных режимах

Удельное электросопротивление поверхности боромеднения стали 45 от поглощаемой плотности мощности плазмы имеет линейную зависимость (рис. 2). Согласно правилу Матиссена удельное электрическое сопротивление суммируется из удельных сопротивлений, вносимых различными параметрами микроструктуры. Исследования шероховатости поверхности после ЭВЛ показали увеличение отклонения параметра шероховатости в 1,2 раза [1]. Таким образом, одним из факторов изменения удельного поверхностного электрического сопротивления является изменение шероховатости поверхности после электровзрывного легирования.

Список литературы

1. Особенности влияния электронно-пучковой обработки на поверхность стали 45 после электровзрывного боромеднения / Е.С. Вашук, Е.А. Будовских, В.Е. Громов и др. // Обработка металлов. – 2011. – № 3 (52). – С. 69–72.

ХАРАКТЕР РАСПРЕДЕЛЕНИЯ КОЛИЧЕСТВЕННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛОС СДВИГА НА ПОВЕРХНОСТИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ОБРАЗЦОВ МАССИВНОГО АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Zr

Хрипливец И.А.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,
Москва, Россия,
khriplivets.ia@misis.ru

Аморфные металлические сплавы обладают уникальной способностью к пластической деформации при приложении внешних механических нагрузок. Источник пластического течения при относительно низких температурах представляет собой сильно локализованные полосы сдвига (ПС), реализующие по существу дислокационный режим пластической деформации. Полосы сдвига характеризуются очень высокой степенью локализации пластического сдвига (толщина составляет около 30–70 нм). Анализ полученных к настоящему времени результатов показывает, что многие проблемы, связанные с ПС, остаются нерешенными. Во-первых, отсутствует строгое количественное описание основных параметров ПС, которое могло бы адекватно описать в аналитической форме процесс пластической деформации аморфных сплавов, аналогично дислокационной и дисклинационной теориям пластической деформации кристаллов. Во-вторых, вообще нет информации о том, как переход от макроскопической деформации к интенсивным пластическим деформациям аморфных сплавов влияет на основные характеристики ПС. Целью данной работы является детальная статистическая оценка основных параметров ПС при КВД и прокатке объемного аморфного сплава на основе Zr и установление влияния метода и величины пластических деформаций на количественные характеристики этих параметров.

В работе исследовался сплав $Zr_{60}Ti_2Nb_2Cu_{18,5}Ni_{7,5}Al_{10}$, полученный путем сплавления в вакуумной дуговой печи шихтовых материалов чистотой не менее 99,9 %. Из полученных аморфных пластин вырезали диски толщиной $0,70 \pm 0,05$ мм и диаметром 8 мм, которые были разрезаны пополам по диаметру. Торцевая поверхность среза тщательно шлифовалась и полировалась. После этого на две подготовленные торцевые поверхности образца наносился защитный лак. Обе половинки образца помещали в камеру Бриджмена, нижняя наковальня, которой имела углубление диаметром 8,8 мм и высотой $0,55 \pm 0,05$ мм (рис. 1).

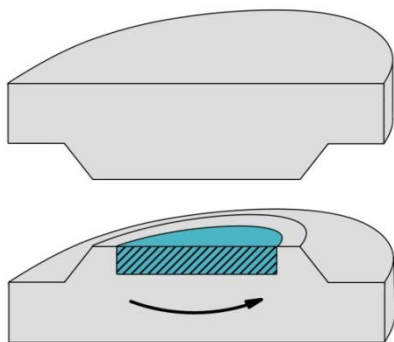


Рис. 1. Схема эксперимента в камере Бриджмена: торцевая поверхность образца, где изучались ступеньки скольжения

Образцы подвергали НРТ в камере Бриджмена при комнатной температуре, квазигидростатическом давлении 6 ГПа. Эксперименты проводили только при приложении давления, а также при дополнительном кручении при $n = 1/64$, $1/32$ и $1/8$, где n – число полных оборотов подвижной наковальни камеры Бриджмена.

Изучение торцевой поверхности образцов после КВД проводилось методом оптической профилометрии на приборе WYKO NT 1100, который позволяет проследить эволюцию формирования ступенек от ПС на поверхности образца при пластической деформации.

На основании детального статистического анализа определен характер распределения основных характеристик полос сдвига (ПС) по объему дискообразных образцов массивного аморфного сплава $Zr_{60}Ti_2Nb_2Cu_{18,5}Ni_{7,5}Al_{10}$ при кручении под высоким квазигидростатическим давлением в камере Бриджмена. Установлено, что

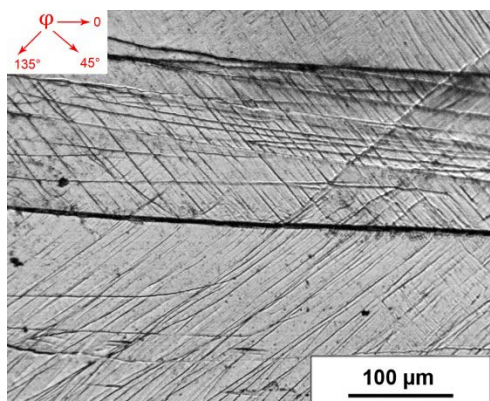


Рис. 2. Снимок полученный со светового микроскопа ступеней ПС после КВД при $n = 0$

наблюдаются две системы ступеней. Система первой ступени представляет собой грубую волнистую линию, почти параллельную горизонтальному краю секции. Вторая система ступеней соответствует двум взаимно перпендикулярным тонким «кристаллографическим» ступеням ПС, расположенным под углом $\varphi = 45^\circ$ и 135° к горизонтальному краю секции (рис. 2).

Установлено, что основными характеристиками ПС являются: мощность ПС, зависящая от высоты ступеньки на поверхности деформированного образца и от толщины ПС, а также объемная плотность ПС, обратно пропорциональная при определенных геометрических допущениях расстоянию между соседними ПС. Также обнаружено, что полосы сдвига в аморфной матрице по аналогии с дислокациями в кристаллах способны осуществлять пластический сдвиг в двух противоположных по знаку направлениях.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-32-90014. Funding. The reported study was funded by RFBR, project number 20-32-90014

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ОБРАЗЦОВ СТАЛИ 09Г2С

Морозова А.Н.¹, Вичужанин Д.И.²

¹Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН

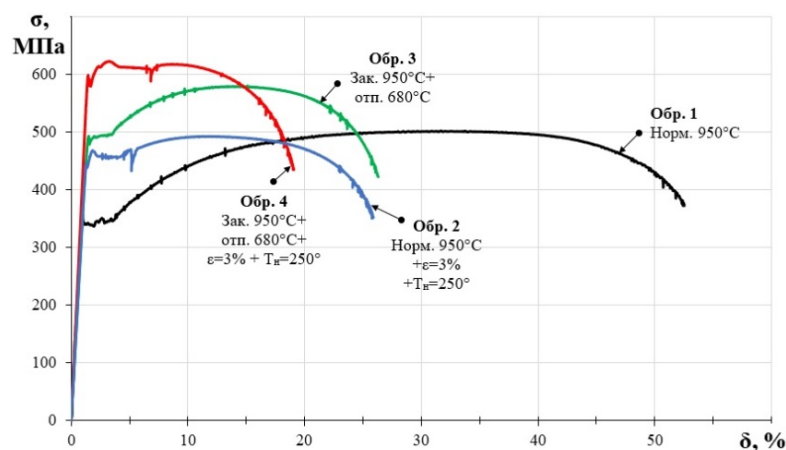
²Институт машиноведения УрО РАН

Исследовались плоские образцы строительной стали 09Г2С, обработанные по режимам: нормализация от 950°C (образец 1), нормализация + $\varepsilon=3\%$ + 250°C (образец 2), закалка + отпуск 680°C (образец 3), закалка + отпуск 680°C + $\varepsilon=3\%$ + 250°C (образец 4), которые контрастно различались по механическим свойствам и величине эффекта деформационного старения (ЭДС). Установлены общие закономерности пластического течения и особенности, вызванные различной величиной закрепления дислокаций.

Путем анализа полей компонент продольной (ε_{yy}) и сдвиговой (ε_{xy}) деформации, а также профилей распределения ε_{yy} по различным трассам, полученных методом корреляции цифровых изображений (КЦИ), получена обширная информация по эволюции пластического течения на всех стадиях растяжения образцов с деформационным старением и без него.

Анализ результатов, полученных методом КЦИ, совместно с выделением стадий на кривой растяжения σ – δ (рис.) позволил установить наиболее характерные черты на различных стадиях пластического течения образцов, имеющих различную величину деформационного старения.

В нормализованном состоянии (образец 1) на диаграмме растяжения σ – δ вслед за площадкой текучести наблюдается протяженная линейная стадия $\delta_{\text{лин}} = 2,6$ %. Последующая степенная стадия имеет значительный показатель упрочнения ($n = 0,2$), обнаруживается хорошая пластичность при низкой прочности ($\sigma_{\text{т}}$, $\sigma_{\text{в}}$).



Диаграммы растяжения образцов стали 09Г2С после различных обработок

На картах КЦИ обнаруживается особый механизм деформации Людерса в виде повторяющегося возникновения новых полос, вливающих в быстро растущий (с поперечной скоростью > 60 мм/с) очаг деформации (ОД).

В образце 2 зарождение ПЧЛ происходит у галтели, при последующем растяжении она быстро пересекается со второй

полосой, что приводит к формированию ОД. Минимальная скорость (~ 1 мм/с) продольного роста ОД, приводит к протяженной площадке текучести. Рост ОД происходит за счет движения фронта второй полосы вплоть до прохождения всей базы образца. Фронты извилистые за счет неоднородной деформации в отдельных крупных зернах. На сосредоточенной стадии деформации происходит формирование шейки и магистральной трещины (МТр), которая расположена перпендикулярно оси растяжения (как и в образце 1).

В образце 3 после закалки и отпуска реализуется деформация Людерса первого типа [1] – расширение одной деформационной полосы, зародившейся на ребре в середине образца. Рост фронтов ОД происходит в обе стороны со скоростями 0,4 и 1 мм/с. На диаграмме σ – δ выделяется линейная стадия $\delta_{\text{лин}} = 2,8$ %. Коэффициент упрочнения на степенной стадии составляет $n = 0,1$. Формирование шейки и магистральной трещины на сосредоточенной стадии происходит под углом 45° к оси растяжения.

В образце 4 обнаружено формирование и рост навстречу друг другу двух очагов деформации, которые зародились у противоположных галтелей образца. Полное объединение (встреча) двух фронтов происходит на линейной стадии, когда ОД за-нимает всю базу образца. Формирование шейки и магистральной трещины на сосре-доточенной стадии происходит перпендикулярно к оси растяжения.

1. Хотинов В.А., Полухина О.Н., Вичужанин Д.И., Щапов Г.В., Фарбер В.М. Изучение деформации Людерса в ультрадисперсной низкоуглеродистой стали методом корреляции цифровых изображений / Письма о материалах. 2019. Т.9. №3. С.328-333.

ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА (CoCrFeNi)₉₄Al₄Ti₂

Сараева А.А., Киреева И.В., Чумляков Ю.И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, Россия,
Anastasia16-05@yandex.ru*

На [001]-монокристаллах ГЦК высокоэнтропийного сплава (ВЭС) (CoCrFeNi)₉₄Al₄Ti₂ (ат. %) при деформации растяжением исследовано влияние старения при 923 К в течение 4 часов и при 1073 К в течение 18 и 30 часов на механическое поведение и механизм деформации – скольжение/двойникование при температуре испытания 296 К.

Установлено, что при старении выделяются когерентные наноразмерные частицы γ' -фазы сферической формы, упорядоченные по типу L1₂, размером 3 – 5 нм после старения в течение 4 часов при 923 К и 18 – 25 нм после старения в течение 18 и 30 часов при 1073 К. Выделение частиц размером 3 – 5 нм приводит к росту напряжений на пределе текучести $\sigma_{0.1}$ на 45 МПа, а при размере частиц 18 – 25 нм прирост напряжений максимальный и составляет 225 МПа по сравнению с закаленными монокристаллами. Данное увеличение напряжений связано с двумя вкладами: вкладом упругих полей напряжений, возникающих из-за различия параметров кристаллических решеток частицы и матрицы и дальним порядком в частицах γ' -фазы с химическим составом Ni₃Al.

Показано, что в закаленных и состаренных [001]-монокристаллах ГЦК ВЭС (CoCrFeNi)₉₄Al₄Ti₂, ориентированных для множественного сдвига, пластическая деформация при температуре испытания 296 К развивается преимущественно в одну линейную стадию. Коэффициент деформационного упрочнения на стадии линейного упрочнения $\theta_{II}=d\sigma/d\varepsilon$, напряжения перед разрушением σ_{max} и пластичность δ зависят от термической обработки. Максимальные значения коэффициента деформационного упрочнения $\theta_{II}=d\sigma/d\varepsilon=2300$ МПа и напряжений перед разрушением $\sigma_{max}=1005$ МПа наблюдаются при старении в течение 30 часов при 1073 К, а максимальная пластичность $\delta=50$ % обнаружена в закаленных монокристаллах, которая с увеличением размера частиц γ' -фазы уменьшается в 1.8 раз при старении 30 часов. Установлено, после старения 30 часов при 1073 К наблюдается максимальное различие между напряжениями перед разрушением $\Delta\sigma_{max}=\sigma_{max}^{30ч}-\sigma_{max}^{зак}=315$ МПа превышает прирост напряжений на пределе текучести $\Delta\sigma_{0.1}=\sigma_{0.1}^{30ч}-\sigma_{0.1}^{зак}=180$ МПа.

Металлографические исследования поверхности и электронно-микроскопические исследования дислокационной структуры деформированных [001]-монокристаллов ГЦК ВЭС (CoCrFeNi)₉₄Al₄Ti₂ показали, что механизм деформации является скольжение, которое развивается в нескольких системах. В дислокационной структуре наблюдаются плоские скопления дислокаций и мультиполи, интенсивность которых возрастает с увеличением температуры и времени старения. Мультиполи, как и двойники, являются препятствиями для движения скользящих дислокаций, что приводит к увеличению коэффициента деформационного упрочнения на стадии линейного упрочнения $\theta_{II}=d\sigma/d\varepsilon$ и максимальных напряжений перед разрушением σ_{max} .

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 19-19-00217.

ВЛИЯНИЕ АТОМНОГО УПОРЯДОЧЕНИЯ ПО ТИПУ $L1_0$ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ МЕДЬ – ЗОЛОТО

Волков А.Ю.*, Глухов А.В., Волкова Е.Г., Ливинец А.А.

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,

** volkov@imp.uran.ru*

Атомно-упорядоченные сплавы медь-золото имеют набор высоких физико-механических свойств: высокую прочность, низкое электрическое сопротивление, повышенную коррозионную стойкость при работе в агрессивных средах. Поэтому они используются в технике для передачи слабых электрических сигналов в ответственных узлах и приборах управления.

В работе изучена эволюция структуры и свойств в ходе атомного упорядочения по типу $L1_0$ нестехиометрического сплава Cu–56Au (ат.%). Установлено, что скорость превращения беспорядок→порядок в этом сплаве много ниже по сравнению с хорошо изученным ранее эквиатомным сплавом Cu–50Au. К примеру, отжиг сплава Cu–56Au в течение 1 недели при температуре 250°C приводит к получению степени дальнего порядка $S \approx 0.8$. Для сравнения, эквиатомный золотомедный сплав полностью упорядочивается в течение нескольких часов. Достигнутое в ходе такой длительной обработки удельное электросопротивление сплава Cu–56Au составляет: $\rho = (7.75 \pm 0.04) \times 10^{-8} \text{ Ом}$, что ниже известных литературных данных. Очевидно, что продолжение термообработки вызовет повышение степени дальнего порядка и, как следствие, приведет к дальнейшему снижению электросопротивления.

Показано, что деформация закаленного сплава замедляет кинетику атомного упорядочения при температуре 250°C. Вероятно, это связано с формированием при закалке кластеров ближнего порядка, которые являются центрами зарождения новой фазы при последующем отжиге. С повышением температуры отжига ситуация меняется, и при 350°C формирование упорядоченной структуры в исходно деформированном образце происходит быстрее. Такие же особенности наблюдались ранее при исследовании эквиатомного сплава Cu–50Au. Применение рентгеноструктурного анализа позволило установить, что после 1 недели отжига при температуре 350°C в сплаве Cu–56Au формируется двухфазное состояние: на фоне острых пиков от упорядоченной фазы CuAuII наблюдаются слабые отражения от разупорядоченной фазы. Можно сделать вывод, что температура перехода порядок-беспорядок в этом сплаве находится чуть выше 350°C

Впервые установлена высокая термическая стабильность орторомбической упорядоченной фазы CuAuII в сплаве Cu–56Au: в ходе экспериментов мы не наблюдали превращения CuAuII→CuAuI даже после длительных выдержек в области существования фазы CuAuI. Это можно использовать для получения высокопрочных проводников электрических сигналов: наличие большого количества границ разного типа (зеренных, с-доменных, термических и периодических антифазных доменных границ) может привести к существенному упрочнению, а термически стабильное атомно-упорядоченное состояние со сверхструктурой CuAuII гарантирует пониженное удельное электросопротивление в широком температурном интервале.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ: грант №21-13-00135.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА Al–Co–Cr–Fe–Ni, ПОЛУЧЕННОГО ПРОВОЛОЧНО-ДУГОВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИЕЙ

Осинцев К. А.^{1,2}, Громов В. Е.¹, Коновалов С. В.^{1,2}, Воробьев С. В.¹,
Иванов Ю. Ф.^{1,3}, Панченко И. А.¹, Розенштейн Е. О.²

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

²*Самарский национальный исследовательский университет
им. академика С.П. Королева, Самара, Россия,
ksv@ssau.ru*

³*Институт сильноточной электроники СО РАН,
Томск, Россия,
yufi55@mail.ru*

В настоящее время одними из перспективных сплавов являются высокоэнтропийные сплавы (ВЭС), обладающие уникальными физическими и механическими свойствами. Их отличительной особенностью является наличие в составе не менее пяти основных элементов с концентрациями от 5 до 35 ат. %. Главной их особенностью является формирование однофазного стабильного термодинамически устойчивого и высокопрочного твердого раствора замещения преимущественно с ГЦК или ОЦК решеткой.

В данной работе в качестве метода получения высокоэнтропийного Al–Co–Cr–Fe–Ni сплава использовали технологию проволочно-дугового аддитивного производства. В отличие от других способов, использующих порошковые материалы (например, селективное лазерное сплавление), в этой работе были использованы наплавочные проволоки разного элементного состава, позволяющие получать объемные ВЭС, обладающие механическими свойствами, не худшими, чем при других аддитивных технологиях. В качестве исходного материала была использована многокомпонентная проволока, состоящая из 3х жил различного элементного состава. Полученный сплав имеет следующий элементный состав (масс. %): 15,64 Al, 7,78 Co, 8,87 Cr, 22,31 Fe, 44,57 Ni.

Структуру и элементный состав поверхности образцов изучали методами сканирующей электронной микроскопии (прибор "LEO EVO 50", Carl Zeiss) с энергодисперсионным анализатором INCA - energy. Установлено, что размеры дендритов сплава изменяются в пределах от 40 мкм до 80 мкм. Для установления влияния особенностей распределения элементного и фазового состава в зависимости от расстояния и установления закономерностей формирования структуры выполнены были подготовлены образцы их трех областей, находящихся на разном расстоянии от подложки – 15, 35 и 55 мм. Данные образцы были исследованы методами рентгенофазового и рентгеноспектрального микроанализа. Полученные дифрактограммы показали, что в целом не наблюдается как смещения дифракционных пиков, так и изменения соотношения их интенсивности к интенсивности максимального пика, что свидетельствует о том, что фазовый состав распределен однородно. Выявлены упорядоченная ОЦК (B2) кристаллическая решетка и неупорядоченная простая кубическая решетка (A2). Эти данные согласуются с полученными результатами картирования, а именно с тем, что приграничные объемы сплава (объемы, расположенные вдоль границ зерен) обогащены атомами хрома и железа, объем

зерен обогащен атомами никеля и алюминия, кобальт распределен в сплаве квазиоднородно. Таким образом, B2 фаза обогащена Al и Ni, а A2 фаза – Fe и Cr. Параметр кристаллической решетки в целом не меняется и составляет 0,28914 нм.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00452).

О ПРОЧНОСТИ КОМПОЗИТА С АЛЮМИНИЕВОЙ МАТРИЦЕЙ И УГЛЕРОДНЫМ ВОЛОКНОМ С ОКСИДНЫМ БАРЬЕРНЫМ СЛОЕМ

Галышев С.Н.

*ИФТТ им. Осипяна РАН, Черноголовка, Россия,
galyshev@gmail.com*

Композит с алюминиевой матрицей и углеродным волокном представляет интерес с точки зрения замены алюминиевых сплавов. Это особенно актуально для приложений, где, по какой-то причине, алюминиевые силовые узлы конструкций не могут быть заменены легким и прочным углепластиком. К таким приложениям относятся силовые узлы конструкции планера самолета и других летательных аппаратов. Помимо авиационной и космической промышленности, этот материал может найти применение в электроэнергетической отрасли в качестве сердечника самонесущих кабелей ЛЭП (self-support cable core of electric transmission line). Аналогичный композитный материал используется сегодня по всему миру под торговым названием ACCR компании 3M.

Наиболее распространённым методом получения композитов с углеродным волокном и алюминиевой матрицей является литье под давлением. Однако, по мнению автора настоящей работы, наиболее технологичным методом является протяжка нити углеродного волокна через алюминиевый расплав подвергнутый ультразвуковой обработке. Такая технологическая схема позволяет контролировать большее число параметров процесса, а такой важный параметр, как время контакта волокна с жидким алюминием, предложенный метод позволяет контролировать в более широком диапазоне, что оказывается критически важным с точки зрения механических свойств композита.

Упомянутая технологическая схема позволяет получать CF/Al-проволоку неограниченной длины. Такая композитная проволока может являться как самостоятельным изделием, например, self-support cable core, так и служить сырьем для аддитивной технологии или CF/Al-препрегов для thixoforming готовых изделий.

Процесс получения CF/Al-проволоки путем протягивания углеродных волокон через расплав алюминия имеет не менее 15 параметров. К основным параметрам можно отнести мощность ультразвуковой обработки, время контакта волокна с расплавом матрицы и температура расплава. Кроме того, наличие барьерного покрытия на поверхности волокна и его толщина существенно влияют на свойства получаемого материала. В докладе рассмотрено влияние упомянутых параметров на прочность CF/Al-проволоки при трехточечном изгибе. Показано, что прочность проволоки CF/Al может достигать 2000 МПа.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ НА ОБРАЗОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ НАНОСТРУКТУР ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

Невский С.А.¹, Сарычев В.Д.¹, Сухенко Д.А.¹, Коновалов С.В.²,
Громов В.Е.¹

¹ Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия,
nevskiy.sergei@yandex.ru

² Самарский национальный исследовательский университет им. С.П. Королева,
г. Самара, Россия,
kvs@ssau.ru

Проведено исследование формирования микро- и нанокристаллических поверхностных слоев сплавов при электронно-пучковой обработке, на примере систем Ti–Y, Al–Si–Y и высокоэнтропийного сплава AlCoCrFeNi. Установлен механизм кристаллизации расплавленных слоев в микро- и нанодиапазоне основанный на представлениях о развитии различного рода гидродинамических неустойчивостей на границе раздела “плазма/расплав”. Образование микро- и наноструктур, согласно данному механизму, происходит за счет комбинации термокапиллярной, концентрационно-капиллярной, испарительно-капиллярной и термоэлектрической неустойчивости. На основе данного механизма создана математическая модель образования данных структур при электронно-пучковой обработке. Основными уравнениями модели являются уравнения Навье-Стокса, Максвелла, конвективной теплопроводности. На границе раздела “плазма / расплав” задавались кинематические и динамические граничные условия. Воздействие термоэлектрического поля учитывалось путем введения в граничные условия для касательных и нормальных напряжений электрических составляющих. После проведения процедуры линеаризации уравнений и граничных условий модели относительно малых возмущений поверхности раздела было получено дисперсионное уравнение. Анализ дисперсионного уравнения в низкочастотном приближении показал, что учет термоэлектрических и концентрационно-капиллярных эффектов в случае алюминиевых сплавов приводит к усложнению зависимости скорости роста возмущений от длины волны, путем появления второго максимума, тогда как в случае титановых сплавов двухмодовой зависимости не наблюдается. Установлены значения напряженности термоэлектрического поля $E \geq 10^6$ В/м для бинарных и тройных систем и $E \geq 10^8$ В/м для высокоэнтропийного сплава AlCoCrFeNi, при которых комбинированная неустойчивость наступает в микро и нанодиапазоне. Установлено, что при значениях испарительного давления больше 10^5 Па для титановых сплавов в отсутствие концентрационно-капиллярных эффектов термоэлектрическое поле практически не оказывает никакого влияния на зависимость скорости роста возмущений от длины волны, тогда как в случае системы Al–Si–Y и AlCoCrFeNi такой эффект существует.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 20-19-00452

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ С ВНУТРЕННИМИ ДЕФЕКТАМИ ПРИ ДЕЙСТВИИ ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЗОК

Медведский А.Л.¹, Мартиросов М.И.², Хомченко А.В.²

¹Центральный аэрогидродинамический институт им. проф. Н.Е. Жуковского,
Московская обл., г. Жуковский,

²Московский авиационный институт
(национальный исследовательский университет),
г. Москва,

KhomchenkoAnton@yandex.ru

Постоянное совершенствование конструкционных материалов является приоритетной задачей любой отрасли машиностроения. К таким материалам относятся полимерные композиционные материалы (ПКМ), которые обладают рядом преимуществ: высокими жёсткостными и прочностными характеристиками, низкой удельной массой, высоким сопротивлением распространению трещин. Из достаточно большого числа разработанных ПКМ наиболее перспективными являются материалы на основе углеродных волокон – углепластики. В изделиях из углепластиков имеют место и недостатки: внутренние дефекты, которые могут возникать на различных этапах производства и эксплуатации. Дефекты, как правило, сопровождаются растрескиванием матрицы и разрушением волокон, что оказывает влияние на прочностные характеристики изделия.

В настоящей работе представлены результаты исследований динамики различных элементов конструкций с внутренними дефектами различной формы типа расслоений под действием нестационарных нагрузок. Расслоением считается повреждение, характеризующееся разрушением целостности адгезионной связи, соединяющей отдельные слои монолитной детали. Элементы конструкций выполнены из углепластиков на основе препрегов HexPly M21/34%/UD194/IMA-12K (углеродная лента IMA на основе высокопрочного волокна HexTow IMA-12K и эпоксидное модифицированное связующее M21) и HexPly M21/40%/285T2/AS4C (углеродная ткань 285T2/AS4C на основе углеродного волокна HexTow AS4C 6K GP и эпоксидное модифицированное связующее M21). Эти материалы предназначены для производства деталей по автоклавной технологии. Упругие и прочностные характеристики известны и получены экспериментально на образцах по европейским стандартам EN для режима RTD (Room Temperature Dry: нормальная температура +23°C и влажность – в состоянии поставки; состояние поставки образцов – состояние, в котором находятся образцы сразу после изготовления, содержание влаги в которых не превышает 10% от максимального влагонасыщения при относительной влажности 85%).

Рассматриваются следующие элементы конструкций:

Прямоугольная пластина длиной $a = 400$ мм, шириной $b = 200$ мм со следующей схемой укладки: $[+45^\circ/-45^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/-45^\circ/+45^\circ]$. Между слоями №1-2, №2-3 и т.д. до №6-7 расположены дефекты (расслоения) в форме эллипса с осями 46 и 26 мм. Здесь и далее рассматриваются дефекты, расположенные один под другим. В качестве внешнего воздействия рассматривается поле равномерного давления, распределённого на поверхности пластины и изменяющегося по следующему закону: $P(t) = p_0 H(t)$, где $p_0 = 1.5$ МПа, $H(t)$ – функция Хэвисайда.

Гладкая пологая панель с укладкой: $[+45^\circ/-45^\circ/90^\circ/0^\circ/+45^\circ/-45^\circ]_s$. Длина панели $a = 340$ мм, ширина $b = 140$ мм, стрела подъёма $c = 4.9$ мм (наибольшее возвыше-

ние срединной поверхности незамкнутой оболочки над плоскостью опорного контура). Дефекты эллиптической формы с осями 34 и 24 мм расположены между всеми слоями. Рассматривается поле давления, действующее по закону: $p(\varphi, t) = p_0 \cos^2 \varphi H(t)H\left(\frac{\pi}{2} - |\varphi|\right)$, где $p_0 = 1$ МПа, изменение угловой координаты φ происходит вдоль короткой кромки панели. Поле давления распределено по внешней поверхности панели.

Подкреплённая пологая цилиндрическая панель. Схема укладки: $[+45^\circ/-45^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/0^\circ/+45^\circ/-45^\circ]_s$. В качестве подкрепляющих элементов используются стрингеры Т-образного сечения (высота стенки 37 мм, суммарная ширина полок 61 мм). Длина панели $a = 750$ мм, ширина $b = 490$ мм, стрела подъёма $c = 7.38$ мм. Дефекты эллиптической формы расположены в обшивке в межстрингерной зоне (оси 36 и 26 мм). В качестве нагрузки рассматривается взрывное воздействие (в соответствии с моделью Kingery-Bulmash) с энергией взрыва $E = 209.2$ кДж и волной сферической формы. Эпицентр взрыва расположен на расстоянии 500 мм от внешней поверхности панели.

Цилиндрическая гладкая оболочка со следующей схемой укладки: $[+45^\circ/-45^\circ/90^\circ/0^\circ/+45^\circ/-45^\circ]_s$. Длина оболочки $L = 800$ мм, радиус $R = 200$ мм. На оболочку действуют взрывная волна сферической формы с энергией взрыва $E = 418.4$ кДж. Эпицентр взрыва расположен на расстоянии 900 мм от внешней поверхности оболочки.

Задачи решаются численно с помощью программного комплекса LS-DYNA (Lawrence Livermore National Laboratory). Каждый монослой моделируется отдельным набором конечных элементов (КЭ). Формулировка КЭ: «16: Fully integrated shell element», свойство - «COMPOSITE». Слои КЭ соединены между собой с помощью клеявого контакта: «AUTOMATIC_ONE_WAY_SURFACE_TO_SURFACE_TIEBREAK». Зоны дефектов взаимодействуют посредством контакта «AUTOMATIC_SURFACE_TO_SURFACE».

В результате решения определяются поля перемещений, напряжений и деформаций в слоях элементов конструкций в различные моменты времени. Для задач, в которых рассматривается действие взрывной волны, определяется картина поля давления, действующего на внешнюю поверхность элемента конструкции, а также графики зависимости давления в характерных точках в различные моменты времени. На основе полей напряжений и деформаций определяются коэффициенты запаса прочности с помощью различных критериев разрушения для композитов: Hashin, Chang-Chang, Puck, а также LaRC (Langley Research Center), позволяющих оценивать разрушения матрицы и волокна отдельно друг от друга. Оценивается влияние расслоений на прочность элементов конструкций путём сравнения распределения коэффициентов запаса прочности по рассматриваемым критериям разрушения и прогибов в различные моменты времени для случаев наличия и отсутствия дефектов между слоями.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 18-08-01153 А).

1. Медведский А.Л., Мартиросов М.И., Хомченко А.В. Численный анализ поведения слоистой композитной панели с межслоевыми дефектами под действием динамических нагрузок // Строительная механика инженерных конструкций и сооружений. Т. 15. №2, 2019. С. 127-134.

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА ГАЗОВОЙ СМЕСИ ПРИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ УПРОЧНЕННОГО СЛОЯ И ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Майер Г.Г., Москвина В.А., Астафуров С.В., Мельников Е.В.,
Панченко М.Ю., Реунова К.А., Загибалова Е.А., Астафурова Е.Г.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
Томск, Россия, galinazg@yandex.ru*

В работе исследовали закономерности формирования поверхностных слоев в образцах аустенитной нержавеющей стали Fe–17Cr–13Ni–1,7Mn–2,7Mo–0,5Si–0,01C (АНС, масс. %) при диффузионной ионно-плазменной обработке (ИПО) в разных насыщающих средах: 25%N₂+5%C₂H₂+70%Ar (состав 1), 30%N₂+8%H₂+62%Ar (состав 2) и 70%N₂+30%H₂ (состав 3). Продолжительность обработки (12 ч), температура (540±10°C) и давление (300 Па) при всех режимах были одинаковы. Для ИПО использовали образцы АНС с крупнокристаллической структурой ($d = 55$ мкм). Температурную зависимость механических свойств и механизмов разрушения АНС изучали при одноосном растяжении в интервале температур (77–300)К.

При ИПО с насыщающей средой из ацетилена и азота (состав 1) в образцах образуется поверхностный композиционный слой толщиной ≈10–13 мкм, состоящий из легированного азотом и углеродом аустенита Fe- $\gamma_{N,C}$, фазы Fe₄(N,C) и небольшой доли фаз Cr(N,C) и Fe- α , и подповерхностный слой толщиной ≈35–40 мкм (Fe- $\gamma_{N,C}$). В ИПО-образцах, обработанных с малым содержанием водорода в насыщающей среде (состав 2), толщина поверхностного композиционного слоя увеличивается до ≈22–28 мкм. Он состоит из легированного азотом аустенита Fe- γ_N , нитридов Fe₄N и CrN и содержит небольшую долю фазы Fe- α , а подповерхностный слой толщиной ≈20–22 мкм состоит из Fe- γ_N -фазы. При увеличении содержания водорода в составе газовой смеси (состав 3) образуется самый толстый ≈35–45 мкм поверхностный композиционный слой, состоящий из смеси фаз Fe- γ_N , CrN и Fe- α . При этом, подповерхностный слой с Fe- γ_N фазой наименьший среди всех состояний ≈10–12 мкм.

Исходная (без обработки ИПО) АНС демонстрирует сильную температурную зависимость условного предела текучести $\sigma_{0,2}$. Независимо от температуры испытания АНС имеет высокую пластичность $\delta=50\div70\%$ и разрушается вязко транскристаллитно с образованием ямок излома на поверхностях разрушения. Формирование упрочненных поверхностных слоев в образцах АНС способствует росту значений предела текучести и снижению пластичности образцов при всех температурах испытания. Это связано с твердорастворным упрочнением и дисперсионным твердением поверхностных областей обработанных образцов. Для ИПО-образцов температурная зависимость $\sigma_{0,2}$ более сильная, чем для исходной крупнокристаллической стали, что вызвано твердорастворным упрочнением аустенита атомами внедрения. Во всем температурном интервале деформации поверхностно-упрочненная область ИПО-образцов разрушается хрупко транскристаллитно, но микромеханизм разрушения изменяется при понижении температуры испытания из-за склонности легированного атомами внедрения аустенита к проявлению вязко-хрупкого перехода при криогенных температурах испытания.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-38-70031.

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ, МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО СПЛАВА FeMnNiCrCo, ЛЕГИРОВАННОГО АЗОТОМ И УГЛЕРОДОМ

Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Реунова К.А.,
Москвина В.А., Панченко М.Ю., Тумбузова И.А., Загибалова Е.А.,
Михно А.С.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики
прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
elena.g.astafurova@ispms.ru*

В работе исследовали влияние легирования атомами внедрения на температурную зависимость механических свойств, механизмов деформации и разрушения высокоэнтропийных сплавов 20Fe–20Mn–20Cr–20Ni–20Co (сплав Кантора) и 20Fe–20Mn–20Cr–20Ni–(20– x)Co– x (N,C) при одноосном растяжении в широком интервале температур от 77К до 673К. Эквивалентный сплав Кантора, азотистые ($x_N=1, 1,5$ ат. %) и углеродистый ($x_C=1$ ат. %) сплавы были выплавлены в вакуумной индукционной печи и подвергнуты термомеханическим обработкам (прокатка с высокотемпературными отжигами) для формирования гомогенного твердого раствора на основе аустенита и измельчения зерна.

Методами рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа показано, что все исследуемые сплавы обладают аустенитной структурой, а легирование азотом и углеродом вызывает увеличение параметра кристаллической решетки сплава Кантора за счет образования твердых растворов внедрения. Это сопровождается увеличением предела текучести, предела прочности и коэффициента деформационного упрочнения высокоэнтропийного сплава во всем исследуемом интервале температур. Основным механизмом пластической деформации всех сплавов при комнатной температуре выступает дислокационное скольжение, а механическое двойникование было выявлено только в разрушенных образцах сплава 20Fe–20Mn–20Cr–20Ni–20Co. При понижении температуры испытания активность механического двойникования возрастает, и при $T=77$ К оно активно развивается во всех сплавах, но на ранних стадиях пластического течения, по-прежнему, доминирует дислокационное скольжение. Методами просвечивающей электронной микроскопии установлено, что легирование атомами внедрения вызывает изменение типа дислокационной структуры от волнистого скольжения в сплаве Кантора к планарной структуре в сплавах с атомами внедрения. Планарное скольжение также характерно для всех сплавов при низкотемпературной деформации. Экспериментально установлено, что легирование атомами внедрения слабо влияет на микромеханизмы разрушения сплава Кантора, во всем интервале температур наблюдали вязкий характер излома с формированием ямок на поверхностях разрушения. Легирование атомами внедрения до 1 ат.% (и азотом и углеродом) не вызывает проявления низкотемпературной хрупкости в сплаве Кантора, за счет усиления планарности скольжения и развития двойникования пластичность всех сплавов возрастает при понижении температуры деформации. При этом удлинение до разрушения в сплаве с 1,5 ат.% при 77К сопоставимо с данными для деформации при комнатной температуре.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-19-00261).

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА СПЛАВА Ti–2.2 ВЕС. % Fe ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ И КВД

Горнакова А.С.¹, Афоникова Н.С.¹, Тюрин А.И.², Прокофьев С.И.¹,
Страумал Б.Б.¹

¹*Институт физики твердого тела РАН,*

г. Черноголовка, Россия

²*НИИ «Нанотехнологии и наноматериалы» ТГУ им. Г.Р. Державина,*

Тамбов, Россия,

alenahas@issp.ac.ru

Обработка многофазных титановых сплавов с помощью кручения под высоким давлением (КВД) в сочетании с термообработкой, влияет на их фазовый состав, на дисперсность и морфологию микроструктуры, что позволяет получать широкий спектр механических свойств [1,2]. В данной работе было исследовано влияние термообработки перед КВД на твердость и модуль Юнга сплава Ti–2.2вес.% Fe.

Сплав Ti–2.2вес.% Fe был выплавлен в индукционной печи в атмосфере чистого аргона из титана марки ТИ-1 (иодидный титан 99.98 %) и железа (99.97 %). Образцы сплава ($\varnothing$ 10 мм, толщина 0.7 мм) были отожжены в двухфазной области (α Ti)+TiFe при 470°C (673 часов), в двухфазной области (α Ti)+(β Ti) при 615°C (270 часов) и в однофазной области (β Ti) при 950°C (270 часов) и закалены в воде. Затем образцы были подвергнуты КВД-обработке при комнатной температуре (7 ГПа, 5 оборотов, скорость вращения 1 об/мин). После КВД толщина образцов составила 0.35 мм.

Наноиндентирование проводили при комнатной температуре на приборе TI-950 Triboindenter при нагрузке 200 mN с использованием индентора Берковича [3]. Из этих измерений на основе характерных $P(h)$ диаграмм по методике Оливера-Фарра [4] были определены величины твердости H и модуля Юнга E .

Показано, что величины H и E образцов после КВД зависят от предварительной термообработки и от радиальной зависимости фазового состава после КВД. Предварительная термообработка сплава в двухфазной области (α Ti)+(β Ti) при 615°C дает максимальные значения твердости (5.8 ГПа) и модуля Юнга (152.7 ГПа) на середине радиуса образца.

Работа выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН при частичном финансировании РФФИ (грант 19-58-06002).

1. Y. Chong, G. Deng, A. Shibata, and N. Tsuji. Adv. Eng. Mater. 21 (2019) 1900607.
2. Straumal B.B., Korneva A., Kilmametov A.R., Litynska-Dobrzynska L., Gornakova A.S., Chulist R., Karpov M.I., Zieba P. Materials. 12 426 (2019) 3.
3. Golovin Yu.I., Tyurin A.I., Aslanyan E.G., Pirozhkova T.S., Vorobev M.O. // Measurement Techniques. 2016. V. 59. № 9. P. 911-915.
4. Oliver W.C., Pharr G.M. // J. Mater. Res. 19 (2004) 1: 3.

ОБРАЗОВАНИЕ ОМЕГА-ФАЗЫ В СПЛАВАХ Ti-Fe, ВЫЗВАННОЕ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Горнакова А.С.¹, Страумал Б.Б.^{1,2}

¹Институт физики твердого тела РАН,
г. Черноголовка, Россия

²Черноголовский научный центр РАН,
г. Черноголовка, Россия,

alenahas@issp.ac.ru

В серии работ [1-5] были исследованы сплавы титана с 0.5 до 10 масс.% железа, после предварительной термообработки и воздействия кручения под высоким давлением (КВД - 7 ГПа, 5 оборотов и 1 об/мин). В исходном состоянии сплавы содержали сочетание α/α' и β -фаз. КВД привело к превращению исходных фаз в смесь α и ω -фаз. Фазовые превращения $\alpha \rightarrow \omega$ и $\beta \rightarrow \omega$ являются мартенситными, поэтому между фазами α и ω , а также между фазами β и ω , существуют определённые ориентационные соотношения. Результаты исследований показали влияние легирования титана железом на образование ω -фазы при КВД. При сдвиговой деформации под одноосным давлением ярко выраженная ориентационная зависимость между соседними зёрнами α и ω -фаз сопровождается сильной локальной преимущественной ориентацией, которая интерпретируется как "основная" кристаллографическая текстура в α -фазе. Она представляется благоприятной для реализации преобразования α/ω в условиях КВД. Количество образовавшейся ω -фазы после КВД зависит от концентрации железа. Также в одной из наших работ была исследована термостабильность ω -фазы и других микроструктурных особенностей, возникающих при КВД в титановых сплавах, содержащих 1–7 масс.% железа. При низком содержании железа до 2 масс.% сильно деформированные образцы содержали смесь α' и ω -фаз. Более высокое количество железа, как в образце с 7 масс. % Fe, стабилизируют β -фазу в качестве вторичной фазы к ω . Проведенные *in-situ* высокотемпературные рентгеновские дифракционные измерения показали, что путь трансформации при нагревании идет следующим образом: $\omega \rightarrow \alpha' \rightarrow \alpha + \beta \rightarrow \beta$.

Таким образом, в представленных работах, были подробно исследованы фазовые превращения ω -фазы в титановых сплавах с β стабилизатором железа до 10 масс.%.

Работа выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН при частичном финансировании РФФИ (грант 19-58-06002).

1. B. Straumal, A. Kilmametov, A. Gornakova, A. Mazilkin, B. Baretzky, A. Korneva, P. Zięba. Archives of Metallurgy and Materials 64 (2019) 457–465.
2. Kriegel M.J., A. Kilmametov, V. Klemm, C. Schimpf, B.B. Straumal, A.S. Gornakova, Y. Ivanisenko, O. Fabrichnaya, H. Hahn, D. Rafaja. Advanced Engineering Materials. (2018)1800158 (1-9).
3. Kilmametov A.R., Ivanisenko Y., Mazilkin A.A., Straumal B.B., Hahn H., Gornakova A.S., Fabrichnaya O.B., Kriegel M.J., Rafaja D. Acta Materialia, 144 (2018) 337-351.
4. Kriegel M.J., A. Kilmametov, M. Rudolph, B.B. Straumal, A.S. Gornakova, Y. Ivanisenko, O. Fabrichnaya, H. Hahn, D. Rafaja. Advanced Engineering Materials. (2018) 1700933.
5. Kilmametov A., Yu. Ivanisenko, B.B. Straumal, A.A. Mazilkin, A.S. Gornakova, M.J. Kriegel, O.B. Fabrichnaya, D. Rafaja, H. Hahn. Scripta Mater. 136 (2017) 46–49.

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА СТАРЕНИЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Al–Li

Осинская Ю.В., Покоев А.В., Звёздкина А.А.

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

Методами микротвердости и рентгеноструктурного анализа выполнено экспериментальное исследование влияния импульсного магнитного поля (ИМП) амплитудой напряженности 7 кЭ и частотой от 1 до 7 Гц на микротвердость и параметры тонкой структуры алюминиевого сплава Al–Li, состаренного при времени отжига 4 ч и температуре отжига 120 °С после предварительной закалки от 500 °С (выдержка 1 ч) в воду.

Результаты выполненной работы позволяют сделать следующие выводы:

1. Наложение ИМП приводит к уменьшению значений микротвердости (см. рис), при этом пластические свойства сплава существенно увеличиваются, т.е. наблюдается «положительный» МПЭ [1, 2], величиной до 39 %.

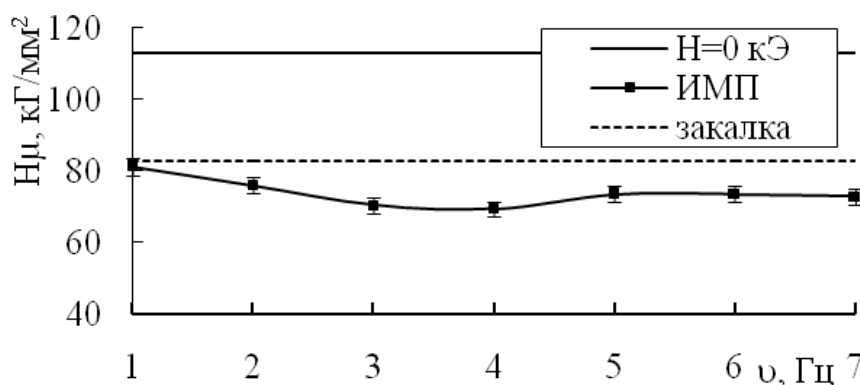


Рис. Зависимость микротвердости алюминиевого сплава Al–Li от частоты импульсного магнитного поля

2. Установлено, что значения средних размеров блоков когерентного рассеяния при наложении ИМП стали больше по сравнению со значениями при отжиге без поля, а значения величин относительной микродеформации и плотности дислокаций – меньше со значениями при отжиге без поля. Кроме этого, наблюдается корреляция между частотными зависимостями микротвердости и параметрами тонкой структуры.

1. Р.Б. Моргунов. Успехи физических наук, Т. 174. № 2. С. 131 (2004).
2. A.V. Pokoev, J.V. Osinskaya, Defect and Diffusion Forum, V. 383, P. 180 (2018).

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ПРОЦЕСС ФАЗООБРАЗОВАНИЯ В СОСТАРЕННОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ АК9

Осинская Ю.В., Покоев А.В., Магамедова С.Г., Иванов К.А.

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

В результате ранее проведенных исследований искусственного старения бериллиевой бронзы БрБ–2, известно [1, 2], что наложение импульсного магнитного поля (ИМП) на процесс старения приводит к существенному увеличению пластических свойств сплава до 22 %. Таким образом, целесообразным является использование ИМП 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 ИМП на микротвердость, микроструктуру, параметр решетки и параметры тонкой структуры состаренного литейного алюминиевого сплава АК9.

Образцы из алюминиевого сплава АК9 после выдержки 2 ч и последующей закалки от 535 °С в воду отжигали при температуре 175 °С длительностью от 2 до 8 ч в ИМП амплитудой напряженности 7 кЭ и частотой 2 Гц.

Анализ экспериментальных данных позволяет сделать следующие выводы:

- металлографический анализ показал, что наложение ИМП на старение сплава приводит к увеличению площади темных участков, соответствующих кремнию, до двух с половиной раз.

- установлен положительный магнитоэластический эффект (МПЭ), приводящий к уменьшению микротвердости до 31 %, при этом пластические свойства сплава возрастают.

- рентгеновский анализ показал, что при наложении ИМП значения параметров решетки практически не изменяются по сравнению с параметрами решетки образцов, состаренных в его отсутствие, однако наблюдается тенденция их увеличения с длительностью старения.

- установлена корреляция между временными зависимостями микротвердости и параметрами тонкой структуры: при наложении ИМП значения микротвердости, плотности дислокаций и относительной величины микродеформации меньше, чем без поля, а средний размер блоков когерентного рассеяния больше.

- методом рентгенофазового анализа обнаружено, что наложение ИМП приводит к увеличению интенсивности всех наблюдаемых линий (α -твердого раствора на основе алюминия, фазы Mg_2Si и чистого кремния с элементами эвтектики) до 4 раз и уменьшению их полуширины, что свидетельствует о формировании более совершенной и однородной структуры сплава.

1. Ю.В. Осинская, С.С. Петров, А.В. Покоев Известия Самарского научного центра Российской академии наук, Т. 11, №5, С. 56 (2009).
2. Ю.В. Осинская, А.В. Покоев Физика металлов и металловедение, Т. 105, №4, С. 385 (2008).

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ УПРОЧНЕННОГО СЛОЯ В АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПРИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

¹Москвина В. А., ¹Астафурова Е. Г., ²Рамазанов К. Н.,
^{1,3}Загибалова Е. А.

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

²*Уфимский государственный авиационный технический университет,
Уфа, Россия*

³*НИ Томский политехнический университет,
Томск, Россия,
valya_moskvina@mail.ru*

В работе представлены результаты экспериментальных исследований по влиянию плотности межзеренных границ (размера зерна) на закономерности образования упрочненных слоев, их фазовый состав, микроструктуру и морфологические особенности фаз в образцах аустенитной нержавеющей стали (АНС) 01X17H13M3 при ионно-плазменном воздействии. Термомеханической обработкой, включающей прокатку до $\varepsilon = 40 \div 80$ % при T_k и отжиги при температурах $900 \div 1050^\circ\text{C}$, в заготовках АНС (Fe–17Cr–13Ni–1,7Mn–2,7Mo–0,5Si–0,01C масс.%) были сформированы состояния с мелкокристаллической (МК1– $d = 3,7 \pm 2,4$ мкм и МК2– $d = 5,9 \pm 3,9$ мкм) и крупнокристаллической аустенитной структурой (КК3– $d = 54,7 \pm 31,2$ мкм). Ионно-плазменную обработку (ИПО) образцов проводили в смеси газов Ar (70 %)+N₂ (25 %)+C₂H₂ (5 %) при давлении 300 Па и температуре 540°C в течение 12 ч (ЭЛУ-5, Уфа).

Диффузионное ионно-плазменное насыщение атомами внедрения (N, C) способствует формированию во всех исследуемых образцах поверхностных упрочненных областей с твердорастворным упрочнением и дисперсионным твердением. Толщина упрочненных поверхностных слоев (t) незначительно уменьшается с увеличением размера зерна: в образцах МК1 и МК2 она составляет соответственно $t \approx 45\text{--}48$ и $t \approx 44\text{--}46$ мкм, а в образцах с наибольшим размером зерна (КК3) $t \approx 41\text{--}43$ мкм. При травлении поперечных шлифов в образцах была выявлена двухслойная микроструктура упрочненного слоя, внешний слой обладал повышенной травимостью (I) по сравнению с внутренним (II, подповерхностным) слоем. В МК1 и МК2 образцах в слое I наблюдалось растравливание границ зерен из-за присутствия зернограницных нитридов и карбонитридов. В образцах КК3 I и II слои имеют более слабую травимость границ зерен, но для тела зерен характерен контраст, свидетельствующий о формировании вторичных фаз внутри них.

Согласно результатам рентгеновских исследований и просвечивающей электронной микроскопии механизм дисперсионного твердения, фазовый состав и распределение вторичных фаз в слое I зависят от плотности межзеренных границ в образцах АНС, сформированных до ИПО. В образцах с КК3 структурой при ионно-плазменном насыщении азотом и углеродом в аустените происходило фазовое превращение с образованием когерентных матрицы частиц фазы Fe₄(N,C) со «строчечным» расположением внутри зерен. При этом выделение частиц фазы Cr(N,C) оказывается заметно подавленным по сравнению с образцами с большей плотностью межзеренных границ (МК1 и МК2). В поверхностном слое МК1-образцов происходило комплексное выделение частиц фаз Fe₄(N,C) в зернах и Cr(N,C) преимуще-

ственно вдоль границ зерен, однако «строчечного» выделения фазы $Fe_4(N,C)$ внутри зерен не выявлено. Таким образом, при одинаковом наборе вторичных фаз в поверхностных слоях образцов АНС, различная плотность межзеренных границ в них приводит к изменению последовательности и полноты фазовых превращений при ИПО.

Работа выполнена при поддержке стипендии Президента РФ (СП-14.2019.1).

ЛОКАЛЬНАЯ ТЕРМООБРАБОТКА СВАРНЫХ ШВОВ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

Паршуков Л.И.

*АО «НПО им. С.А. Лавочкина»,
г. Москва*

Исследованы химический состав, структура и напряженно-деформированное состояние сварных швов жаропрочных сплавов ХН45МВТЮБР и ХН50ВМТЮБ в зависимости от погонной энергии сварки. Сварка электронным лучом приводит к существенному улучшению структуры сварного соединения в отличие от аргонодуговой сварки. Подобранный термоциклический режим обработки шва локальным источником тепла обеспечивает формирование высоких прочностных свойств сварного шва без дополнительной термообработки.

Установлено, что получение стабильных и прочных сварных швов рассматриваемых сплавов для электронно-лучевой сварки режим при толщине кромок сварного соединения 2 мм соответствует следующим параметрам: сила тока луча 13 мА, ускоряющее напряжение 60 кВ, скорость сварки 6 мм/с.

Отработаны режимы электронно-лучевой сварки (ЭЛС) сплавов ХН45МВТЮБР и ХН50ВМТЮБ, обеспечивающие получение сварного соединения толщиной кромок 2 мм, которое, после применения в дальнейшем штатной термообработки (ТО), отвечает требованиям 1 категории прочности по ОСТ ВЗ-2491-90, т.е. $\sigma_{св} = 0,9\sigma_{осн. мет.}$ (предел прочности сварного шва равен 0,9 прочности основного металла):

для сплава ХН45МВТЮБР: $\sigma_{св} \text{ ЭЛС+ТО} = \sigma_{св} \text{ осн. мет.}$

для сплава ХН50ВМТЮБ: $\sigma_{св} \text{ ЭЛС+ТО} = \sigma_{св} \text{ осн. мет.}$

На образцах сварных соединений, выполненных электронно-лучевой сваркой и подвергнутых электронно – лучевой локальной термоциклической обработке (ЭЛТЦО) была получена прочность сварного соединения, отвечающая требованиям 1 категории прочности по ОСТ ВЗ-2491-90 при обеспечении равной (с основным металлом) пластичности:

для сплава ХН45МВТЮБР: $\sigma_{св} \text{ ЭЛС+ЭЛТЦО} = 0,92\sigma_{св} \text{ осн. мет.}$

для сплава ХН50ВМТЮБ: $\sigma_{св} \text{ ЭЛС+ЭЛТЦО} = \sigma_{св} \text{ осн. мет.}$

Проведенные металлофизические исследования сварных соединений, выполненные электронным лучом, показали, что химический состав металла сварного шва и зоны термического влияния обеспечивает их способность закаливаться при сварке и стариться в ходе локальной термоциклической обработки. Определены временные и температурные параметры процесса локального упрочнения (старения).

МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ СПЛАВА $\text{Al}_{85}\text{Ni}_7\text{Fe}_4\text{La}_4$ В УСЛОВИЯХ ДЕФОРМАЦИИ И ИМПУЛЬСНОГО ФОТОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

Бахтеева Н.Д., Тодорова Е.В.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт
металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
Москва, Россия, otnatalia@yandex.ru*

Эффективным способом упрочнения сплавов на основе алюминия является их легирование мало растворимыми элементами, которые, вступая в реакцию с алюминием и другими легирующими элементами, образуют интерметаллиды различных типов. Последние имеют повышенную по сравнению с алюминием твердость, что обеспечивает рост прочностных характеристик легированного сплава в целом. Интерметаллиды реечной морфологии наряду с упрочнением приводят к охрупчиванию материала, что снижает эффективность его использования в реальных конструкциях. Для устранения этого недостатка возникает необходимость диспергирования упрочняющих фаз в сплаве. Задачей настоящего исследования является оптимизация режимов обработки литого алюминиевого сплава с повышенным содержанием переходных (Ni, Fe) и редкоземельного (La) металлов для получения структуры многофазного нанокompозита с повышенным комплексом механических свойств.

Поликристаллические закаленные образцы сплава $\text{Al}_{85}\text{Ni}_7\text{Fe}_4\text{La}_4$ подвергали интенсивной пластической деформации (ИПД) сдвигом под давлением 8 ГПа на наковальнях Бриджмена. Угол поворота подвижной наковальни изменяли от одного до трёх полных оборотов ($\varphi_1=360^\circ$ и $\varphi_2=360^\circ \times 3$). Полученные после ИПД образцы подвергали импульсной фотонной обработке (ИФО) с флюенсом $E=10, 20$ и 25 Дж/см^2 в условиях излучения газоразрядных ламп.

Дендритная кристаллизация сплава заэвтектического состава начинается с выделения первичной четырехкомпонентной фазы $\text{Al}_8\text{Fe}_{2-x}\text{Ni}_x\text{La}$ с формированием в ней большого количества дефектов в виде двойников. При кристаллизации твердого раствора алюминия в форме округлых ячеек избыточные легирующие элементы оттесняются к границам ячеек, где и формируется эвтектическая структура, для которой характерен одновременный рост двух и более фаз. Методами металлографии и РСА установлено, что структура сплава четырехфазная. Показано, что в сплаве наряду с кристаллическим твердым раствором алюминия присутствуют интерметаллиды трех типов: Al_4La (ромбическая сингония), $\text{Al}_8\text{Fe}_{2-x}\text{Ni}_x\text{La}$ (ромбическая сингония), $\text{Al}_9\text{Ni}_{2-x}\text{Fe}_x$ (моноклинная сингония). Поскольку исследуемый сплав содержит значительное количество железа (7 ат. %), при кристаллизации возможно выделение алюминида железа $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$. Большинство интерметаллидов имеет размеры более одного микрона, некоторые имеют реечную морфологию (например, алюминид лантана), что приводит к охрупчиванию сплава после кристаллизации. Одним из известных способов оптимизации такой структуры является деформационная обработка, которая использована в работе по схеме интенсивной пластической деформации сдвигом под давлением (ИПД).

После ИПД с $\varphi_1=360^\circ$ формируется «вихревая» структура, сопровождающаяся диспергированием, сфероидизацией и частичным растворением интерметаллидов. С увеличением степени деформации этот эффект усиливается. Сформированные нанозерна после ИПД с $\varphi_1=360^\circ$, включая всю совокупность фазовых составляющих, имеют средний размер 18 нм. При увеличении степени деформации до трех полных оборотов размер зерен уменьшается до 12,5 нм. Показано, что микротвердость при

этом возрастает от 216 HV в исходном состоянии до 492 HV и 553 HV после $\varphi=360^\circ \times n$ (где $n = 1$ и 3 соответственно). Во всем интервале параметров ИПД при изменении дисперсности структуры фазовый состав сплава остается неизменным, что подтверждено методом РСА. Сформированная при ИПД нанокристаллическая структура, характеризующаяся высокой концентрацией дефектов, является термодинамически неустойчивой. При высокоэнергетических воздействиях, таких как ИФО, структура претерпевает изменения: развивается возврат и статическая рекристаллизация, а также возможен дораспад твердого раствора алюминия с выделением вторичных интерметаллидов. Кратковременность воздействия такого теплового удара приводит к повышенной дисперсности вторичных выделений без изменения фазового состава, что подтверждено методом РСА. Рост микротвердости в интервале значений $E=10...20$ Дж/см² свидетельствует о преобладающей роли дисперсионного упрочнения. Максимальное значение микротвердости 658 HV получено на образцах, прошедших комплексную обработку ИПД ($P = 8$ ГПа, $\varphi=360^\circ \times 3$) и ИФО ($E=20$ Дж/см²). Увеличение флюенса E до 25 Дж/см² стимулирует развитие статических процессов разупрочнения и коагуляции вторичных выделений дисперсных фаз, что приводит к заметному снижению твердости сплава. Во всем интервале значений флюенса ИФО ($E = 10...25$ Дж/см²) микротвердость сплава с большей степенью наклепа при ИПД демонстрирует более высокие значения.

Установлено, что комплексная обработка, включающая деформацию (ИПД ($P = 8$ ГПа, $\varphi = 360^\circ \times 3$) + ИФО ($E = 20$ Дж/см²), обеспечивает максимальное повышение микротвердости до 658 HV и вносит дополнительное упрочнение по сравнению исходной микротвердостью сплава (216 HV) и его микротвердостью после деформации ИПД с указанными параметрами (553 HV) без ИФО.

Работа выполнялась по госзаданию №075-00328-21-00

ВЛИЯНИЕ СИЛ НЕУПРУГОЙ ПРИРОДЫ НА ПЛОТНОСТЬ ДВОЙНИКУЮЩИХ ДИСЛОКАЦИЙ НА ГРАНИЦАХ ОСТАТОЧНЫХ КЛИНОВИДНЫХ ДВОЙНИКОВ

Остриков О.М.

*УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого»,
Гомель, Республика Беларусь,
omostrikov@mail.ru*

Основной причиной возможности существования после снятия с кристалла сосредоточенной нагрузки остаточного механического клиновидного двойника является сила сопротивления движению двойникующих дислокаций в обратном направлении по отношению к направлению развития двойника. Поэтому представляют интерес зависимости расстояния между двойникующими дислокациями и плотности двойникующих дислокаций на двойниковых границах от силы внутреннего трения, действующей на данные дислокации.

В данной работе для расстояния d между двойникующими дислокациями краевого двойника в случае $d \gg a$ (a – межатомное расстояние в плоскости, перпендикулярной плоскости двойникования) было получено соотношение:

$$d = \frac{3\mu b_{\text{кр}}^2}{2\pi(1-\nu)S}, \quad (1)$$

где μ – модуль сдвига; ν – коэффициент Пуассона; $b_{кр}$ – модуль вектора Бюргерса двойнивающей дислокации краевого двойника; S – сила сопротивления на *единицу длины* дислокации (сила неупругой природы).

У рассматриваемых в [1, 2] нанодвойников принималось $d = 1,5 \cdot 10^{-9}$ м, $b_{кр} = 0,124 \cdot 10^{-9}$ м. Примем $\mu = 81 \cdot 10^9$ Па, $\nu = 0,29$ [1]. Тогда из (1) получим $S \approx 0,6$ Н на единицу длины дислокации.

Для оценки величины силы S , обеспечивающей принятую в [1, 2] в расчетах величину плотности двойнивающих дислокаций ρ на двойниковых границах, примем во внимание, что

$$\rho = \frac{N}{L}, \quad (2)$$

где L – длина двойника; N – число двойнивающих дислокаций на границе двойника.

Так как $L = Nd$, то из (2) получим:

$$\rho = \frac{1}{d}. \quad (3)$$

Тогда из (1), с учетом (3), получим

$$\rho = \frac{2\pi(1-\nu)S}{3\mu b_{кр}^2}. \quad (4)$$

При $\rho = 0,5 \cdot 10^9$ м⁻¹ из (4) получим $S \approx 0,4$ Н на единицу длины дислокации, а при $\rho = 0,25 \cdot 10^9$ м⁻¹ $S \approx 0,2$ Н на единицу длины дислокации. Это согласуется с известными результатами [3].

1. Остриков О.М. Методика прогнозирования распределения полей напряжений в реальных кристаллах с остаточными некогерентными двойниками. Монография. – Гомель: ГГТУ им. П.О. Сухого, 2019. – 278 с.
2. Остриков О.М. Нанодвойникование монокристаллов висмута // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2002, № 3. – С. 51 – 52.
3. Косевич А.М., Бойко В.С. Дислокационная теория упругого двойникования кристаллов // Успехи физических наук. – 1971. – Т. 104, № 2. – С. 101–255.

ПОСТАНОВКА СТАТИЧЕСКОЙ ЗАДАЧИ О РАСЧЕТЕ СИЛ, ДЕЙСТВУЮЩИХ НА ФЕРРОМАГНИТНЫЙ ПРИЗМАТИЧЕСКИЙ ОБРАЗЕЦ С ЭФФЕКТОМ ЗАПОМИНАНИЯ ФОРМЫ, НАХОДЯЩИЙСЯ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ В ЖЕСТКОЙ ЗАДЕЛКЕ, ПРИ НАЛИЧИИ ЕДИНИЧНОЙ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА АУСТЕНИТ/МАРТЕНСИТ

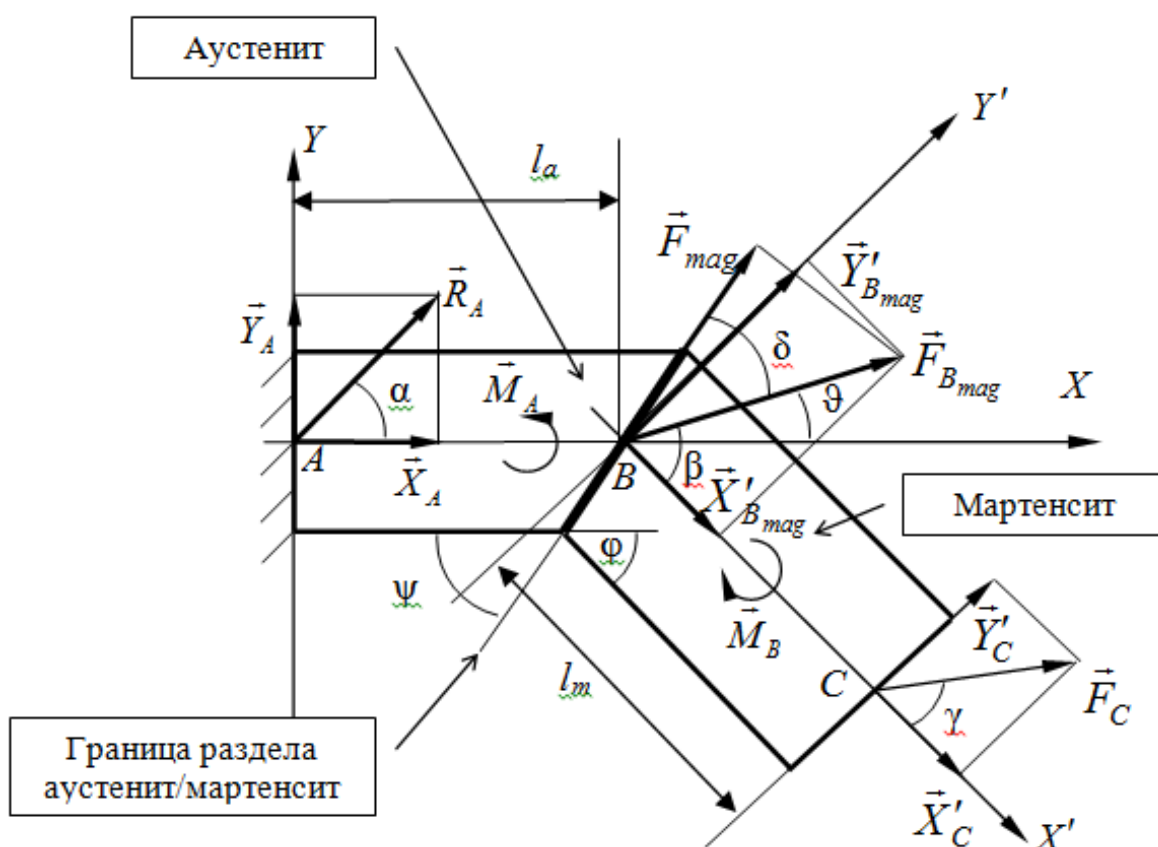
Остриков В.О., Остриков О.М.

*УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого»,
Гомель, Республика Беларусь,
omostrikov@mail.ru*

Для расчетов технологических параметров датчиков магнитного поля, рабочим элементом у которых выступают ферромагнитные материалы с памятью формы, требуется решение статических и динамических задач механики деформируемого твердого тела.

Цель данной работы – выполнить постановку задачи о расчете сил, действующих на ферромагнитный призматический монокристаллический образец с эффектом памяти формы, находящийся в магнитном поле в жесткой заделке, при наличии в образце единичной границы раздела аустенит/мартенсит.

На рисунке представлено схематическое изображение механически не нагруженного призматического ферромагнитного монокристалла с эффектом запоминания формы с единичной границей раздела аустенит/мартенсит, вдоль которой со стороны магнитного поля действует сила $\vec{F}_{mag}$. Действие данной силы в статическом случае уравнивается на торцах образца силами $\vec{R}_A$ и $\vec{F}_C$, а также моментами сил $\vec{M}_A$ и $\vec{M}_B$.



Схематическое изображение находящегося в магнитном поле в жесткой заделке механически не нагруженного призматического монокристаллического образца с единичной границей раздела аустенит/мартенсит

ИНТЕРМЕТАЛЛИД Al_2Au + Cu : ОТ ПОРОШКА ДО ЛИТОГО ОБРАЗЦА

Волкова Е. Г.*, Волков А. Ю.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт физики металлов имени М.Н. Михеева
Уральского отделения Российской академии наук,
Екатеринбург, Россия,
volkova@imp.uran.ru*

Методом механосинтеза в шаровых мельницах получен интерметаллид Al_2Au + Cu , время размола – 4 ч. Для синтеза использовался нанопорошок Al_2Au [1] и порошок Cu . Методами растровой (РЭМ) и просвечивающей (ПЭМ) электронной микроскопии исследована структура синтезированного продукта. Из полученного порошка были спрессованы таблетки. Рентгенографическое исследование компактов показало преимущественное наличие в нем интерметаллида Al_2Au , а также небольшого количества алюминия и меди. Размер областей когерентного рассеяния 20.4 ± 0.3 нм. По данным электронной микроскопии средний размер зерна 15 нм. Сканирующая микроскопия показала достаточно равномерное распределение элементов в порошке, наблюдались кластеры меди размером 3-5 мкм. Был проведен наномеханический анализ частиц порошка. Средние значения $H = 2.7 \pm 0.3$ ГПа, $E = 54 \pm 1$ ГПа, что примерно в три раза ниже приведенных в литературе значений для Al_2Au -покрытий. Такие значения можно объяснить высокой дефектностью структуры.

Полученный порошок бы использован для выплавки объемного образца. Слиток имеет пурпурно-фиолетовый цвет. По данным сканирующей микроскопии произошло расслоение на фазы Al_2Au , AlAu и фазу, обогащенную Cu . Проведены измерения микротвердости в разных областях, для фазы Al_2Au $H = 4.0 \pm 0.1$ ГПа, $E = 111 \pm 4$ ГПа и для фазы AlAu $H = 3.5 \pm 0.2$ ГПа, $E = 103 \pm 9$ ГПа.

Таким образом, в работе впервые получен и исследован наноразмерный порошок интерметаллида $\text{Al}_2\text{Au} + \text{Cu}$, продемонстрирована возможность использования его для выплавки объемного образца. Показано, что добавка Cu приводит к расслоению на три фазы. Хрупкий интерметаллид Al_2Au расположен между прослойками более пластичных фаз, при этом сохраняется пурпурный цвет.

Работа выполнена в рамках государственного задания по темам «Давление» АААА-А18-118020190104-3 и «Структура» № АААА-А18-118020190116-6.

Список литературы

1. Volkova E.G., Knyazev Yu.V., Kozlov K.A., Antonov B.D., Volkov A.Yu., [Microstructure and optical properties of the \$\text{Al}_2\text{Au}\$ intermetallic compound synthesized by ball milling technique](#) // Journal of Alloys and Compounds. 2019. V. 811. P. 151989—151996. doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.151989

НЕМОНОТОННЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА Cu-0.6Cr-0.1Zr ПРИ ОБРАБОТКЕ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Фаизова С.Н., Аксенов Д.А., Фаизов И.А.

*СФ Башкирский государственный университет,
г. Уфа, Россия*

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

*Институт проблем сверхпластичности металлов и сплавов,
г. Уфа, Россия,*

snfaiz@mail.ru

В формировании свойств дисперсионно-упрочняемых сплавов фазовые превращения играют центральную роль. Этот факт приобретает особую важность в связи с все более широким применением различных методов интенсивной пластической деформации (ИПД) для получения нано- и ультрамелкозернистой структуры. В условиях таких обработок динамическое старение и деформационно-индуцированное растворение частиц вторых фаз становятся заметными эффектами, существенно влияющими на свойства получаемого материала. Для сплавов системы Cu-Cr-Zr деформационно-индуцированное растворение с образованием пересыщенного твердого раствора описано в ряде работ, причем не только для экстремально больших деформаций, когда концентрация растворенного хрома локально может достигать 3%, но и в условиях, характерных для промышленно-применимых методов ИПД. При этом как механизм, так и кинетика растворения остаются практически неисследованными.

Для того, чтобы изучить особенности растворения частиц вторых фаз в образцах сплава $\text{Cu-0,6\%Cr-0,1\%Zr}$ в условиях ИПД было создано специальное исходное состояние с практически полным отсутствием твердого раствора за счет его распада и выделения частиц вторых фаз, происходящего в результате длительного старения в течение 4 часов при температуре 450°C . При этом был сформирован ансамбль частиц, основная доля которых имела довольно крупный размер порядка 1-2 мкм. Такая подготовка позволяла исключить на начальном этапе проявление механизмов фазовых превращений – как деформационно-стимулированного распада пересыщенного твердого раствора, так и деформационно-индуцируемого растворения частиц вторых фаз.

Образцы диаметром 10 мм подвергали кручению под высоким давлением 6 ГПа при комнатной температуре со скоростью 1 об/мин. Количество оборотов составляло от 1 до 10 с шагом в 1 оборот - по 5 образцов на каждое состояние.

Среди методов исследования структуры и физико-механических свойств особое внимание было уделено методам измерения электропроводности и рентгеноструктурного анализа, поскольку оба метода являются весьма чувствительными к изменению структуры, связанными с искажениями в кристаллической решетке вследствие увеличения концентрации атомов легирующих элементов в ней.

В образцах предварительно состаренного сплава Cu-Cr-Zr в условиях КГД наблюдается немонотонное изменение физико-механических свойств и плотности распределения частиц вторых фаз.

Значения электропроводности в зависимости от числа оборотов КГД, приведенные на рисунке 1, демонстрируют наличие выраженного минимума при дефор-

мации в 6 оборотов. Максимальное относительное снижение электропроводности, определяемое холодной деформацией, при исходной проводимости 100% IACS составляет 2.4%, и в наблюдаемом в работе диапазоне проводимостей не превышает погрешности измерения. Таким образом, изменение проводимости при накоплении деформации можно считать связанным только с вкладом легирующих элементов в искажение решетки при их растворении.

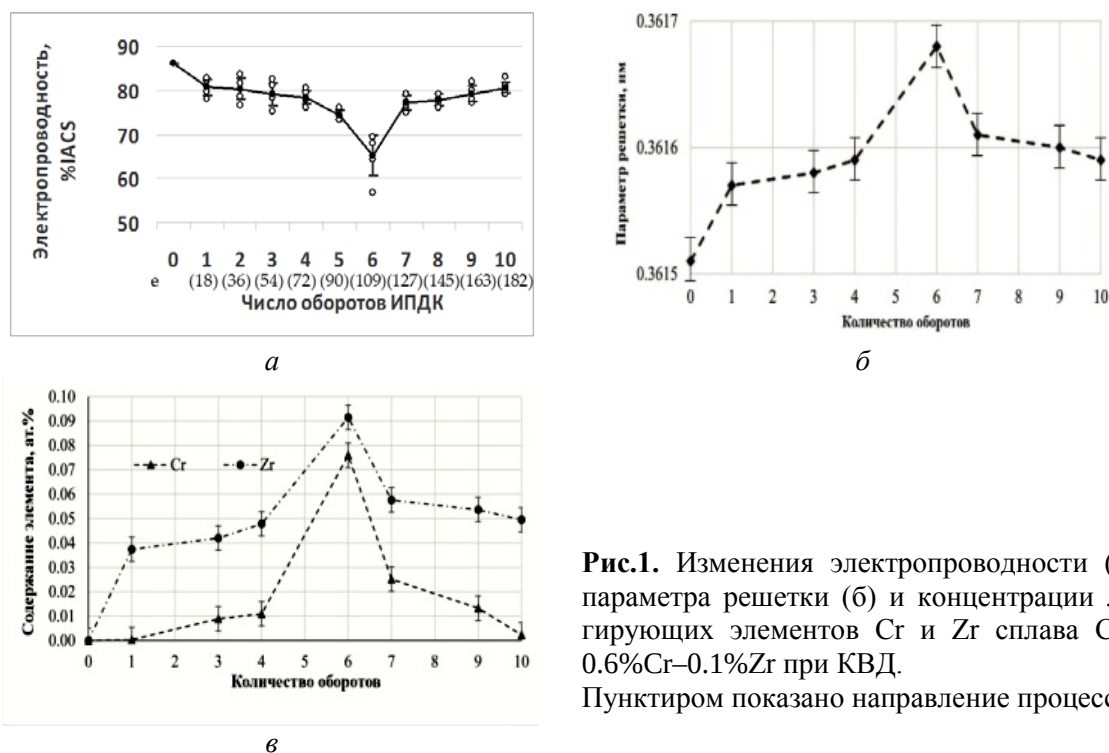


Рис.1. Изменения электропроводности (а), параметра решетки (б) и концентрации легирующих элементов Cr и Zr сплава Cu–0.6%Cr–0.1%Zr при КВД. Пунктиром показано направление процесса

Параметр решетки на разных стадиях КГД, полученный методом РСА для характерных точек, хорошо коррелирует с изменением электропроводности (рис. 1,б). Полученные экспериментальные данные указывают на повышение концентрации твердого раствора в ходе КГД вследствие растворения вторых фаз (рис. 1,в). Относительно высокая интенсивность этого процесса в начальной стадии обусловлена особенностями морфологии частиц вторых фаз, сформированных при предварительной обработке и в результате начальных этапов деформации частиц когерентных с матрицей, а именно, предрасположенностью к механическому разрушению (рис. 2), приводящему к последующему частичному растворению по механизму Гиббса-Томсона.

По мере накопления пластической деформации исходный ансамбль частиц постепенно заменяется частично растворенными фрагментами первичных частиц и вновь образующихся мелких частицы, менее склонных к разрушению.

Эта эволюция обеспечивает дополнительный фактор для замедления процесса растворения частиц, поскольку помимо увеличения концентрации твердого раствора изменяются и размеры частиц ансамбля. В результате концентрация твердого раствора начинает уменьшаться, пока не достигнет некоторого стабильного значения, соответствующего, предположительно, динамическому равновесию между деформационно-индуцируемому растворению и выделению частиц из перенасыщенного твердого раствора.

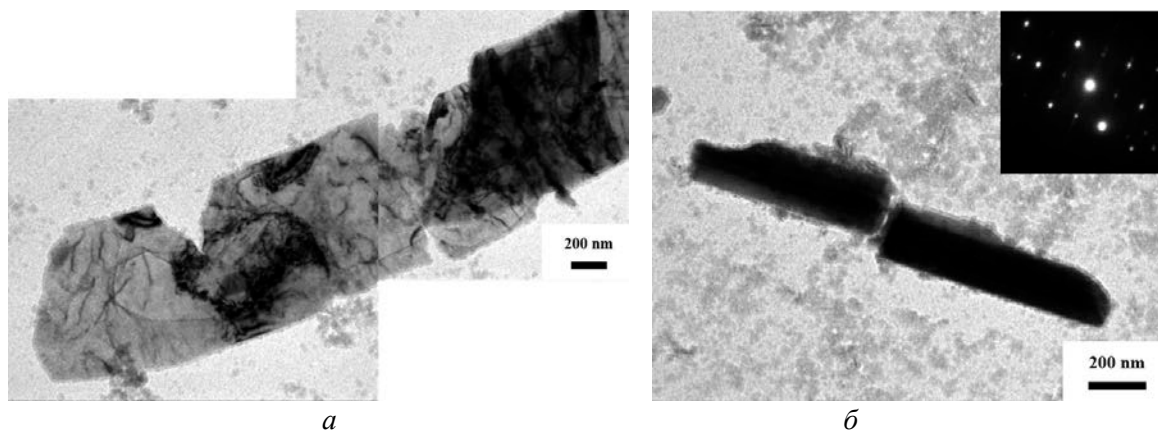


Рис. 2. Фрагментация (а) и разлом частицы (ПЭМ – экстракционная реплика)

Таким образом, можно констатировать, что активная роль ИПД проявляется в том, что она обеспечивает независимый от диффузии механизм влияния на состояние второй фазы. Как результат, ход изменения концентрации твердого раствора может отклоняться от закономерностей, установленных для таких процессов в условиях, когда изменение размеров частиц происходит только за счет их диффузионного роста или растворения. С формальной точки зрения ИПД является фактором, существенно влияющим на граничные условия диффузионного уравнения.

Список литературы

1. S.N. Faizova, D.A. Aksenov, I.A. Faizov, K.S. Nazarov //Unusual kinetics of strain-induced diffusional phase transformations in Cu-Cr-Zr alloy // Letters on Materials. – 2021. –V. 11. № 2. –P. 218-222.

РАЗРАБОТКА ОПТИМАЛЬНЫХ ЦИФРОВЫХ ПРОЦЕДУР ОБРАБОТКИ ИЗОБРАЖЕНИЙ СТРУКТУР СЕРОГО ЧУГУНА ДЛЯ ОБЪЕКТИВНОГО ИЗМЕРЕНИЯ ИХ ПАРАМЕТРОВ

**Кодиров Д.Ф., Тимошенко В.В., Соколовская Э.А.,
Кудря А.В.**

*НИТУ «МИСис», Москва, Россия,
xartman1993@mail.ru*

Цифровизация сделала возможным получение количественных оценок структур и изломов и уточнение на этой основе механизмов разрушения разномасштабных структур, их совместного влияния на разрушение [1,2]. Однако получение цифровых изображений, и разработка оптимальных алгоритмов для их обработки предъявляет более жесткие требования к изображениям структур чем это требовалось ранее в рамках качественной металлографии. В частности, это относится к неоднородности освещенности шлифа и резкости изображения (фокусировки) в пределах поля зрения светового микроскопа – нередким дефектам в практической металлографии.

В этой связи в работе рассмотрены некоторые аспекты предварительной цифровой обработки, обеспечивающие получение изображений необходимого качества.

Объектом исследования в данной работе явились изображения микроструктуры серого чугуна марки 40М, полученные с использованием микроскопа Neophot - 21 при увеличении $\times 50$ – темные изображения включений графита на светлом фоне матрицы. Вырезка, пробоподготовка и травление образцов проводилась согласно ГОСТ 3443-87. Цифровую обработку изображений структур производили при помощи программного обеспечения PTC Mathcad Prime, ImageJ а также Adobe Photoshop.

При бинаризации стандартными методами (методы Оцу, С-образной кривой [1,2]) таких изображений наблюдается существенная потеря информации в той его области, где есть расфокусировка и недостаточное освещение. Разработка процедур бинаризации такого рода изображений требует изучения закономерностей формирования полей яркости как всего изображения, так и отдельно взятых структурных составляющих. Для этого были выделены три характерных области на изображении: с хорошей фокусировкой и освещением (1), расфокусировкой (2) и расфокусировкой в сочетании с неравномерностью освещения (3).

Цифровое изображение структур представляло собой поле яркости в оттенках серого (256 единиц), где однотипные элементы характеризовались определенными диапазонами интенсивности яркости и геометрией строения. Из обобщенной гистограммы распределения значений интенсивностей яркости пикселей всех трех областей были выделены значения интенсивности яркости, отвечающие элементам структуры, присутствующим в трех областях. В частности, в области с расфокусировкой и плохим освещением наблюдались самые низкие значения интенсивности яркости. Наличие расфокусировки не оказывая заметного влияния на уровень фона, могло изменить геометрические параметры темных объектов (включений графита), за счет различий в распределении значений интенсивности яркости в переходной зоне «включение - матрица». Для учета этого фактора строили зависимости изменения интенсивности яркости вдоль секущих, пересекающих включение в вертикальном и горизонтальном направлениях.

Это позволило предложить оптимальные процедуры бинаризации, с привязкой к неоднородности освещенности и фокусировки изображения, учесть масштаб изменения параметров темных объектов с увеличением степени его расфокусировки.

Список литературы

1. Пережогин В.Ю. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук: Оценка факторов, определяющих воспроизводимость результатов цифровых измерений структур в сталях и сплавах. // НИТУ МИСиС. 2020. 235 с.
2. Соколовская Э.А. О воспроизводимости результатов измерений структур и изломов с использованием компьютеризированных процедур // Вопросы материаловедения. 2013. № 4. С. 143–153

О ЦЕЛЕСООБРАЗНОСТИ УЧЕТА СТАТИСТИЧЕСКОЙ ПРИРОДЫ ОБЪЕКТОВ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ АЛГОРИТМОВ BIG DATA В МЕТАЛЛУРГИИ

Кудря А.В.¹, Соколовская Э.А.¹, Кодиров Д.Ф.¹,
Босов Е.В.¹, Котишевский Г.В.²

¹НИТУ «МИСиС», Москва

²ООО «Новые технологии качества»,
Москва, РФ,

bosovev@gmail.com

Оценены возможные ограничения, вносимые статистикой, играющие существенную роль при применении различных процедур Big Data в металлургии для аттестации и управления качеством металлопродукции. В качестве объекта исследования использованы базы данных заводского контроля технологий получения сталей различного сортамента (крупные поковки из улучшаемой стали 38ХНЗМФА-Ш, сортовой прокат из стали 40ХМФА, лист из сталей 17Г1С-У, 09Г2С и 15ХСНД). Возможный масштаб различий видов распределения значений управляющих параметров (при их вариации в пределах поля допуска технологии) и характеристик прочности, пластичности и вязкости оценивали на основе определения значений коэффициентов асимметрии и эксцесса, также был оценен риск, сопутствующий отсутствию учета этого обстоятельства, при прогнозе качества металла и управлении им, в т.ч., с использованием критериев параметрической статистики. Исследованы закономерности влияния объема выборки на результаты статистической обработки массивов данных производственного контроля процесса и продукта в металлургии. Оценен фактор отсутствия единого пространства параметров в металлургии на возможности применения критериев классической и непараметрической (критерий Колмогорова-Смирнова) статистики в металлургии, эффективность использования принципа управления «по возмущению». Показано, что для объективного выделения областей с доминирующим типом зависимости необходимо учитывать возможность протекания разнообразных механизмов эволюции структуры и дефектов по технологической цепочке (технологическая наследственность) в рамках достаточно широкого поля её допуска и особенности их проявления. Различие в механизмах эволюции структур и дефектов в рамках отдельных траектории технологии - причина появления развитой неоднородности структур (которые часто могут быть номинально однотипными) и связанного с этим, разброса качества, часто весьма существенного. Знание этих закономерностей позволяет выявить связи в системе «управляющие параметры – качественные характеристики металлопродукции», не всегда явные при их поиске с использованием общепринятых подходов. На основе учета статистической природы объектов в металлургии возможна выработка объективной таблицы решающих правил для управления качеством металлопродукции в реальном времени.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ ПРИ КРИОГЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В КРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ Ti_2NiCu

Сундеев Р.В.¹, Шалимова А.В.², Глезер А.М.^{2,3}, Рогачев С.О.³,
Рассади́на Т.В.¹

¹ РТУ МИРЭА, Москва, Россия

² ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина»,
Москва, Россия

³ НИТУ «МИСЦС», Москва, Россия,
sundeev55@yandex.ru

При экстремальном воздействии с помощью больших пластических деформаций трансформация атомно-кристаллической структуры материалов реализуется в условиях неравновесной термодинамики и специфики протекания релаксационных процессов (особенно при низких температурах). Это приводит к появлению необычных структурных состояний с особыми характеристиками химической и топологической неоднородности. В литературе обнаружены новые эффекты структурных превращений, выявлены нетривиальные закономерности изменения магнитных, механических и электрохимических свойств.

В предположении, что аморфизация кристаллических сплавов при кручении под высоким давлением (КВД) является термически активируемым процессом, в работе предприняли попытку определить эффективную энергию активации (E_a) деформационной аморфизации кристаллического сплава. Материалом для исследования был выбран сплав Ti_2NiCu . Образцы кристаллического материала подвергали КВД при температуре (T) 77 К, 195 К и 293 К до величины деформации, соответствующих n : $\frac{1}{4}$, $\frac{1}{2}$, 1, 2, 3, 4, 6 оборотам подвижной наковальни.

Методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии, для сплава Ti_2NiCu было определено изменение доли кристаллической фазы V по мере роста температуры и величины деформации. Для определения E_a были построены зависимости $\lg(V)$ от величины $1/T$, откуда можно определить значение E_a при различных значениях деформации n . Все зависимости $\lg(V)=f(1/T)$ имели линейный характер (коэффициент корреляции $\approx 0,99$). Исследования показали, что эффективная энергия активации для процесса деформационной аморфизации очень мала по абсолютной величине, но плавно возрастает по мере роста величины деформации при КВД. Однако даже при $n = 6$ значение $(E_a)_{\max}$ составляет всего лишь $\approx 0,02$ эВ, что существенно ниже энергии активации миграции атомов замещения при комнатной температуре не только по вакансионному механизму (0.8-1.0 эВ), но даже по механизму миграции межузельных атомов (0.1-0.2 эВ) [1]. В то же время значение $(E_a)_{\max}$ достаточно близко к значениям миграции атомов по краудинному механизму (0.02-0.04 эВ) [2].

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 20-32-70007).

1. V.V. Sagaradze, V.A. Shabashov, N.V. Kataeva, V.A. Zavalishin, K.A. Kozlov, A.R. Kuznetsov, A.V. Litvinov, V.P. Pilyugin // Phil. Mag. 96(17) (2016) 1724
2. P.M. Derlet, D. Nguyen-Manh, S.L. Dudarev // Phys. Rev. B 76 (2007) 054107.

О ЗАКОНЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ АМПЛИТУД АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Аглетдинов Э.А.

*Тольяттинский государственный университет,
г. Тольятти, Россия,
aeinar7@gmail.com*

Метод акустической эмиссии (АЭ), основанный на явлении генерирования упругих волн в ходе локальной перестройки структуры, обеспечивает уникальную возможность тонкого и глубокого изучения процессов деформации и разрушения материалов. Коллективная динамика дефектов кристаллического строения при механических испытаниях материалов создает сложный акустоэмиссионный отклик, регистрируемый в виде случайного нестационарного временного ряда. Использование современных статистических методов обработки и анализа сигналов АЭ позволяет выявить особенности динамики разномасштабных дефектов кристаллического строения. Так, например, в работах [1, 2] в результате анализа интервалов между последующими событиями в потоке сигналов АЭ была выявлена корреляция между элементарными актами механического двойникования. Наряду с распределением временных интервалов в физике часто анализируются распределения амплитуд, что позволяет выявить общие закономерности процессов и явлений, порождающих наблюдаемые распределения.

Были проанализированы распределения амплитуд потока событий АЭ, полученные при механических испытаниях на растяжение и сжатие различных материалов, а именно α -Fe, Mg (монокристаллы), Mo, Ti, магниевый сплав ZK60 и др. На основе критериев согласия совместно с тестом на отношение правдоподобия Вуонга было показано, что распределение амплитуд АЭ для всех исследуемых материалов подчиняется в равной мере как степенной, так и логнормальной функциональной зависимости. Это свидетельствует о том, что невозможно отдать предпочтение одной из этих зависимостей, что затрудняет физическую интерпретацию полученных результатов. Тем не менее, наличие "тяжелых хвостов" в распределении амплитуд АЭ не вызывает сомнения, и это, в свою очередь, может служить проявлением масштабной инвариантности, самоорганизованной критичности или динамического хаоса в поведении ансамбля дефектов. Для более детального понимания полученных результатов необходимы дальнейшие исследования.

Список литературы

1. Agletdinov, E. Mechanical Twinning is a Correlated Dynamic Process /E. Agletdinov, A. Vinogradov, D. Merson // Scientific Reports – 2019. - Vol. 9, Article number: 5748
2. Agletdinov, E. On the long-term correlations in the twinning and dislocation slip dynamics / E. Agletdinov, D. Drozdenko , P. Dobron , and A. Vinogradov // Materials Science and Engineering: A. – 2020. – Том. 777. – № 139091.

НЕСТАНДАРТНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ: МИНИАТЮРНЫЕ ОБРАЗЦЫ, СПЕЦИАЛЬНАЯ ОСНАСТКА, ОПТИЧЕСКИЕ СРЕДСТВА ИЗМЕРЕНИЯ И ИНФРАКРАСНАЯ ТЕРМОГРАФИЯ

Линдеров М.Л., Мерсон Д.Л.

*Тольяттинский государственный университет,
г. Тольятти, Россия,
dartvi@gmail.com*

Получение новых знаний о процессах, протекающих при деформации и разрушении материалов, является важной составляющей любого исследования, необходимой для понимания окружающей природы. Поэтому неудивительно, что при решении специальных задач исследователям зачастую приходится комбинировать различные методики и отступать от требований принятых стандартов на испытания. Цель представленной работы – поделиться некоторыми своими наработками в использовании не совсем стандартных приемов испытания материалов с демонстрацией конкретных примеров их реализации, подробности которых можно найти в цитируемой литературе.

1. Оснастка для испытания тонких листов и лент

Определение коэффициентов в уравнении Коффина-Мэнсона является важной технической задачей и осуществляется по стандартным процедурам, например, согласно ASTM E606 или ISO 12106. Однако при усталостных испытаниях тонких образцов возникают определенные сложности, связанные с высокой вероятностью потери их устойчивости на стадии сжатия. Предлагаемые в стандартах и технической литературе [1] оснастки хотя и хороши с точки зрения универсальности, но слишком сложны в изготовлении. Поэтому в отдельных случаях целесообразно использовать не универсальную, а простую, обеспечивающую получение корректной петли гистерезиса, оснастку в виде кондуктора [2].

2. Использование цифровой камеры при деформации сухожилий

В хирургической практике постоянно разрабатываются новые методы для соединения шовного материала, так как количество травм, связанных с сухожилиями и окружающими их тканями, непрерывно возрастает. Классическим способом проверки качества такого соединения являются испытания на одноосное растяжение сшитых концов сухожилий [3]. Вместе с тем, многие важные сведения, происходящие при их деформации, можно получить используя откалиброванную камеру, например, с высокой точностью определить момент отделения одной части сухожилия от другой, а также сам процесс разрыва связок и/или шовного материала, чтобы в последующем связать его с диаграммой нагружения.

3. Использование миниатюрных образцов при усталостных испытаниях

Дальнейшее улучшение конструкционной прочности легких сплавов является важной научной задачей, но в настоящее время она сопряжена с рядом трудностей, в первую очередь заключающихся в технологичности разрабатываемых решений. В идеале они должны легко встраиваться в существующую конвейерную цепочку и не требовать значимого изменения технологии производства. Поэтому в настоящее время улучшение физико-механических свойств идет путем микролегирования и подбора оптимальной термомеханической обработки. Однако, испытание на уста-

лость полученных полуфабрикатов часто сопряжено с большими трудностями ввиду малых размеров самих заготовок и отсутствием возможности использовать стандартные образцы, рекомендованные ГОСТ. В таком случае могут быть использованы миниатюрные образцы с сечением в доли миллиметра, изготовленные с использованием проволоочной электроискровой эрозии в несколько проходов для получения высокой чистоты поверхности и уменьшения разброса между результатами. Испытания подобный миниатюрных образцов для алюминиевого сплава 1570С позволило провести большую серии усталостных испытаний для определения влияния термомеханической обработки и размера дисперсных частиц на усталостную долговечность [4].

4. Использование акустической эмиссии совместно с инфракрасной термографией для мониторинга роста усталостной трещины

Определение момента перехода усталостной трещины в критическую стадию является важной и актуальной проблемой, особенно при испытании натуральных образцов, когда часто нет возможности определить место ее образования. В этой области перспективным считается комбинация методов с использованием инфракрасной термографии и акустической эмиссии, которые очень чувствительны к процессам, связанным с ростом усталостной трещины. С комплектом специальных программ данные методы могут быть использованы для связи полученных данных с кривой роста усталостной трещины [5].

Список литературы

1. Махутов Н.А. Конструкционная прочность, ресурс и техногенная безопасность. В двух частях. Новосибирск: Наука. 2005. Часть 1: Критерии прочности и ресурса – 494 с. Часть 2: Обоснование ресурса и безопасности – 610 с.
2. Линдеров М.Л., Мерсон Д.Л., Нужин И.Н., Брынько А.Н. Особенности испытания тонколистовых сталей на малоцикловую усталость // XXIV Уральской школы металловедов-термистов. – Магнитогорск 19-23 марта. 2018. С. 130-131.
3. Гурьянов А.М., Каган И.И., Сафронов А.А., Ивлев В.В., Линдеров М.Л. Сравнительная оценка механической прочности и внешнего рельефа микрохирургического шва сухожилия // Оперативная хирургия и клиническая анатомия. – 2021. – Т.5. – №2. – С.19-25.
4. Avtokratova E., Sitdikov O., Markushev M., Linderov M., Merson D., Vinogradov A. The processing route towards outstanding performance of the severely deformed Al–Mg–Mn–Sc–Zr alloy // Materials Science and Engineering: A. – Vol. 806. – 2021. – 140818.
5. Iziumova A.Y., Vshivkov A.N., Prokhorov A.E., Panteleev I.A., Mubassarova V.A., Plekhov O.A., Linderov M.L., Merson D.L., Vinogradov A. Heat dissipation and acoustic emission features of titanium alloys in cyclic deformation mode // Acta Mechanica. – 2021. – 232. – P. 1853–1861.

О ВОЗМОЖНОСТИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ КОРРОЗИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ АЛЮМИНИЯ НА РАННИХ СТАДИЯХ КОРРОЗИИ С ПОМОЩЬЮ КОНФОКАЛЬНОЙ ЛАЗЕРНОЙ СКАНИРУЮЩЕЙ МИКРОСКОПИИ

Данилов В.А., Мерсон Д.Л.

*Тольяттинский государственный университет,
Тольятти, Россия,
va.danilov@yahoo.com*

1. Введение

В настоящее время алюминий и его сплавы применяют во многих областях промышленности и техники, прежде всего их используют в авиационной и автомобильной отраслях. Как известно, алюминиевые сплавы в атмосферных условиях подвержены локальным видам коррозии (питтинговая, межкристаллитная и расслаивающая), что в свою очередь сильно влияет на их прочностные характеристики [1]. Поэтому количественная оценка коррозионных повреждений алюминия и его сплавов является актуальной и важной задачей.

Для оценки коррозионной стойкости алюминия и его сплавов используют методику по ГОСТ 9.913-90, которая предполагает полное погружение в раствор, содержащий 3% хлористого натрия и 0,1% перекиси водорода в течение длительного времени, а именно от 30 до 180 суток, а для более коррозионностойких сплавов время выдержки увеличивается и до 360 суток. После чего расчёт скорости коррозии проводят по разнице во взвешивании образца до и после испытаний. Низкая чувствительность весового метода обуславливает необходимость длительной выдержки образца в коррозионной среде. В связи с чем, такие длительные лабораторные испытания являются трудозатратными, поэтому существует необходимость разработки более чувствительной методики, позволяющей идентифицировать коррозионные повреждения на ранней стадии.

Для решения данной проблемы перспективным является метод конфокальной лазерной сканирующей микроскопии (КЛСМ), хорошо зарекомендовавший себя в наших предыдущих работах, посвящённых оценке коррозионной повреждаемости магния и его сплавов [2]. Одним из существенных преимуществ метода является возможность воспроизведение морфологии поверхности с высоким разрешением во всех трёх координатах.

Данная работа посвящена проверке возможности применения метода КЛСМ для количественной оценки коррозионных повреждений алюминия на ранних стадиях коррозии.

2. Материал и методика исследования

В качестве материала исследования был выбран алюминий высокой чистоты А95. Изготавливался шлиф с образцом диаметром 3 мм, затем шлифовался до получения общей плоской поверхности металла с застывшим заливочным материалом наждачной бумагой зернистостью 600, 2500 и 4000 под проточной водой до шероховатости Ra 0,3 мкм. После шлифования образцы промывали в изопропиловом спирте. Коррозионные испытания проводили путём полного погружения образцов в раствор, содержащий 3% хлористого натрия и 0,1% перекиси водорода при температуре $(25 \pm 2)^\circ\text{C}$ (ГОСТ 9.913-90). После испытаний продукты коррозии удаляли промывкой в 30%-ном растворе азотной кислоты. Образцы взвешивали до и после коррозионных испытаний с использованием аналитических весов с точностью 0,0001 г. Мор-

фологию поверхности после коррозионных повреждений исследовали с помощью конфокального лазерного сканирующего микроскопа Olympus LEXT OLS 4000. Количественная оценка рельефа поверхности проводилась с использованием стандартного программного обеспечения КЛСМ Olympus LEXT OLS 4000.

3. Результаты

Результаты исследования 3D сканов, полученных с помощью КЛСМ, показали, что первые очаги коррозии появляются уже спустя 14 дней (рис. 1), в виде одиночных питтинговых коррозионных поражений, глубина которых варьируется в пределах 1,0-2,0 мкм, а ширина 1,0-3,0 мкм (рис.1 профилограмма). Из-за низкой чувствительности стандартный гравиметрический метод оказался не способным зафиксировать поражение поверхности образцов на данном этапе коррозионных испытаний.

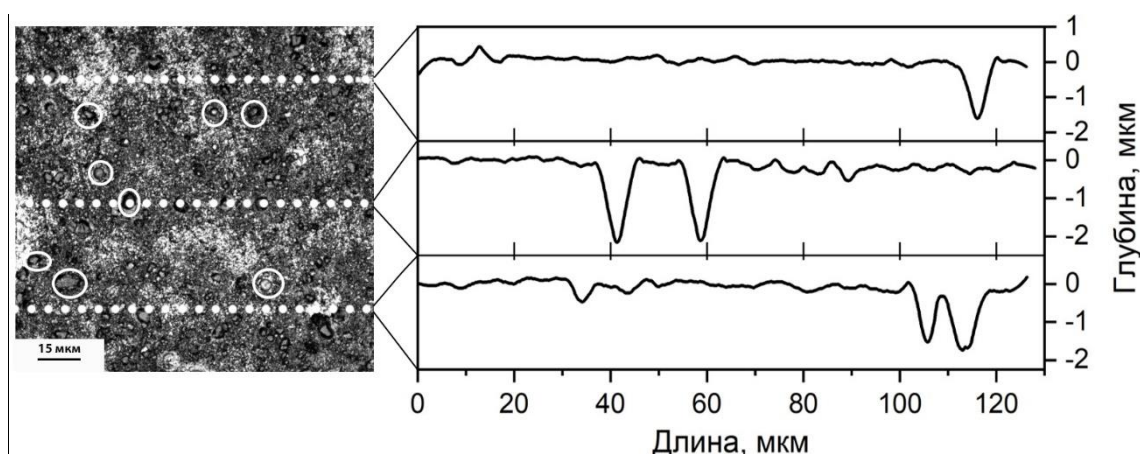


Рис.1. Поверхность образца алюминия после коррозионных испытаний (питтинги отмечены белыми кругами) в течение 14 дней и соответствующие профили поверхности полученные по штриховым линиям

Выводы

В ходе данного исследования показано, что КЛСМ является перспективным методом исследования коррозионных повреждений, способным обнаружить и количественно охарактеризовать коррозию даже на ранних стадиях. Однако, для определения скорости коррозии требуются больше времени и дополнительные исследования в данном направлении.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-38-90090

Список литературы

1. Синявский В.С., Вальков В.Д., Будов Г.М. Коррозия и защита алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1979. 224 с.
2. Данилов В. А., Мерсон Д.Л. Оценка коррозионной повреждаемости металлических материалов с использованием конфокальной лазерной сканирующей микроскопии // сборник материалов XX Международной научно-технической Уральской школы-семинара металловедов — молодых ученых. — Екб.: Изд-во Урал. ун та, 2020. — С. 496-499.

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МЕТОДИКИ ОЦЕНКИ КОРРОЗИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ПОМОЩЬЮ КОНФОКАЛЬНОЙ ЛАЗЕРНОЙ СКАНИРУЮЩЕЙ МИКРОСКОПИИ

Данилов В.А., Мерсон Д.Л.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
va.danilov@yahoo.com

В ходе наших предыдущих работ [1] было выяснено, что метод конфокальной лазерной сканирующей микроскопии (КЛСМ), является эффективным инструментом анализа коррозионных повреждений металлических материалов. В работе [1] были подобраны оптимальные режимы сканирования и обработки полученных изображений с помощью КЛСМ и создана методика оценки коррозионных повреждений металлических сплавов. Однако, помимо режимов съёмки и обработки изображений, для получения качественной картины требовалось отработать методику подготовки образцов к коррозионным испытаниям, а именно выбрать *материал заливки, геометрию и размер образца*.

Для исследования заливочного материала и геометрии использовались образцы из монокристалла магния (99,8 масс. %) и технически чистого магния (99,8 масс. %) при определении оптимального размера образца. Монокристалл магния был выбран для того, чтобы исключить влияние микроструктуры и неоднородности химического состава. Шлифы с образцами шлифовались наждачной бумагой зернистостью 600, 2500 и 4000. Коррозионные испытания проводились в растворе Рингера с перемешиванием и поддержкой постоянной температуры $37,0 \pm 1,0^\circ\text{C}$ и уровнем pH $7,4 \pm 0,5$. После испытаний продукты коррозии удаляли промывкой в растворе, содержащем: 200 г/л CrO_3 , 10 г/л AgNO_3 и дистиллированную воду (ГОСТ Р 9.907-2007). Образцы взвешивали до и после коррозионных испытаний с использованием аналитических весов с точностью 0,0001 г. Исследование морфологии до и после коррозионных испытаний проводили с помощью КЛСМ Olympus LEXT OLS 4000.

Выбор материала заливки. Так как методика предполагает создание общей плоской поверхности образца и заливки, необходим такой материал, который в ходе коррозионных испытаний не подвергался бы воздействию коррозионной среды и не влиял на коррозию образца. Для этого исследованы 5 типов заливки – стандартные смолы, применяемые в металлографии: формальдегидная смола с графитовым наполнителем и формальдегидная смола без наполнителя; акриловая смола; эпоксидная смола и полиэтилен. Оказалось, что формальдегидная смола с графитовым наполнителем, используемая при работе в колонне электронного микроскопа, показала наихудший результат, вызывая активное выделение водорода, что свидетельствует о высокой скорости коррозии. Образцы в формальдегидной смоле без наполнителя, акриловой и эпоксидной смоле имели равномерный характер коррозии, но по краям образца, граничащих с заливкой, наблюдалась более интенсивная коррозия. Полиэтилен показал наилучший результат, коррозия на образце имела равномерный тип коррозии, без «провалов» на границе образец-заливка. Таким образом, заливка образцов в полиэтилен, является предпочтительной для использования в методике по коррозионному исследованию металлов с использованием КЛСМ.

Выбор геометрии образцов. Для проверки влияния геометрии образцов на результаты скорости коррозии были исследованы круглые (диаметр 2 мм) и квадратные (сторона 2 мм) образцы из монокристалла магния, которые запрессовывались в полиэтилен. Полученные шлифы помещались в коррозионную среду (раствор Рин-

гера) и выдерживались 96 часов. Затем удалялись продукты коррозии и оценивались коррозионные повреждения после испытаний.

Обнаружено, что тип коррозии на обоих образцах был преимущественно равномерным с глубиной повреждения 30 мкм, однако в углах образцов квадратного сечения наблюдались участки с локальным коррозионным повреждением до 50 мкм. Следовательно, геометрия образца играет существенную роль и использование образцов с круглым сечением позволяет повысить точность и достоверность получаемых данных.

Влияние размера образца. Так как увеличение размера образца ведёт к существенной продолжительности сканирования, требовалось подобрать минимально возможный размер образца без потери в точности искомых данных. Для этого было оценено изменение отношения объёма потерянного металла к площади образца (V/S). В ходе исследования было выяснено, что увеличение размера образца ведёт к существенному увеличению времени сканирования. Параметр V/S при малых размерах образца имел существенный разброс между образцами, но после достижения 2 мм разброс данных существенно снижался. Таким образом, для методики по оценке параметров коррозионного повреждения наиболее оптимальным размером образца является диаметр 2 мм.

Сравнение данных, полученных по разработанной методике и стандартным весовым методом, показало хорошую сходимость результатов скорости коррозии, 24 мм/год для весового и 26 мм/год для КЛСМ (рис.1а). Также, по данным КЛСМ оценена морфология коррозионных повреждений. На рис. 1.б видно, что поверхность образца характеризуется как равномерной, так и локальной коррозией. Максимальная глубина коррозионных повреждений составила 530 мкм, что соответствует скорости локальной коррозии – 97 мм/год.

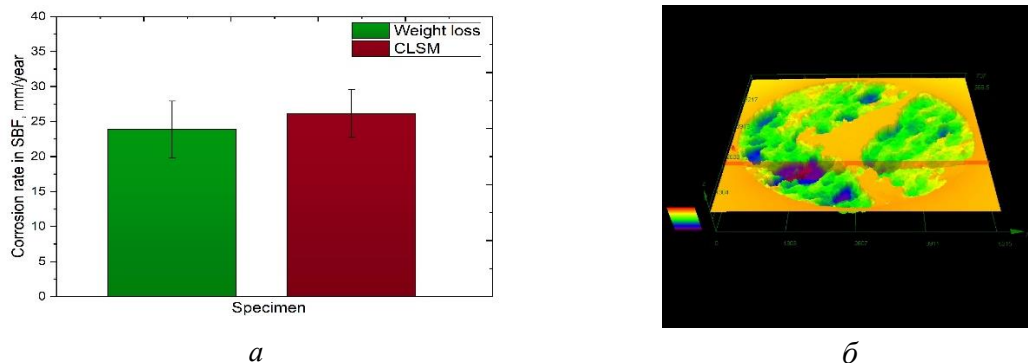


Рис. 1. Гистограмма скорости коррозии образцов из магния для весового и метода КЛСМ (а) и 3D карта высот поверхности образца после коррозионных испытаний (б)

Таким образом, в результате данного исследования определена наиболее оптимальная геометрия и размер образца, что позволяет снизить трудозатраты без потери точности данных. Впервые применён в качестве заливки полиэтилен, обеспечивающий минимальное воздействие на ход коррозии.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-38-90090

1. Данилов В. А., Мерсон Д.Л. Оценка коррозионной повреждаемости металлических материалов с использованием конфокальной лазерной сканирующей микроскопии // сборник материалов Уральской школы-семинара металловедов — молодых ученых. — Екб.: Изд-во Урал. ун та, 2020. — С. 496-499.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Борисова Ю.И., Юзбекова Д.Ю., Ткачёв Е.С., Могучева А.А.

Белгородский государственный университет (НИУ «БелГУ»), Белгород, Россия,
borisovayuliya94@mail.ru

Аустенитная сталь типа Fe–18%Cr–8%Ni (получившая название S304H), на сегодняшний день является безусловным лидером по практическому применению в конструкциях котлов угольных энергоблоков нового поколения. Аустенитные нержавеющие стали обладают уникальным сочетанием механических, технологических и функциональных свойств. Однако предел текучести аустенитных нержавеющих сталей низкий [1]. Низкая прочность аустенитных нержавеющих сталей является одним из критических параметров, ограничивающим их применение в качестве конструкционного материала. На механические свойства сталей и сплавов сильно влияет их микроструктура, которая, в свою очередь, зависит от термомеханической обработки. Одним из наиболее важных структурных параметров, влияющих на механическое поведение металлических материалов, является размер зерна. Обычно повышение прочности может быть достигнуто за счет уменьшения среднего размера зерен. Значительное измельчение зерна в нержавеющих сталях может быть достигнуто во время термомеханической обработки. Настоящая работа направлена на исследование механических свойств при повышенных температурах в аустенитной стали типа Fe–18%Cr–8%Ni после различных режимов термомеханической обработки.

В работе была исследована аустенитная сталь Fe–18Cr–8Ni–2,8Cu (масс.%) после стандартной термической обработки, состоящей из закалки при 1150°C со временем выдержки 60 минут и последующего охлаждения в воду. Далее была проведена холодная прокатка (ХП) при комнатной температуре до истинной степени деформации равной 3. Далее полученные пластины аустенитной стали подвергались отжигам при температуре 600°C в течение 60 минут и 120 минут с последующим охлаждением в воду. Механические испытания проводились на плоских образцах с длиной рабочей части 16 мм и размерами поперечного сечения 3×1,5 мм. Деформацию образцов осуществляли на универсальной испытательной машине Instron 5882 при температурах 25 - 680°C и скорости деформации $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

Исследуемая сталь после ХП характеризуется падением прочностных характеристик и ростом характеристик пластичности с повышением температуры испытаний. Однако, в диапазоне температур 25-200°C наблюдается одновременно падение характеристик пластичности и прочности. При температурах испытаний более 600°C снижение характеристик прочности всех испытанных образцов сопровождается увеличением пластичности. Отметим, что в интервале температур 500 – 620°C наблюдается резкое падение прочностных свойств и резкий прирост пластичности почти в 2 раза. Отжиг при температуре 600°C в течение 60 и 120 минут образцов, предварительно деформированных до $\varepsilon = 3$, приводит к небольшому снижению предела прочности и предела текучести, изменение составляет менее 300 МПа. Однако, характеристики пластичности при этом возрастают не значительно (приблизительно на 5%).

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и ГФЕН Китая в рамках научного проекта №20-58-53053.

1. Martienssen W., Warlimont H. (ed.). Springer handbook of condensed matter and materials data. – Springer Science & Business Media, 2006.

РАСПРОСТРАНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛОС ПРИ ПОВЫШЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ В СТАЛИ Fe–18Cr–8Ni

Юзбекова Д.Ю., Борисова Ю.И., Могучева А.А.

*Белгородский государственный университет (НИУ «БелГУ»), Белгород, Россия,
tagirovadiana@mail.ru*

Существует несколько методов регистрации деформационных полос, но в последнее время наиболее широко используется метод корреляции цифровых изображений (digital image correlation (DIC)), отображающий распределение деформации и локальной скорости деформации на поверхности образцов [1]. Стоит отметить, что почти все исследования, посвященные поведению полос Портевена-Ле Шателье (ПЛШ) в металлических материалах проводились при комнатной температуре, поскольку получение изображений при повышенных температурах затруднительно [2].

В работе была исследована аустенитная сталь Fe–18Cr–8Ni–2,8Cu (масс.%) после стандартной термической обработки, включающей нагрев до 1150°C, выдержку при этой температуре в течение 1 ч и охлаждение в воде. Механические испытания проводились на плоских образцах с длиной рабочей части 16 мм и размерами поперечного сечения 3×1,5 мм. Деформацию образцов осуществляли по схеме равноосного растяжения на универсальной испытательной машине Instron 5882 при температуре 680°C и скорости деформации $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Полосы ПЛШ наблюдали с использованием метода корреляции цифровых изображений. Цифровая камера записывала последовательные изображения поверхности образца со скоростью 10 кадров в секунду. Расчеты локальных скоростей деформации проводились с помощью программы Vic-2D.

Деформационная кривая аустенитной стали характеризуется скачкообразным пластическим течением, которое является проявлением эффекта ПЛШ. Форма скачков указывает на неустойчивость пластического течения типа А. Пространственно-временное поведение полос ПЛШ характеризуется непрерывным распространением по всей длине рабочей части образца. Первые деформационные полосы не достаточно четко видны по сравнению с хорошо выявленными полосами, зарегистрированными при большей степени деформации. Таким образом, интенсивность полос увеличивается с увеличением деформации. Установлено, что скорость распространения полос и расстояние, непрерывно пройденное полосой, имеют тенденцию уменьшаться с увеличением деформации. Снижение способности полосы к распространению вероятно связано с увеличением количества препятствий для движения дислокаций с деформацией.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и ГФЕН Китая в рамках научного проекта №20-58-53053.

1. Zhemchuzhnikova D. A. et al. Unusual behavior of the Portevin–Le Chatelier effect in an AlMg alloy containing precipitates // Materials Science and Engineering: A. – 2015. – Т. 639. – С. 37-41.
2. Min J. et al. Plastic instability at elevated temperatures in a TRIP-assisted steel // Materials and Design. – 2016. – Т. 95. – С. 370-386.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТРЕХСЛОЙНЫХ ПОЛЫХ КОНСТРУКЦИЙ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

**Сафиуллин Р.В., Малышева С.П., Закирова А.А.,
Хазгалиев Р.Г., Алетдинов А.Ф.**

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

Одним из основных продуктов ПАО «Корпорация ВСМПО–АВИСМА» - мирового лидера по производству высококачественных титановых полуфабрикатов является листовый титановый сплав ВТ6, который широко применяется в технологии сверхпластической формовки и диффузионной сварки (СПФ/ДС) для изготовления высокопрочных узлов и деталей аэрокосмической промышленности. Снижение температуры этой прогрессивной технологии является актуальной задачей для титановых сплавов. Предприятие постоянно совершенствует технологию производства листовых полуфабрикатов из титановых сплавов для получения комплекса улучшенных механических и технологических свойств. Цель настоящей работы – сравнить микроструктуру и механические свойства экспериментальных листовых титановых сплавов ВТ6, полученных по различной технологии в ПАО «Корпорации ВСМПО–АВИСМА» специально для процесса СПФ/ДС при пониженных температурах и исследовать изготовленные из всех этих состояний сплава ВТ6 экспериментальные конструкции. В работе проведено исследование пяти различных состояний сплава ВТ6 как в исходном состоянии, так и в трехслойных конструкциях, полученных из этих листов методом СПФ/ДС.

Микроструктура всех исследованных листов однородная, представлена равноосными зернами первичной α -фазы и мелкодисперсной смесью $(\alpha+\beta)$ -фаз. Размер первичных α -зерен в листах сплава ВТ6 в состоянии поставки составляет: состояние 1 - 5,4 мкм, состояние 2 - 5,2 мкм, состояние 3 - 3,8 мкм, состояние 4 – 7,5 мкм, состояние 5 – 5,0 мкм. Механические свойства всех состояний листов находятся примерно на одинаковом уровне и составляют $\sigma_B \approx 1000$ МПа, $\delta \approx 15\%$.

Исследования механических свойств на растяжение листовых титановых сплавов ВТ6 при температурах 800-920°C и скоростях деформации $3 \times 10^{-4} \text{с}^{-1}$ показали, что все заготовки имеют хорошие сверхпластические свойства в исследованном температурном интервале. Из исследованных листовых заготовок были изготовлены полые трехслойные конструкции гофрового типа размером 250x100x15мм. Поперечное сечение такой конструкции представлено на рис. 1а.

Проведены исследования микроструктуры и механических свойств образцов, вырезанных из всех экспериментальных конструкций из титанового сплава ВТ6. Исследование микроструктуры позволило установить, что все твердофазные соединения в образцах получились качественные, непроваров и трещин не обнаружено (рис.1 а-ж). По линии соединения встречаются единичные поры, размером около 1 мкм, они сосредоточены возле областей, показанных на рис. 1 а, и их доля очень мала и не превышает 2%.

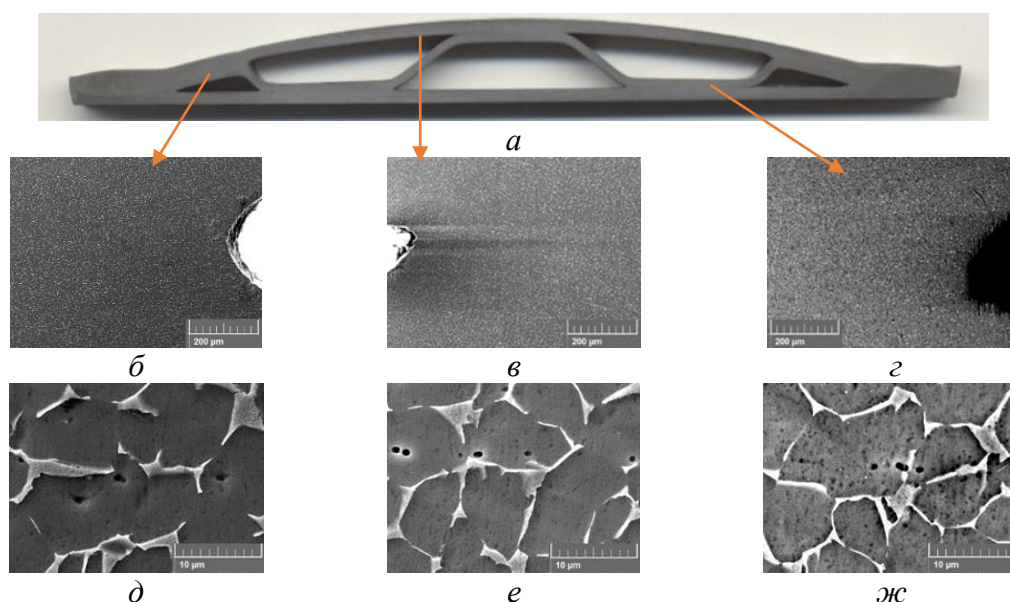


Рис.1. Макро (*а*) и микроструктура (*б-ж*) плоских образцов из экспериментальных конструкций из листов титанового сплава ВТ6

Механические испытания экспериментальных сварных конструкций из листов титанового сплава ВТ6 в различных состояниях проводились на растяжение при комнатной температуре и срез. Механические свойства представлены в таблице 1.

Таблица 1. Механические свойства плоских образцов из экспериментальных конструкций из листов титанового сплава ВТ6

состояние	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	Прочность на срез
1	972	10,6	548
2	990	6,2	416
3	1007	5,2	556
4	1008	8,4	543
5	914	3,7	585

Из таблицы 1 видно, что свойства всех состояний плоских образцов из экспериментальных конструкций из листов титанового сплава ВТ6 примерно одинаковые. Наивысшими прочностными свойствами обладают образцы состояний 3 и 4, лучшей пластичностью – состояния 1 и 4, прочностью на срез – состояние 5. По совокупности всех свойств наилучшим выглядит сварной плоский образец из экспериментальной конструкции из листов титанового сплава ВТ6 в состоянии 4.

Таким образом, проведенные исследования позволили установить, что листы из титанового сплава ВТ6 с различной микроструктурой в интервале температур 800–920°C проявляют хорошие сверхпластические свойства, что позволило изготовить из них методом СПФ/ДС трехслойные экспериментальные конструкции. Листы ВТ6 с различной микроструктурой обладают хорошей свариваемостью в твердом состоянии и формруемостью. Механические свойства исследованных конструкций находятся на высоком уровне. Отмеченные особенности позволяют рекомендовать листовый сплав ВТ6, полученный новыми видами обработки, для использования в технологии СПФ/ДС для изготовления полых конструкций для авиакосмического применения.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИНКОВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Cu–Ag

Хафизова Э.Д., Исламгалиев Р.К.

*Уфимский государственный авиационный технический университет,
Уфа, Россия,
ela.90@mail.ru*

В настоящее время среди медицинских устройств имплантаты занимают лидирующее место в России и мире по своей востребованности, и по прогнозам данным необходимость в них будет возрастать в связи с увеличением средней продолжительности жизни населения. Актуальным научным направлением является разработка новых биodeградируемых материалов для применения в медицине в качестве материала для изготовления устройств (эндопротезов) для восстановления костей и мягких тканей, поврежденных в результате различных травм.

Сплавы на основе цинка являются новыми и весьма перспективными биоразтворимыми материалами для изготовления медицинских эндопротезов [1]. Особый интерес представляют сплавы системы Zn–Cu–Ag прочностные свойства которых могут быть заметно улучшены за счет дисперсионного, твердорастворного и зернограничного упрочнения.

В недавних исследованиях было продемонстрировано, что повышение уровня свойств в металлах и сплавах возможно, путем измельчения зеренной структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [2].

В данной работе рассмотрены особенности формирования структуры и закономерности изменения механических свойств цинковых сплавов системы Zn–Cu–Ag, подвергнутых интенсивной пластической деформации кручения (ИПДК).

ИПДК проводили на установке, конструкция которой является развитием известной идеи наковальни Бриджмена при комнатной температуре с разным количеством оборотов. Механические испытания проводили на микротвердомере Buehler «Micromet 5101» и статическое растяжение на установке Instron 8801. Исследование структуры проводили методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEOL - 2100 и растровом электронном микроскопе JSM-6390.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Научным и технологическим исследовательским советом Турции в рамках научного проекта № 21-53-46017.

1. Hongtao Yang, Bo Jia, Zechuan Zhang, Xinhua Qu, Guannan Li, Wenjiao Lin, Donghui Zhu, Kerong Dai, Yufeng Zheng. Alloying design of biodegradable zinc as promising bone implants for load-bearing applications. NATURE COMMUNICATIONS (2020) 11:401. 10.1038/s41467-019-14153-7.
2. Valiev, R. Producing bulk ultra fine-grained materials by severe plastic deformation / R. Valiev, Y. Estrin, Z. Horita, T. Langdon, M. Zehetbauer, Y. Zhu // JOM. – 2006. – PP. 33-39. Perspective from biomechanical compatibility// Acta Biomaterialia. 2019. Vol. 97. P 23–45.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ЦИНК

Поленок М. В., Хафизова Э. Д., Исламгалиев Р. К.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия,
renaweiwei.179@mail.ru

Новыми и весьма перспективными биodeградируемыми материалами для изготовления медицинских имплантатов являются сплавы на основе цинка из-за идеальной скорости коррозии в организме [1]. Вместе с тем чистый цинк имеет невысокие механические свойства, включая твердость и предел прочности. Поэтому в настоящее время ведутся активные поиски методов повышения прочностных свойств чистого цинка, в частности путем легирования [2,3]. Многие попытки улучшить свойства путем добавления различных элементов отрицательно сказываются на скорости коррозии [4], а также могут привести к образованию соединений, вредных для человеческого организма. Другим известным подходом является формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД), в основе которых лежит применение больших пластических деформаций в условиях повышенных давлений и относительно низких гомологических температур [5,6].

В настоящей работе проведена интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК) на образцах чистого цинка с различным количеством оборотов. Исследована зависимость микротвердости от степени деформации.

Установлено, что с увеличением степени деформации значение микротвердости в чистом цинке снижается, предположительно из-за низкой температуры начала рекристаллизации и преобразования двойниковых границ в произвольные в процессе деформационной обработки.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Научным и технологическим исследовательским советом Турции в рамках научного проекта № 21-53-46017.

1. Mostaed E., Sikora-Jasinska M., Mostaed A., Loffredo S., Demir A.G., Previtali B., Mantovani D., Beanland R., Vedani M., Novel Zn-based alloys for biodegradable stent applications: design, development and in vitro degradation// J. Mech. Behav. Biomed. 2016. Vol.60.P.581–602
2. Li G., Yang H., Zhen Y., Chen X.-H., Yang J.-A., Zhu D., Ruan L., Takashima K.. Challenges in the use of zinc and its alloys as biodegradable metals: Perspective from biomechanical compatibility// Acta Biomaterialia. 2019.Vol. 97.P 23–45.
3. Yang H., Jia B, Zhang Z, Qu X, Li G., Lin W., Zhu D., Dai K., Zheng Y. Alloying design of biodegradable zinc as promising bone implants for load-bearing applications.// NATURE COMMUNICATIONS.2020. 11:401. 10.1038/s41467-019-14153-7
4. Vojtech D., Kubasek J., Serak J., Novak P. Mechanical and corrosion properties of newly developed biodegradable Zn-based alloys for bonefixation// Acta Biomater.2011.Vol.7. P.3515–3522
5. Валиев, Р.З. Объемные наноструктурные материалы: фундаментальные основы и применения / Р.З. Валиев, А.П.Жилиев, Т.ЖД. Лэнгдон. – Санкт-Петербург: эко-Вектор, 2017. – 479 с.
6. Valiev, R. Producingbulkultrafine-grainedmaterialsbysevereplasticdeformation / R. Valiev, Y. Estrin, Z. Horita, T. Langdon, M. Zehetbauer, Y. Zhu // JOM. – 2006. – PP. 33-39

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГОВ НА СТОЙКОСТЬ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПТ-3В И ПТ-7М К КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНОМУ РАЗРУШЕНИЮ

Мурашов А.А.¹, Берендеев Н.Н.¹, Нохрин А.В.¹

¹*Нижегородский государственный университет имени Н.И. Лобачевского,
Нижний Новгород, Россия,
aamurashov@nifti.unn.ru*

В качестве объекта исследования в данной работе выступали промышленные псевдо- α титановые сплавы: ПТ-3В (Ti–4.73вес.%Al–1.88вес.%V) и ПТ-7М (Ti–2.2вес.%Al–2.5вес.%Zr). Мелкозернистая (МЗ) структура в сплавах формировалась методом ротационнойковки (РК) и методом равноканального углового прессования (РКУП). Ротационнаяковка проводилась с помощью ротационно-ковочной машины фирмы R5-4-21 НР «Heinrich Muller Maschinfabrik» при комнатной температуре до степени деформации 70%. РКУП осуществлялось с помощью гидравлического прессы Ficer HF400L при температурах от 375 до 475 °С, число циклов прессования (N) варьировалось от 1 до 4. Испытания на усталость проводились на цилиндрических образцах по схеме «изгиб с вращением» в 3%-ном водном растворе NaCl и на воздухе. Частота нагружения составляла 50 Гц. Для отжига титановых образцов использовалась муфельная электропечь ЭКПС-10 тип СНОЛ, отжиги проводились при температурах 250, 500, 550, 600, 700 °С. Времена отжига составляли 500 и 1000 часов при температуре 250 °С и 30 минут при температурах 500, 550, 600, 650, 700 °С.

Исследования микроструктуры показали, что после РК в сплавах ПТ-3В и ПТ-7М формируется мелкозернистая структура со средним размером фрагментов ~0.2–0.5 мкм, данную структуру можно охарактеризовать как смешанную зеренно-субзеренную. После длительных высокотемпературных отжигов при температуре 250 °С и коротких отжигов при температурах 500, 550 °С структура сплавов не изменяется, наблюдается сильно деформированная структура, сформированная после РК. Начало процессов рекристаллизации наблюдается после коротких отжигов при температуре 600 °С, преимущественно наблюдается зеренно-субзеренная структура, однако редко наблюдаются зерна размером ~1 мкм. При температурах отжига $T_{\text{отжига}}=650-700$ °С в сплавах наблюдается полностью рекристаллизованная структура с размером зерен от 3 до 3,5 мкм.

Проведены исследования механических свойств, а также стойкости сплавов к коррозионно-усталостному разрушению. Показано, что в сплаве ПТ-3В уже при температурах отжига $T_{\text{отжига}}=500$ и 550 °С ($t=30$ минут) наблюдается существенное падение коррозионно-усталостной прочности, однако в сплаве ПТ-7М существенное падение коррозионно-усталостной прочности наблюдается после отжигов при температурах 600 и 650 °С.

Проведен фрактографический анализ изломов образцов мелкозернистых титановых сплавов после коротких и длительных высокотемпературных отжигов, и последующих коррозионно-усталостных испытаний. Выявлены основные стадии зарождения и роста трещины в крупнокристаллических и мелкозернистых сплавах.

СЛОИСТАЯ АРХИТЕКТУРА КАК ОСНОВА СОЗДАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ВЫСОКИМ СОПРОТИВЛЕНИЕМ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ

Гладковский С.В.

*Институт машиноведения, УрО РАН,
г. Екатеринбург, Россия,
gsv@imach.uran.ru*

Активное освоение регионов Арктики и Крайнего Севера вызывает необходимость повышения надежности изделий и элементов конструкций из низкоуглеродистых сталей, работающих при пониженных климатических температурах. Такая задача в полной мере может быть решена за счет формирования в конструкционных сталях для низкотемпературного применения ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры слоисто-волокнутого типа. Другое направление повышения сопротивления конструкционных материалов хрупкому разрушению при пониженных температурах связано с использованием слоистых композиционных материалов на металлической и металлополимерной основе.

В связи с этим в работе изучены возможности повышения сопротивления низкотемпературному хрупкому разрушению монолитных и композиционных материалов за счет создания в них слоистой архитектуры вплоть до полного подавления процесса разрушения ударного образца. На примере низкоуглеродистой малолегированной стали 05Г2МФБТ показано, что формирование в ней слоисто-волокнутой УМЗ структуры после теплой прокатки в калибровочных валках при температуре 550°C в интервале температур ударных испытаний -40...-100°C наблюдается аномальный рост значений ударной вязкости (KCV) и динамической трещиностойкости (J_{id}) стали, достигающих максимума при температуре -80 °C. При этом полного разрушения всех слоев ударных образцов стали не происходит за счет проявления эффекта «вязкости расслоения» («delamination toughening»), и магистральная трещина тормозится, переходя в плоскость возникающих расслоений.

Аналогичный рост характеристик ударной вязкости с понижением температуры, сопровождающийся переходом магистральной трещины в трещины расслоения, был выявлен в полученных различными методами слоистых композиционных материалах (от 3 до 11 слоев) на основе стали 09Г2С, мартенситно-стареющей стали ЭП678, меди М1, алюминиевых сплавов (АМг3, АМц) и морозостойких резин (1Ф-1-ТМКЩ-С, В-14-1НТА). Установлено, что аномальное повышение ударной вязкости слоистых металлических и металлополимерных композитов с понижением температуры наблюдается только при ориентации линии надреза ударного образца по «тормозящему» («crack arrester») типу - перпендикулярно плоскости раздела слоев.

Использование методики инструментированных ударных испытаний позволило выявить стадийность и общие закономерности процесса разрушения монолитных и композиционных материалов со слоистой архитектурой. Так, на основе анализа диаграмм ударного нагружения и строения поверхности изломов установлено, что падения нагрузки связаны с продвижением трещины до ближайшей межслойной границы, а возникающие на диаграмме площадки обусловлены возникновением расслоений на границе раздела слоев.

РАЗРУШЕНИЕ МОЛОТКОВ ДРОБИЛОК ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ПРЕМИКСОВ

Зенин Д.Г.

АО «Витасоль», Обнинск, Россия,
klilj74@mail.ru

В свете сложившейся в последние несколько лет экономической ситуации возрос спрос на кормовые добавки и премиксы отечественного производства. Это привело к росту количества заводов для их производства и, как следствие, конкурентной борьбе на рынке. Одним из путей снижения цены на премиксы является снижение затрат на расходные материалы.

На производстве АО «Витасоль» производят премиксы для всех видов животных. Премиксы представляют собой смесь биологически активных веществ (БАВ), разбавленных наполнителем. Одной из составляющих частей наполнителя для премиксов являются отруби пшеничные. В процессе производства их необходимо дробить для получения необходимой величины частиц, обладающих способностью удерживать на своей поверхности максимальное количество БАВ. Для этого процесса используют дробилки молотковые ДМ-10. При анализе технического обслуживания дробилки выяснилось, что минимальным рабочим ресурсом обладают молотки. В процессе работы молотки истираются (рис. 1), что приводит к снижению производительности дробилки. Замена молотков приводит к простоем оборудования и увеличению расходов на закупки. Увеличение рабочего ресурса молотков снизило бы описанные выше временные и материальные потери.



Рис.1. Молоток дробилки ДМ-10. *а* – новый, *б* – после эксплуатации

Целью работы является обоснование причин разрушения молотков дробилки и разработка рекомендаций по устранению причин разрушения.

Для изучения процессов истирания молотков был проведен статистический анализ разрушенных молотков и оценена скорость разрушения при работе дробилки. Для определения стоимости замены сработанных молотков использованы экономико-математические методы анализа. Замену молотков проводят в среднем раз в пять месяцев. Время работы дробилки под нагрузкой за смену – 3 часа. Таким образом, при двухсменной работе время работы молотков составляет 618 час. Контроль степени истирания молотков в процессе эксплуатации осуществлялся по показаниям амперметра электродвигателя дробилки. В процессе дробления показания амперметра должны находиться в пределах от 2 до 3 ампер. Если величина тока становится выше, то необходимо остановить оборудование и визуально оценить состояние рабочей поверхности молотков. При износе молотков более 20 % их необходимо заменить.

Результаты данных исследований позволяют оптимизировать процесс замены молотков в дробилках.

МОДЕЛИРОВАНИЕ И РАСЧЕТ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ ФИКСАТОРОВ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В ОСТЕОСИНТЕЗЕ

Фролова О.А.¹, Клевцов Г.В.²

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия,
ofa06@mail.ru

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
klevtsov11948@mail.ru

В настоящее время в современной челюстно-лицевой хирургии для лечения пациентов с дефектами и деформациями лицевого скелета широко используются различные методы остеосинтеза с применением металлических фиксаторов. Прогрессивным методом лечения переломов является накостный остеосинтез металлическими пластинами [1]. Основной принцип метода заключается в открытой репозиции и жесткой фиксации отломков кости пластиной с винтами.

При выборе оптимального метода фиксации исследуемых медицинских изделий, а также усовершенствования геометрии и размеров конструкции применяется компьютерное моделирование напряженно-деформированного состояния пластин и винтов, а также сборных конструкций типа пластина-винт-кость.

В рамках данной научно-исследовательской работы было проведено моделирование и расчет напряженно-деформированного состояния при одноосном растяжении медицинских изделий из титана. Исследования были проведены в программе ANSYS, основанной на методе конечных элементов.

Объектом исследования в данной работе являются мини пластины и мини шурупы из ультрамелкозернистого (УМЗ) титана в сравнении с пластинами и шурупами из крупнозернистого (КЗ) титана. УМЗ структура титана была получена путем равноканального углового прессования по схеме «Конформ» (РКУП-конформ) с последующим деформированием заготовок путем волочения [2]. Механические свойства титана представлены в таблице 1.

Табл. 1. Механические свойства титана [2]

Состояние	σ_u , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	E , ГПа
КЗ (отжиг)	750	650	105
УМЗ (РКУП-конформ + волочение)	1250	1100	110

Для создания сетчатой модели (рис. 1 а) использовали объемные конечные элементы (неструктурированная тетраэдрическая сетка). На всех кромках пластины у отверстий дополнительно выполнено сгущение сетки.



Рис. 1. Сетчатая модель (а) и изгиб пластины при растяжении (б)

Процесс моделирования выявил наличие изгибающих напряжений в пластинах, возникающих при одноосном растяжении по данной схеме (рис. 1 б). Распределение эквивалентных напряжений в пределах характерных областей в пластине имеет тен-

денцию к линейному закону. Максимальная концентрация эквивалентных напряжений в пластинах наблюдается в областях острых кромок отверстий (рис. 2 а, б).

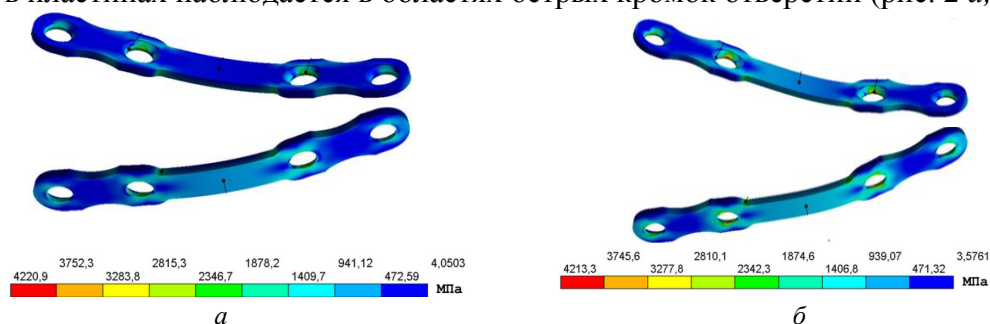


Рис. 2. Эквивалентные напряжения в пластинах из КЗ (а) и УМЗ (б) титана при нагрузке 1200 Н. Верхние рисунки – напряжения в сжатой поверхности; нижние – в растянутой

Моделирование эквивалентных напряжений в шурупах, прикрепляющих пластины к кости, выявило наличие значительных напряжений в области между головкой и резьбой (рис. 3), способных привести к срезу шурупов. Причем большие локализованные напряжения возникают в шурупе из УМЗ титана (рис. 3).

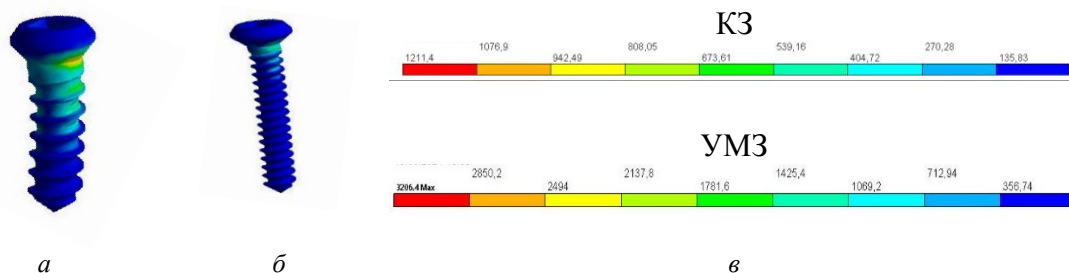


Рис. 3. Распределение эквивалентных напряжений в шурупе из КЗ (а) и УМЗ (б) титана при нагрузке 1200 Н и шкалы величин напряжений (МПа) (в)

Таким образом, моделирование эквивалентных напряжений в медицинских изделиях позволило выявить наличие в пластинах изгибающих напряжений, возникающих при одноосном растяжении по данной схеме и наличие более высоких напряжений в областях кромок отверстий по сравнению с другими областями пластин, что может привести к преждевременному зарождению трещин в данных областях пластин. В шурупах выявлено наличие значительных напряжений в области между головкой и резьбой, способных привести к срезу шурупов в процессе растяжения пластин. Причем в шурупах из УМЗ титана данные напряжения более локализованы по сравнению с шурупами из КЗ титана.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (междисциплинарный проект № 20-69-47059).

1. А.А. Воробьев, Е.В. Фомичев, Д.В. Михальченко, К.А. Саргсян. Современные методы остеосинтеза нижней челюсти (аналитический обзор) // Вестник ВолГМУ. Выпуск 2 (62). – 2017. – С. 8–14.
2. R.Z. Valiev, A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons (2014), 440 p.

КИНЕТИКА И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРОМЫШЛЕННОГО И МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ В ОБЛАСТИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Клевцов Г.В.¹, Валиев Р.З.², Клевцова Н.А.¹, Линдеров М.Л.¹,
Пигалева И.Н.

¹ Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
klevtsov11948@mail.ru

² НИИ физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия,
rzvaliev@yahoo.com

Современное представление об усталости ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов основано на том, что в процессе интенсивной пластической деформации (ИПД) у материалов повышается предел усталости, но снижается или незначительно повышается усталостная прочность в области малоциклового усталости. Однако именно в области малоциклового усталости работает большинство УМЗ материалов промышленного и медицинского назначения.

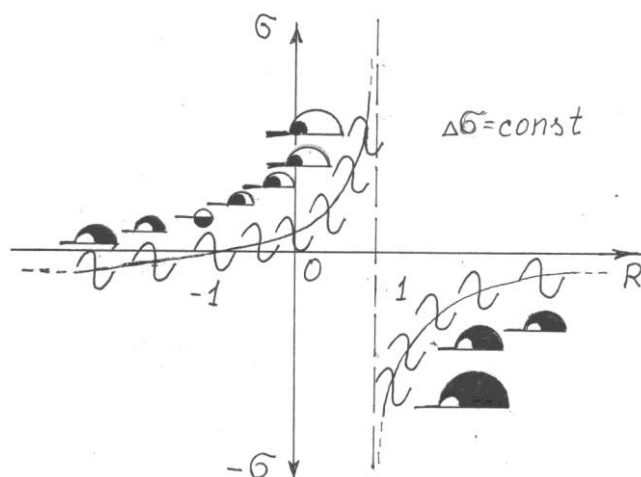
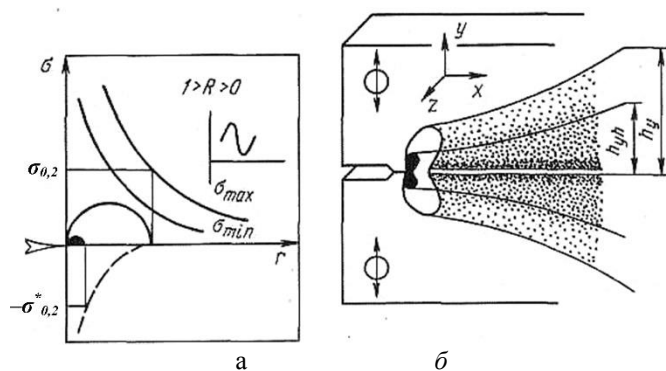
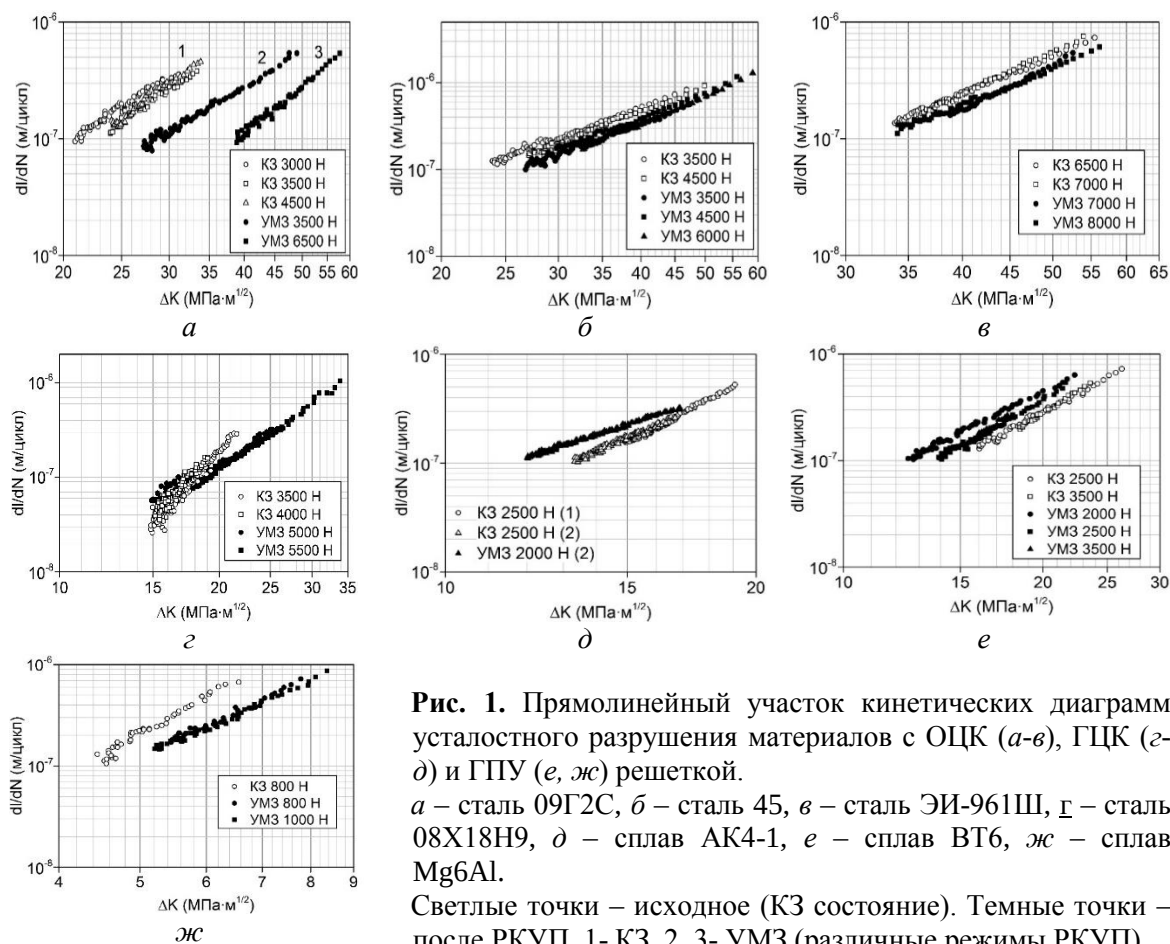
В настоящей работе на примере широкого класса материалов с ОЦК, ГЦК и ГПУ решеткой рассмотрены кинетика и механизм разрушения УМЗ материалов в сравнении с крупнозернистыми (КЗ) материалами, а также вопросы диагностики аварийного разрушения изделий из КЗ и УМЗ материалов.

Кинетика усталостного разрушения УМЗ материалов. Из рисунка 1 видно, что при одном и том же значении коэффициента интенсивности напряжения ΔK скорость распространения усталостной трещины в большинстве УМЗ материалов ниже, чем в КЗ материалах, что благоприятно с позиции усталостной прочности.

Анализ уравнений Пэриса, описывающих прямолинейный участок кинетических диаграмм усталостного разрушения, показал, что для УМЗ материалов коэффициент n в уравнении Пэриса в большинстве случаев ниже, чем для КЗ материалов. Следовательно, материалы в УМЗ состоянии менее чувствительны к возникновению циклических перегрузок.

Определение максимального напряжения цикла при диагностике разрушения изделий из УМЗ материалов. Для определения максимального напряжения цикла $\sigma_{\max}$ при аварийном разрушении изделия необходимо иметь сведения о максимальном значении коэффициента интенсивности напряжения $K_{\max}$ при заданной длине усталостной трещины l . Для определения $K_{\max}$ воспользуемся уравнением $h_y = \frac{1}{n+1} \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_{0.2}} \right)^2$, где h_y – глубина монотонной пластической зоны под поверхностью излома (рис. 2), $n \approx 8.5$ – коэффициент, отражающий локальное напряженное состояние материала. Зная длину усталостной трещины l и значение коэффициента $K_{\max}$, по формулам механики разрушения можно рассчитать максимальное значение напряжения цикла $\sigma_{\max}$.

Определение коэффициента асимметрии цикла нагружения R. Соотношение глубины монотонной (h_y) и циклической (h_{yh}) пластических зон под поверхностью усталостных изломов (рис. 2) зависит от коэффициента асимметрии цикла нагружения R (рис. 3). Для определения коэффициента R в разрушенном изделии необходимо при длине усталостной трещины, равной l_s , определить глубину монотонной h_y и циклической h_{yh} пластических зон и рассчитать их отношение (h_y/h_{yh}). Затем по графику (рис. 4) определить коэффициент R .



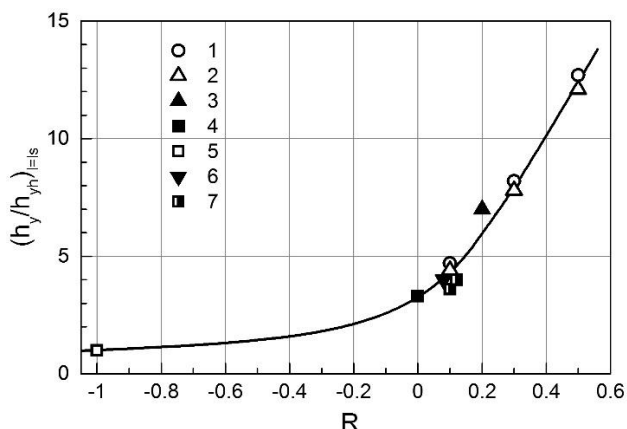


Рис. 4. Связь отношения глубины пластических зон (h_y/h_{yh}) при длине трещины $l = l_s$ с коэффициентом R . КЗ материалы: 1 – Д16 ($t = 10^{-2}$ м, $\Delta P = \text{const}$, $R=0.1, 0.3, 0.5$); 2 – Д16 ($t = 10^{-2}$ м, $P_{\max} = \text{const}$, $R = 0.1, 0.3, 0.5$); 3 – сталь 20 ($t = 10^{-2}$ м, $R = 0.2$, $\Delta P = \text{const}$); 4 – сталь 45 (ударно-циклич., $\sigma_n = 285$ МПа, $t = 10^{-2}$ м, $R = 0$); 5 – 07X13H4AГ20 ($t = 10^{-2}$ м, $R = -1$, $\Delta P = \text{const}$). УМЗ материалы: 6 – сталь 45 (РКУП) ($t = 10^{-2}$ м, $R = 0.1$, $\Delta P = \text{const}$); 7 – Mg6Al (РКУП) ($t = 10^{-2}$ м, $R = 0.1$, $\Delta P = \text{const}$)

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (междисциплинарный проект № 20-69-47059).

ВЛИЯНИЕ СРЕДНЕГО РАССТОЯНИЯ МЕЖДУ ПОРАМИ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТРЕКОВЫХ МЕМБРАН И КОМПОЗИТОВ НА ИХ ОСНОВЕ

Ковалец Н.П., Гумирова В.Н., Разумовская И.В.

*Московский педагогический государственный университет, Москва, Россия,
zabalueva_1991@mail.ru*

В работе исследовались трековые мембраны (ТМ), представляющие полимерные пленки, пронизанные системой калиброванных по размеру микро- или нанопор, и композиты металл-полимер с ТМ в качестве матрицы. Целью работы было введение одного из параметров, позволяющего априори оценить эксплуатационную прочность ТМ и композитов.

Рассматривались ТМ на основе ПЭТФ, облученные высокоэнергичными ионами Kr, с плотностью облучения n от 10^5 см $^{-2}$ до 10^8 см $^{-2}$, и диаметрами пор d от 0,03 до 1,221 мкм. Поры во всех образцах перпендикулярны поверхности. Композит ТМ/медь был получен методом шаблонного синтеза путем гальванического осаждения металла в порах ТМ.

Механические характеристики ТМ, композита ТМ/медь и исходной пленки ПЭТФ определялись в режиме одноосного растяжения со скоростью 2 мм/мин на разрывной машине Autograph AGS «Shimadzu». Значения прочности ТМ, композита и исходной пленки ПЭТФ ($\sigma_{\text{ТМ}}$, $\sigma_{\text{ТМ+Cu}}$ и $\sigma_{\text{ПЭТФ}}$ соответственно) с учетом уменьшения рабочего сечения за счет пор приведены в таблице 1.

При исследовании механических свойств ТМ или композитов на их основе важно учитывать взаимодействия полей упругих напряжений вокруг пор [1,2]. Когда расстояние между их центрами велико, напряжения не взаимодействуют, что приводит к изолированному росту трещин, во всяком случае на первом этапе. Если распределение пор принять за равномерное, среднее расстояние между порами можно оценить по формуле:

$$r_{\text{cp}} = \frac{1}{\sqrt{n}}. \quad (1)$$

Вычисленные значения приведены в таблице 1.

Таблица 1. Оценка влияния взаимодействия пор на прочность

№	d , мкм	n , см ⁻²	r_{cp} , мкм	r_{cp}/d	$\sigma_{ПЭТФ}$, МПа	σ_{TM} , МПа	σ_{TM+Cu} , МПа
1	0,03	$1,05 \cdot 10^8$	0,98	32,53	177±8	173±5	168±7
2	0,1	$2,26 \cdot 10^5$	21,04	210,35	175±7	172±7	170±9
3	2	$2,26 \cdot 10^5$	21,04	10,52	174±8	168±9	152±11
4	2,6	$2,08 \cdot 10^6$	6,93	2,67	174±7	79±3,5	88±4,5
5	0,067	$1,18 \cdot 10^7$	2,91	43,45	175±8	174±6	167±15
6	0,105	$1,18 \cdot 10^7$	2,91	27,72	174±5	174±9,5	152±16
7	0,302	$1,18 \cdot 10^7$	2,91	9,64	178±15	174±8,5	153±13
8	0,487	$1,18 \cdot 10^7$	2,91	5,98	168±6	148±7,5	123±7
9	0,674	$1,18 \cdot 10^7$	2,91	4,32	180±7	127±8	107±6
10	0,938	$1,18 \cdot 10^7$	2,91	3,10	180±5,5	101±5	94±12
11	1,221	$1,18 \cdot 10^7$	2,91	2,38	180±8,5	77±3,5	74±5

Жирным шрифтом в таблице 1 выделены ТМ и композиты, прочность которых значительно упала (примерно в 1,5-2 раза), по сравнению с прочностью исходной пленки ПЭТФ. Можно отметить, что для всех таких образцов значение r_{cp}/d – среднего расстояния между центрами пор, выраженное в диаметрах d , менее пяти. Вместе с этим наличие взаимодействия пор делает пленку более хрупкой. Для остальных образцов падение прочности присутствует, но не является критическим.

Величину r_{cp}/d порядка пяти диаметров можно считать оценочным критерием, разделяющим исследуемый объект на ТМ, в которых происходит взаимодействие пор при растяжении и разрушении; и ТМ, в которых такое взаимодействие отсутствует, или не является массовым.

Учитывая условие $r_{cp} \geq 5d$ и формулу (1), получаем:

$$d \leq \frac{1}{5\sqrt{n}} \quad (2)$$

Уменьшение рабочего сечения образца из-за вычета объема пор ТМ можно записать как [2]

$$S = S_0(1 - d\sqrt{n}) \quad (3)$$

Исходя из условия (2), получаем ограничение на уменьшение рабочей части образца за счет пор в случае отсутствия их взаимодействия

$$\frac{S}{S_0} > \left(1 - \frac{1}{5}\right) = \frac{4}{5} \quad (4)$$

Прологарифмируем уравнение (2) в предельном случае равенства:

$$\lg d = -\lg 5 - 0,5 \lg n \quad (5)$$

Построим график прямой (5) в координатах « $\lg d$ - $\lg n$ » (рис.1); сочетания диаметров пор и их плотности ниже прямой будут удовлетворять условию (2). Использование подобной прямой представляется практически удобным, причем традиционно значение диаметра пор n выражено в мкм.

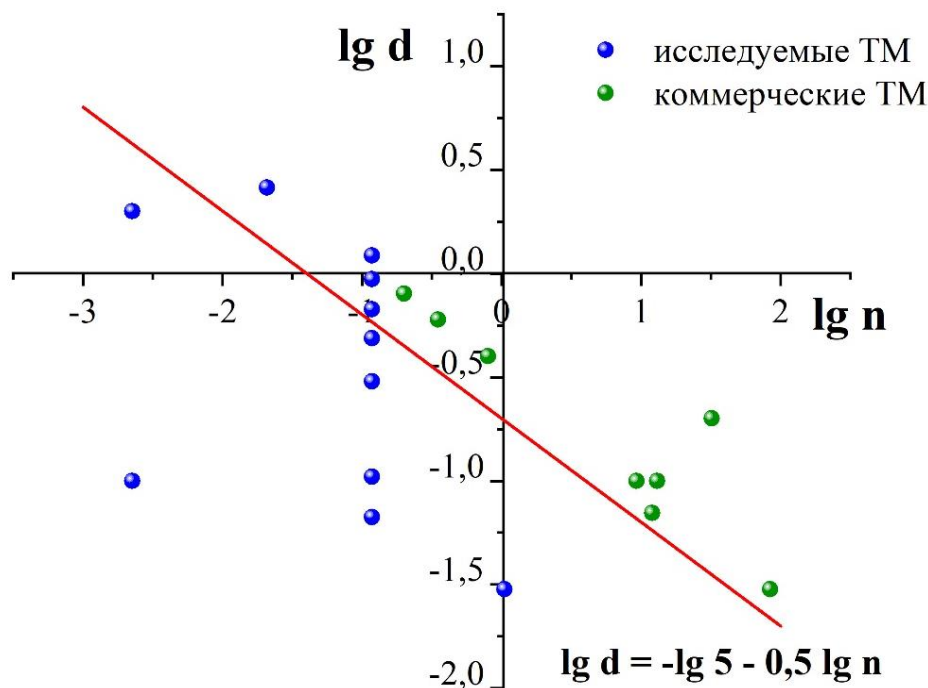


Рис. 1. Точки на графике пронумерованы, согласно значениям таблицы 1

График на рисунке 1 позволит подобрать варианты ТМ для разных задач (отмечены также коммерческие мембраны). Образцы, попадающие в нижнюю полуплоскость, пригодны в случае больших нагрузок. Образцы, попадающие в верхнюю полуплоскость, возможно, будут хрупкими, и не подойдут в случае высоких нагрузок.

Работа выполнена по теме Государственного задания Московского Педагогического Государственного Университета (МПГУ) «Физика наноструктурированных материалов: фундаментальные исследования и приложения в материаловедении, нанотехнологиях и фотонике» при поддержке Министерства Просвещения Российской Федерации (АААА-А20-120061890084-9) совместно с Центром коллективного пользования «Структурная диагностика материалов» Федерального исследовательского центра РАН «Кристаллография и фотоника».

Список литературы

1. Ландау Л.Д., Лившиц Е.М. Теоретическая физика. — Т. VII. Теория упругости. — М., 2001. — 264 с.
2. Гумирова В.Н., Абдурашидова Г.С., Бедин С.А., Забалуева Н.П., Кувайцева М.А., Разумовская И.В. Особенности разрушения трековых мембран и композиций полимер/металл, полученных на их основе методом шаблонного синтеза, Физика твердого тела, 2015, том 57, вып. 2, с. 328-331.
3. Нильсен Л.Е. Механические свойства полимеров и полимерных композиций. М.:Химия, 1978.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК НИОБАТА ЛИТИЯ НА ПОВЕРХНОСТИ ОКИСЛЕННОГО КРЕМНИЯ

Осипов П.А., Осипов Е.А., Костюченко А.В., Горьковский А.Н.

*Воронежский государственный технический университет, Россия,
av-kostuchenko@mail.ru*

Эффективность использования пленок ниобата лития (LiNbO_3) в качестве материала для функциональных сегнетоэлектрических элементов оптоэлектроники (оптические волноводы, кольцевые микрорезонаторы), акустоэлектроники (пьезоэлектрические преобразователи в линиях задержки, фильтры) и полупроводниковой электроники (ячейки энергонезависимой памяти FRAM) связана, во-первых, с реализацией в них нелинейных физических свойств, аналогичных монокристаллам (синтез высокотекстурированных пленок), во-вторых, с формированием межфазных границ подложка-пленка с долговременной химической и структурной стабильностью. Показателем качественных межфазных границ являются высокие механические свойства (твердость, адгезия) пленок. Для кристаллизации аморфных структур, получаемых при низкотемпературной конденсации, и формирования равновесной структуры в кристаллических пленках ниобата лития используется термический отжиг в кислородосодержащей среде [1].

Цель настоящей работы – оценка механических свойств пленок ниобата лития на поверхности окисленного кремния в результате термического отжига.

Исходные пленки толщиной около 0,6 мкм были получены на поверхности пластин окисленного кремния в процессе ионно-лучевого распыления мишени ниобата лития. Термический отжиг гетероструктур Si-SiO₂-пленка проводили на воздухе в течение 10 мин. в диапазоне температур 550-850°C. Структуру пленок исследовали методами рентгеновской дифрактометрии (РД), сканирующей электронном микроскопии (СЭМ), атомно-силовой микроскопии (АСМ); механические свойства – методом наноиндентирования (НИ).

По результатам РД исходные пленки имеют аморфную структуру. Во всем диапазоне температур отжига пленки имеют однофазный состав со структурой кристаллической фазы, соответствующей ниобату лития. Параметры a и c решетки ниобата лития повышаются с повышением температуры отжига от 550С ($a = 5,143 \text{ \AA}$, $c = 13,848 \text{ \AA}$) до 800С ($a = 5,151 \text{ \AA}$, $c = 13,858 \text{ \AA}$) дальнейшее повышение температуры отжига приводит к снижению параметра c (13,818 $\text{ \AA}$ для пленки после ТО при 850°C). Параметры решетки, наиболее близкие к стехиометрическому ниобату лития, наблюдаются после ТО при 800°C. По данным СЭМ размер кристаллитов в пленках увеличивается с ростом температуры ТО во всем диапазоне температур отжига: от 30-90 нм после ТО при 550°C до 100-350 нм после ТО при 850°C. Во всех отожженных пленках наблюдаются трещины. Их образование связано с наличием в пленках микронапряжений, как следствия различия коэффициентов термического расширения пленки и подложки. На наличие напряжений указывает образование после НИ трещин вблизи отпечатков индентора (рис. 1). Наименьшая величина нагрузки F на индентор, приводящая к образованию трещин, характерна для пленок, отожженных при 750°C ($F = 1 \text{ мН}$). Характер распространения трещин в пленках различается: в пленках после ТО при 550°C трещины распространяются исключительно по границам зерен, после ТО при 750°C – преимущественно по объему зерен, после ТО при 800°C – преимущественно по границам зерен (вставки на рис. 1). Различие характера распространения трещин и величины микронапряжений в пленках,

отожженных при различной температуре, может быть обусловлено различием их химического состава и параметров решетки (различная подвижность дислокаций, различные коэффициенты термического расширения).

Из сопоставления рельефа поверхности отпечатков с рельефом недеформированной поверхности пленок следует, что пластичность пленок реализуется путем пластической деформации отдельных кристаллитов.

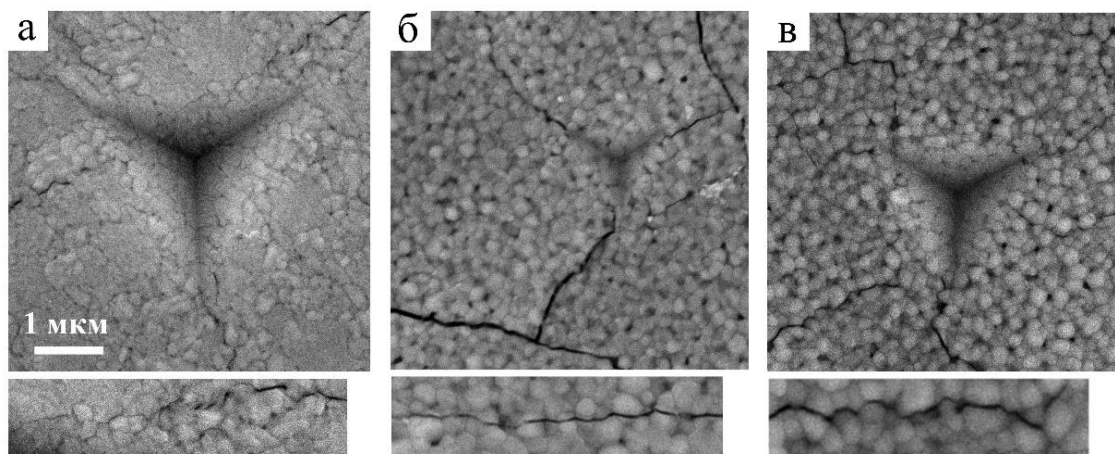


Рис. 1. СЭМ-изображения отпечатков индентора, полученных на поверхности пленок, отожженных при 550°C, 750°C и 800°C при нагрузке на индентор 10, 1 и 10 мН соответственно

В таблице 1 представлены результаты измерения твердости пленок. Твердость кристаллических пленок выше твердости исходных аморфных. При этом максимальная твердость характерна для пленок, отожженных при температуре 800°C.

Таблица 1. Твердость пленок ниобата лития

Температура ТО, °C	-	550	650	750	800	850
Твердость, ГПа	3,4±0,3	6,4±0,3	5,7±0,2	6,2±0,3	8,4±0,3	5,1±0,4

Таким образом, рассматривая твердость как величину, зависящую как от механизма пластической деформации, так и от внутренних напряжений в материале, можно заключить, что ТО при 800°C позволяет получить наиболее высокие механические свойства пленок ниобата лития на поверхности окисленного кремния.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №18-29-11062 мк).

Список литературы

1. M. Sumets, V. Ievlev, V. Dybov, A.Kostyuchenko, D. Serikov, S. Kannykin E. Belonogov Synthesis and properties of multifunctional Si-LiNbO₃ heterostructures for non-volatile memory units // Journal of Materials Science: Materials in Electronics, 2019, I. 17., p.16562–16570.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ, СОДЕРЖАЩИХ LPSO ФАЗУ

Засыпкин С.В.¹, Иртегов А.И.² Брилевский А.И.¹, Данюк А.В.¹,
Мерсон Д.Л.¹

¹Тольяттинский государственный университет, Тольятти

²ООО «Соликамский опытно-металлургический завод,

Zvs181@mail.ru

Использование магниевых сплавов, как одного из самых легких металлических материалов, наиболее перспективно и востребовано в конструкциях, требующих снижения веса, главным образом, в транспортных системах: авиакосмической и высокоскоростной железнодорожной технике. В последние десятилетия повышенное внимание исследователей и практиков привлекает новый тип магниевых сплавов, содержащих, так называемую, LPSO фазу, оказывающую благоприятное влияние на механические свойства. В основном такие сплавы используются в качестве деформируемых, поскольку формирование наиболее благоприятной структуры обеспечивается благодаря термомеханической обработке [1]. Тем не менее, перспектива применения магниевых сплавов с LPSO фазой в качестве литейных остается весьма высокой.

Целью данной работы являлось установление закономерностей формирования структуры в магниевых сплавах, содержащих LPSO фазу, в результате термообработки (ТО) и ее связи с механическими свойствами.

В качестве исследуемых сплавов были выбраны композиции Mg-Re-Zn-Zr производства ООО «СОМЗ», где Re= (Gd+Y). Термообработка сплава включала в себя гомогенизационный отжиг, закалку и старение. Время отжига варьировалось от 6 до 120 часов, при температурах 450 °С, 520 °С и 545 °С. Закаливались образцы в горячую воду от температуры гомогенизации, старение проводилось при температуре 200°С с временем выдержки от 12 до 170 часов. Микроструктуры в исходном состоянии и после ТО изучали с помощью электронного микроскопа Zeiss Sigma, а твердость сплавов по Бринеллю – с помощью прибора НВ-3000В.

Было установлено, что при температурах отжига свыше 545 °С в результате рекристаллизации формируются глобулярные зёрна α -Mg со средним размером 100 мкм, а LPSO фаза концентрируется на границах зёрен рис. 1 (а). После отжига при 520 °С рис 1(б) и 450 °С рис 1 (в) размер зёрен α -Mg составляет 40 и 20 мкм соответственно, а LPSO фаза уже не полностью окружает зёрна α -Mg («а» на рис. 2) и частично формируется внутри зерна («б» на рис. 2).

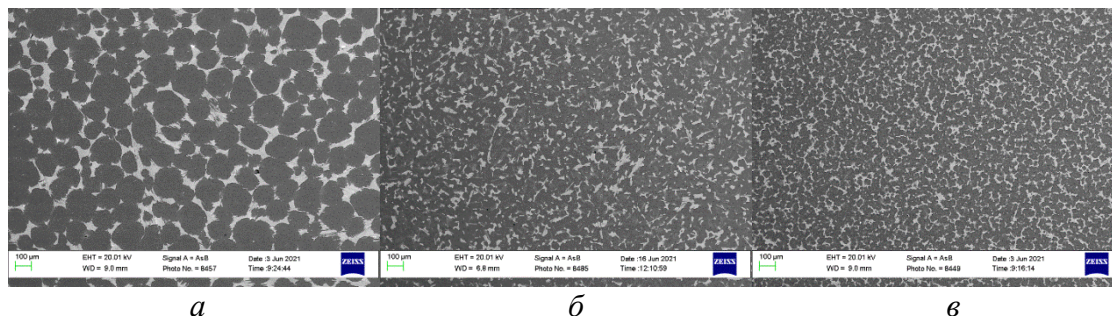


Рис. 1. Структура сплава с LPSO фазой после гомогенизации при:
а) 545 °С, б) 520 °С и в) 450 °С

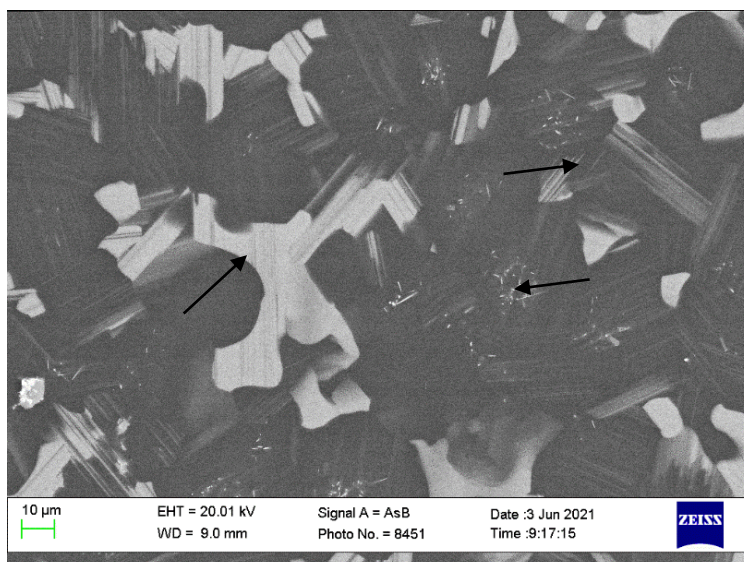


Рис. 2. структура сплава системы Mg-Re-Zn-Zr после гомогенизации при 450 °С в течении 24 часов, закалки и старении при 200 °С в течении 24 часов

Продолжительность временного интервала старения влияет на количество выделившихся дисперсных частиц («с» на рис. 2). Пиковая концентрация дисперсных частиц в первую очередь зависит от химсостава сплава, но, как было установлено, максимальная твёрдость и предельная концентрация дисперсных частиц, соответственно, достигается примерно после 100 часов старения (рис. 3).

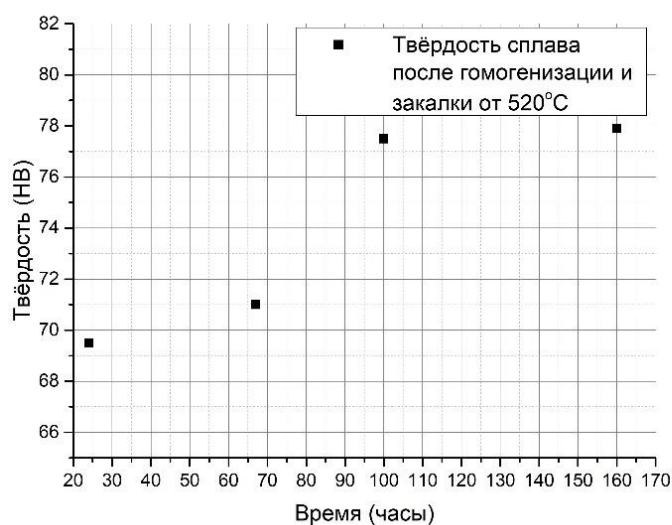


Рис. 3. График твёрдости сплава системы Mg-Re-Zn-Zr в зависимости от времени старения

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект FEMR-2020-0003).

1. Zhang Z. et al. Effects of phase composition and content on the microstructures and mechanical properties of high strength Mg-Y-Zn-Zr alloys //Materials & design. – 2015. – Т. 88. – С. 915.

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ СТАЛИ ЭИ-961Ш ПОСЛЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ

Фрик А.А., Никитина М.А., Исламгалиев Р.К.

*Уфимский государственный авиационный технический университет,
Уфа, Россия,*

frikaleksandra@gmail.com

Как известно, холодная прокатка ($T_{пр} < 0,3 T_{пл}$) приводит к увеличению прочностных характеристик металла, таких как предел текучести, предел прочности и твердость, однако при этом с увеличением степени деформации происходит резкое снижение пластичности [1-2]. В структуре металла наблюдаются значительные изменения: зерна вытягиваются в направлении обработки и вместе с изменением формы зерен происходит изменение пространственной ориентировки их кристаллической решетки.

В данной работе представлены результаты изучения эволюции структуры после комбинированной обработки, заключающейся в прокатке и перезакалке, а также во время отжига ферритно-мартенситной стали, которые позволили оценить стабильность микроструктурных параметров и свойств при повышенных температурах [3-5]. Так как максимальной рабочей температурой для изделий из данной стали является температура – 600 °С [6], были проведены кратковременные (в течение 30 минут) отжиги при температуре 450 и 600 °С.

Целью настоящей работы явилось изучение термической стабильности структуры стали ЭИ-961Ш, подвергнутой прокатке и перезакалке.

Для изучения исходной структуры материала была проведена стандартная термическая обработка. В результате закалки была сформирована структура пакетного мартенсита. Карбидные частицы, характерные для структуры исходного состояния, в закаленной структуре не наблюдались.

Проведение отпуска приводит к более равновесному состоянию. Частицы с большим размером, вытянутые вдоль своей оси – карбиды типа $M_{23}C_6$, включения меньшего размера – частицы MX.

Применение прокатки приводит к значительным структурным изменениям. Структура стали ЭИ-961Ш при обжатии до 30 % сохраняет исходные очертания бывших аустенитных зерен. Увеличение степени обжатия приводит к формированию полосовой структуры. При достижении 70 % формируется текстура по направлению прокатки. При этом происходит перераспределение грубых карбидов, которые выстраиваются цепочками вдоль границ зерен. После прокатки и перезакалки в структуре стали формируется равноосная структура для состояний с накопленной деформацией 30 и 50 %. Средний размер зерен уменьшается с повышением степени деформации: с 5 мкм для 30 % до 2 мкм для 50%. Крупные карбиды после перезакалки сохраняют свое распределение, сформированное при прокатке.

Отжиг при температуре 450°C образцов, полученных методами холодной прокатки, а также холодной прокатки с последующей перезакалкой, не привел к существенным изменениям в микроструктуре. Так, в образцах после холодной прокатки со степенью деформации 50 % сохраняется полосовая структура со средней шириной пластин 200 ± 19 нм. Внутри полос развитая субзеренная структура. По границам полос сохраняются многочисленные строчные выделения карбидов, средний размер которых составляет 80 ± 10 нм.

Кратковременный отжиг при температуре 600°С образцов после холодной прокатки со степенью деформации 50 % сохраняет структурные особенности предшествующей деформационной обработки.

В микроструктуре образцов после холодной прокатки со степенью деформации 50 %, перезакалки и дополнительного отжига при температуре 600°С в течение 30 минут отсутствуют характерные нано-двойники. При этом видно, что более существенных изменений в структуре не произошло. Структура по-прежнему остается сильно деформированной с высокой плотностью дислокаций. Размер карбидов прежний, характер их распределения не меняется.

Анализируя представленные выше данные по термической стабильности структуры в диапазоне рабочих температур стали ЭИ-961Ш после различных видов обработок можно сделать вывод о том, что короткие отжики при температуре 450°С не приводят к существенным изменениям в структуре образцов после ХП50%, после ХП50%+ПЗ. Все сформированные структурные особенности в результате предшествующей деформационно-термической обработки сохраняются. Тогда как отжиг при 600°С приводит к отсутствию визуально наблюдаемых нанодвойников.

Список литературы

1. Я.Э. Шахова, Ж.Ч. Янушкевич, А.Н. Беляков., Влияние холодной прокатки на структуру и механические свойства аустенитной коррозионностойкой стали 10X18H8ДЗБР. Металлы. – 2012. – № 5. – С.38–45.
2. М.В. Однобокова, А.Н. Беляков, Влияние холодной прокатки и последующего отжига на микроструктуру и микротекстуру аустенитных коррозионностойких сталей. Деформация и разрушение материалов. – 2018. – № 9. – С. 23–32.
3. A. Kumpmann, B. Guenther, H.-D. Kunze, Thermal stability of ultrafine-grained metals and alloys. Materials Science and Engineering A. – 1993. – Vol.168., Iss.2. – P.165-169.
4. J. Lian, R.Z. Valiev, B. Baudalet, On the enhanced grain growth in ultrafine grained metals. Acta Metallurgica et Materialia. – 1995. – Vol.43. – P.4165-4170.
5. J. Hidalgo, M.J. Santofimia, Effect of Prior Austenite Grain Size Refinement by Thermal Cycling on the Microstructural Features of As-Quenched Lath Martensite. Metallurgical and Materials Transactions A. – 2016. – Vol. 47. – P.5288-5301.
6. H.K. Yaddu, B.A. Shaw, M.A.J. Sommers Effect of thermal cycling on martensitic transformation and mechanical strengthening of stainless steels – A phase-field study. Mat. Sci. Eng. A. 690 (2017) 1-5.

ОТ ЛЕОНАРДО ДА ВИНЧИ ДО СОВРЕМЕННЫХ УПРОЧНЯЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ

Макаров А.В.^{1,2,3}

¹Институт физики металлов им. М.Н. Микеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия

³Уральский федеральный университет им. первого Президента России
Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия,

av-mak@yandex.ru

Представлен обзорный доклад-лекция о новых подходах к развитию деформационных, лазерных, химически-модифицирующих и комбинированных технологий упрочнения поверхности металлических сплавов.

Современные деформационные технологии позволяют реализовать в объеме и в поверхностных слоях металлических материалов значительные пластические деформации, которые называют интенсивными, мега-, большими или сверхвысокими деформациями. Сдвиговые деформации, возникающие при сдвиге под высоким давлением в наковальнях Бриджмена, при равноканальном угловом прессовании в зоне смены направления движения заготовки, при фрикционных и других деформационных обработках, обуславливают развитие ротационного механизма пластической деформации, приводящего к формированию ультрамелкозернистых, субмикроструктурных или нанокристаллических структур с большеугловыми разориентировками границ высокодисперсных зерен. Технологии как объемного, так и поверхностного диспергирования основаны на создании напряженно-деформированного состояния, реализуемого в чистом виде в условиях трения скольжения, при котором микрообъемы металла подвергаются воздействию внешних контактных сдвиговых и сжимающих напряжений. Важнейший вклад в осмысление и применение явления трения внес Леонардо да Винчи. Это стало особенно очевидно после сенсационной находки в Национальной библиотеке Мадрида в 1960-х годах двух его неопубликованных рукописей, названных «Мадридский кодекс». Таким образом величайший мыслитель, ученый и художник Леонардо да Винчи (1452-1519 гг.) стоит у истоков современных деформационных нанотехнологий [1].

Заложенная в самой природе трения возможность получения нанокристаллических структур трения может быть эффективно использована для целенаправленного формирования на поверхности металлических изделий устойчивого наноструктурированного слоя с улучшенными эксплуатационными характеристиками. С этой целью могут быть применены относительно простые в реализации фрикционные обработки, которые позволяют наноструктурировать поверхностные слои даже труднодеформируемых закаленных лазером, цементованных и быстрорежущих сталей, обеспечивая рост твердости, износостойкости, теплостойкости и сопротивления механическим нагрузкам [2]. Поверхности пластичных, но низкопрочных (190-270 HV) аустенитных метастабильных и деформационно стабильных сталей упрочняются наноструктурирующей фрикционной обработкой до 700-900 HV. Важно подчеркнуть, что обработки скользящими инденторами обладают высоким потенциалом практического использования в качестве финишной промышленной технологии наноструктурирующего выглаживания, которая успешно реализуется на многофункциональных токарно-фрезерных центрах для получения упрочненных поверхностей с низкой шероховатостью [3].

Рассмотренные подходы, учитывающие определяющую роль сдвиговых деформаций в диспергировании металлов и сплавов, реализованы при совершенствовании технологий ультразвуковых ударных обработок, которые обычно проводятся под прямым углом к обрабатываемой поверхности и с использованием смазки. Предложен новый способ ударно-фрикционной обработки (патент РФ № 2643289), выполняемой по методу наклонного удара индентора и без применения смазки, чем достигается усиление фрикционной составляющей деформирования и, соответственно, деформации сдвига [4].

Важным преимуществом поверхностных деформационных обработок является их высокая эффективность в комбинированных технологиях модифицирования поверхности. Продемонстрированы возможности комбинированных деформационно-термических обработок для упрочнения сталей со структурами мартенсита и мета-

стабильного аустенита, а также NiCrBSi покрытий, полученных лазерной наплавкой. Фрикционная обработка закаленных на мартенсит сталей с последующим отпуском обеспечивает рост твердости и износостойкости до 2-3 раз при сохранении удовлетворительной пластичности при статическом и циклическом нагружении, а также формирует «бимодальные» структуры с сохранившими наноструктуру высокопрочными областями [2]. Фрикционная обработка с последующими отжигами метастабильной CrNi аустенитной стали обеспечивает дополнительное упрочнение α' -мартенсита деформации наноразмерными карбидами хрома или формирование высокопрочной наноструктуры аустенита в результате деформационного прямого $\gamma \rightarrow \alpha'$ - и обратного $\alpha' \rightarrow \gamma$ -превращений [2, 4]. Показана эффективность предварительной наноструктурирующей фрикционной обработки для активизации насыщения азотом и повышения прочностных и трибологических свойств поверхности аустенитной стали при низкотемпературном (350-400°C) плазменном азотировании [4]. Фрикционная обработка ограничивает рост упрочняющих фаз при высокотемпературном отжиге NiCrBSi покрытий.

Для изделий из нержавеющей стали, полученных аддитивной лазерной технологией, продемонстрированы перспективы использования деформационной обработки скользящим индентором в комплексной технологии постобработок, включающих также химическое модифицирование и нанесение многослойных тонких пленок на основе алмазоподобного углерода и карбидов титана.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 20-48-660065) и Свердловской области, а также в рамках государственного задания ИФМ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020190116-6.

Список литературы

1. Makarov A.V. Friction: from Leonardo da Vinci to modern nanotechnologies // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2020. V. 1008. 012001.
2. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Металлофизические основы наноструктурирующей фрикционной обработки сталей // Физика металлов и металловедение. 2019. Т. 120. № 3. С. 327–336.
3. Кузнецов В.П., Макаров А.В., Псахье С.Г., Саврай Р.А., Малыгина И.Ю., Давыдова Н.А. Трибологические аспекты наноструктурирующего выглаживания конструкционных сталей // Физическая мезомеханика. 2014. Т. 17. № 3. С. 14–30.
4. Макаров А.В., Саврай Р.А., Скорынина П.А., Волкова Е.Г. Развитие методов поверхностного деформационного наноструктурирования сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 2020. № 1. С. 62–69.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА АЭ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ МОМЕНТА НАЧАЛА РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ IN SITU ПРИ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ ИСПЫТАНИЯХ МАГНИЕВОГО СПЛАВА

Брилевский А.И., Линдеров М.Л., Данюк А.В., Кудашева К.К., Мерсон Д.Л.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
alexandrbril@yandex.ru*

Определение оптимальных технологических режимов деформационной (формообразующей) обработки металлических материалов при повышенных температурах, обеспечивающей наилучший комплекс механических свойств, является достаточно сложной трудоемкой задачей, т.к. требует многовариантных испытаний и исследований. Для получения на выходе максимальных пластических свойств желательно, чтобы процесс формоизменения шел в режиме равномерной динамической рекристаллизации.

Настоящая работа посвящена выявлению точек начала динамической рекристаллизации при различных температурно-скоростных режимах испытания магниевого сплава Mg-1Zn-0.15Ca медицинского назначения [1] с помощью метода акустической эмиссии (АЭ).

Испытание образцов на одноосное растяжение проводилось на универсальной сервогидравлической испытательной системе Instron 8802 при температуре 150 °С, с разными скоростями деформации. Регистрацию АЭ вели в потоковом режиме с использованием аппаратуры PAC PCI-2 совместно с широкополосным пьезоэлектрическим преобразователем MSAE-WB и предварительным усилителем той же фирмы с усилением 60 дБ. Из полученных данных вычисляли энергию (E) и медианную частоту (f_m) (частота, разделяющая площадь под кривые мощности спектральной плотности на две равные части) и синхронизировали ее с деформационной кривой. Изучение микроструктуры материала проводилось на электронном микроскопе Zeiss Sigma с использованием метода дифракции обратно-отраженных электронов (EBSD).

На рис. 1а приведена диаграмма нагружения образца магниевого сплава со скоростью деформирования $3,1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, синхронизированная с энергией и медианной частотой АЭ. Как видно, на возрастающей ветви f_m наблюдается провал, после завершения которого медианная частота еще достаточно длительное время слабо возрастает, а затем начинает снижаться.

Известно, что возрастание f_m сигналов АЭ связано с уменьшением длины свободного пробега дислокаций, а провал – с массовым синхронизированным движением дислокаций в области предела текучести (с увеличением масштабного уровня) и практически совпадает с максимумом энергии АЭ (рис.1а). Поскольку с ростом деформации происходит непрерывное увеличение плотности дислокаций и, соответственно, уменьшение длины их свободного пробега, то функция f_m от времени (деформации, ε) должна все время возрастать. Однако в данном случае на зависимости $f_m(\varepsilon)$ имеется явная точка перегиба, что, по нашему мнению, связано с началом процесса рекристаллизации (по сути, приводящего зеренную структуру в равновесное состояние). За точку перегиба (ε_{cr}^{AE}) была принята точка пересечения двух прямых – линейных аппроксимаций восходящих и нисходящих участков кривой $f_m(\varepsilon)$, как показано на рис.1а. В данном случае ε_{cr}^{AE} соответствует ~8% относительного удлинения.

Для проверки гипотезы о связи точки перегиба с началом процесса рекристаллизации идентичные образцы испытывали ($150\text{ }^{\circ}\text{C}$; $3,1 \cdot 10^{-3}\text{ c}^{-1}$) до трех деформаций: докритической (5%), критической (8%) и послекритической (15%). Для всех случаев (включая исходное) проводили EBSD анализ микроструктуры (рис. 1б) и строили гистограмму углов разориентировки (рис. 1в).

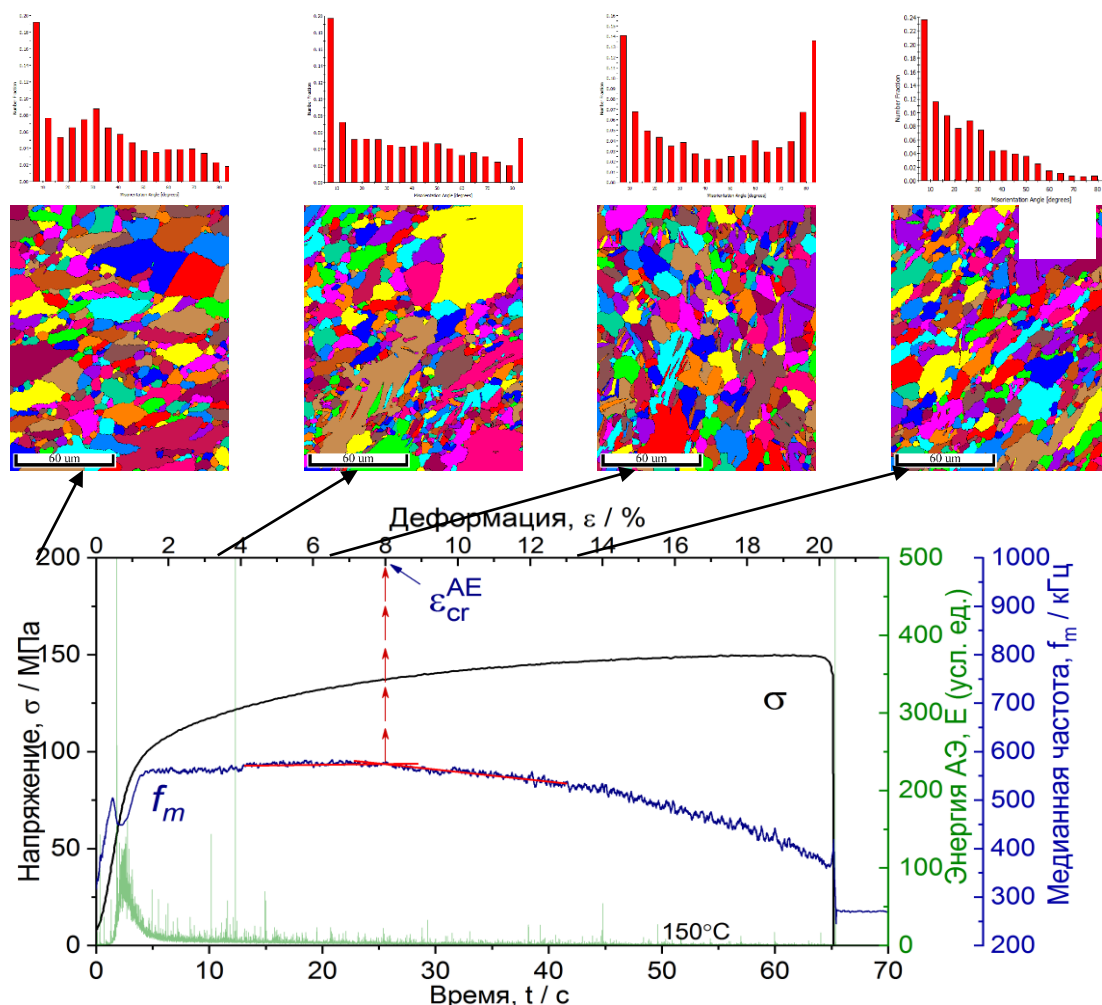


Рис. 1 – Диаграмма растяжения, совмещенная с диаграммой медианной частоты и схема определения критической деформации по данным f_m для образца, испытанного при $T=150\text{ }^{\circ}\text{C}$ и скорости деформирования $3,1 \cdot 10^{-3}\text{ c}^{-1}$

Как следует из рис. 1б и с, именно ε_{cr}^{AE} соответствует наиболее равномерно рекристаллизованная структура. Таким образом, применение метода АЭ позволяет определять in situ момент активации процесса рекристаллизации при конкретных температурно-скоростных режимах нагружения, что может быть с успехом использовано для разработки режимов формообразования изделий из магниевых сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 20-19-00585.

Список литературы

1. Merson D, Brilevsky A., Myagkikh P., Markushev M, Vinogradov A. Effect of deformation processing of the dilute Mg-1Zn-0.2Ca alloy on the mechanical properties and corrosion rate in a simulated body fluid. Letters on Materials 10 (2), 2020 pp. 217.

ЭВОЛЮЦИЯ ПОДПОВЕРХНОСТНОЙ СТРУКТУРЫ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА, ИСПОЛЬЗУЕМОГО В КАЧЕСТВЕ ИНСТРУМЕНТА ДЛЯ МНОГОПРОХОДНОЙ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ В СИСТЕМЕ Ti6Al4V/(Cu+Al)

Зыкова А.П., Воронцов А.В., Чумаевский А.В., Тарасов С.Ю.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
zykovaap@mail.ru*

Титан считается одним из наиболее сложных для обработки металлов, в основном из-за его высокой температуры плавления и высокой химической активности при высоких температурах [1]. В настоящее время технологии сварки трением с перемешиванием (СТП) и фрикционная перемешивающая обработка (ФПО) хорошо зарекомендовали себя как технологии, позволяющие производить высококачественные сварные швы [2] и композиционные материалы [3] из титановых сплавов с отличными эксплуатационными характеристиками. Из-за высоких требований к сварочному инструменту выполнение СТП/ФПО титановых сплавов относительно сложно, и до недавнего времени исследования в этой области были ограничены. Последние исследования в области разработки СТП/ФПО инструментов за последние несколько лет привели к растущему интересу к СТП/ФПО для титановых сплавов. В качестве инструментальных материалов были рекомендованы WC, W+25% Re, W+1% LaO₂, TiC и Mo. К сожалению, результаты исследований показали, что для всех этих инструментов износ является неизбежным из-за высокой прочности и высокой температуры сварки титановых сплавов. В зоне перемешивания формируются потоки полос, состоящих из субмикронных частиц инструмента. Термостойкие γ - γ' сплавы на основе никеля обладают высокой прочностью при высоких температурах и, следовательно, могут рассматриваться как кандидаты для изготовления инструмента СТП. Например, был изготовлен иридий содержащий суперсплав на основе никеля, который затем успешно использовался для СТП на стали AISI304 и высокоуглеродистых сталях [4]. В настоящей работе листы BT6 с порошками (Cu+Al) были обработаны ФПО с использованием инструмента из жаропрочного сплава на никелевой основе. Проанализированы микроструктурные повреждения и изменения инструмента и зоны перемешивания композита BT6/(Cu+Al), связанных с эволюцией износа инструмента.

Для обработки BT6 с порошками (Cu+Al) методом ФПО, был изготовлен специальный инструмент из ЖС6У, следующего химического состава, масс.: 10.92 W, 10.01 Co, 8.90 Cr, 2.59 Ti, 1.62 Mo, 1.06 Nb, 0.24 Fe, 0.15 C, 0.03 Zr, 0.02 Sn, 0.01 Sb, Ni - остальное. Микроструктура ЖС6У состоит из гетерофазной структуры $\gamma + \gamma'$, с карбидами типа MC и M₆C. Инструмент имел резьбовой пин высотой 2 мм. Диаметр плеч инструмента 20 мм, угол наклона 3°. Вращающийся инструмент погружался в пластину BT6/(Cu+Al) с осевым усилием 2300 Н, а затем перемещался вперед по прямой, вращаясь против часовой стрелки со скоростями вращения 375 об/мин и перемещения 86 мм/мин. Во избежание перегрева инструмента использовали систему водяного охлаждения с обдувом аргоном. Для равномерного распределения порошков (Al+ Cu) на поверхности BT6 проводили четырехпроходную ФПО пластин BT6 со 100% перекрытием без изменения направления между проходами.

Анализ экспериментальных данных показал, что инструмент из ЖС6У в процессе ФПО претерпел сильные изнашивания на титановом сплаве с примесью порошков Cu и Al. Поверхность пина подверглась наибольшей механической нагрузке

во время ФПО, поэтому износ там был наиболее интенсивен и перемешиваемый сплав ВТ6 не прилипал к поверхности инструмента. Плечевые зоны также подвергались интенсивному нагреву, но при пониженном механическом давлении, так что сплошной слой титанового сплава прилипал и оставался на них в течение длительного времени. Высокие температуры и условия скольжения привели к диффузии титана в ЖС6У с образованием сплошного смешанного поверхностного слоя (СПС). Такое покрытие оказало драматическое влияние на эволюцию микроструктуры материала инструмента. Прежде всего, СПС обеспечил защиту от адгезионного износа и окисления основных металлических компонентов при высоких температурах. Во-вторых, СПС создал условия для диффузионной реакции между Ti и Ni с образованием Ti_2Ni и Ti_3Ni_4 . В-третьих, СПС служит теплоизоляцией для подповерхностных слоев никелевого сплава, где карбиды MC и M_6C могут диссоциировать в условиях дефицита кислорода и, таким образом, выделять свободные атомы W и C, которые затем диффундируют к изношенной поверхности. Скорость диффузии атомов углерода в нагретом до > 1000 °C сплаве выше, чем у атомов W, поэтому они быстро достигли СПС, диффундируя по границам зерен Ti_2Ni и Ti_3Ni_4 и образуя там карбиды. Атомы W следуют по тому же маршруту, но на порядки меньше скорости диффузии и, следовательно, накапливаются между зёрнами Ti_2Ni и Ti_3Ni_4 . Остановка ФПО привела к охлаждению и образованию там твердосплавной сетки.

Установлено, что кроме растворения карбида M_6C , структура основного сплава $\gamma + \gamma' + MC$ не претерпела какой-либо деградации при такой высокой термомеханической нагрузке. Однако, когда в СПС образуются Ti_2Ni и Ti_3Ni_4 в результате реакции диффузии между титаном и никелем, это должно вызывать растворение γ' -фазы в переходном слое между СПС и инструментом. Также выше отмечалось, что переходной слой обогащен W, C и Al. В работе было замечено, что подповерхностные температуры во время первого прохода ФПО были ниже, чем наблюдаемые во время последующих проходов, в то время как механическое сопротивление ФПО снижалось с увеличением числа проходов ФПО. Такое поведение может быть обеспечено тем, что в зоне перемешивания титанового сплава происходили экзотермические твердофазные реакции образования $Ti_xCu_yAl_z$ и Al_xTi_y . Такой дополнительный нагрев может способствовать образованию Ti_2Ni и Ti_3Ni_4 в СПС, а также растворению карбидов M_6C .

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.

Литература:

1. Okabe T., Hero H. The use of titanium in dentistry // Cells Materials. 1995. Vol. 5, № P. 211-230.
2. Lee W.-B., Lee Ch.-Y., Chang W.-S., Yeon Y.-M., Jung S.-B. Microstructural investigation of friction stir welded pure titanium // Materials Letters. 2005. Vol. 59. № 26. P. 3315-3318.
3. Zhang C., Ding Z., Xie L., Zhang L.-C., Wu L., Fu Y., Wang L., Lu W. Electrochemical and in vitro behavior of the nanosized composites of Ti-6Al-4V and TiO_2 fabricated by friction stir process // Applied Surface Science. 2017. Vol. 423. P. 331-339.
4. Nakazawa T., Sato Y.S., Kokawa H., Ishida K., Omori T., Tanaka K., Sakairi K., Friction Stir Welding of Steels Using a Tool Made of Iridium-Containing Nickel Base Superalloy, in: Friction Stir Welding and Processing. Wiley & Sons, Ltd. 2015. Pp. 77-82.

ПОЛУПРОВОДНИКОВЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ТИТАНА. ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ

Чиркунова Н.В.^{1,2}, Подлеснов Е.¹, Дорогов М.В.^{1,2}

¹Университет ИТМО, Санкт-Петербург

²Тольяттинский государственный университет, Тольятти,

natchv@yandex.ru

Диоксид титана является широкозонным полупроводником и обладает высокой химической активностью при ультрафиолетовом облучении. Области применения его достаточно широки: катализаторы химических реакций, газовые сенсоры, активные компоненты солнечных элементов и др. Эффективность фотоэлектрохимического преобразования у катализаторов на основе TiO_2 остается не слишком высокой. Это связано с низкой fotocувствительностью фотоэлектрода в коротковолновой части солнечного спектра. Таким образом, фотоэлектрод поглощает всего несколько процентов солнечной энергии. Поэтому для катализаторов и фотоэлементов TiO_2 важной задачей является смещение области спектральной fotocувствительности в сторону максимума солнечного спектра.

Наночастицы TiO_2 получали и допировали атомами металлов (Ag, Sn) и неметаллов (F, N, S) с помощью золь-гель метода, позволяющего легко регулировать структуру и размеры частиц за счет изменения соответствующих условий процесса (рН, времени, комплексообразователя и т.д.). Полученные TiO_2 -наночастицы исследовали методами рентгеновской дифракции, энергодисперсионной рентгенофлуоресцентной спектроскопии, сканирующей электронной микроскопии, лазерной дифракции, спектроскопии.

Определены структура, морфология, средние размеры, химический состав, ширина запрещенной зоны синтезированных наночастиц TiO_2 .

Исследована фотокаталитическая активность полученных образцов при разложении органического загрязнителя в УФ и видимом диапазоне света. Лучшими фотокаталитическими свойствами обладают образцы со средними размерами частиц порядка 60 нм в структурной модификации анатаз. Допирование является эффективным способом сдвинуть активность материала в коротковолновую часть спектра, однако при допировании диоксида титана 10% олова наоборот отмечается увеличение ширины запрещенной зоны с 3,3 эВ до 3,41 эВ. В данном случае образцы TiO_2 допированные оловом представляли собой смесь фаз анатаза/рутила.

Представляет большой интерес фотоэлектрохимическое получение водорода из воды под действием солнечного света с использованием фотоэлектродов-катализаторов TiO_2 . Возможности применения диоксида титана в производстве водорода ограничиваются низкой эффективностью поглощения фотоанодами солнечной энергии вследствие большой ширины запрещенной зоны, а также отрицательный потенциал плоской зоны и большие омические потери в объеме полупроводника.

В литий ионных аккумуляторах также наблюдается положительный эффект допирования, например, аккумуляторы с анодом на основе допированного азотом диоксида титана показывают большую удельную емкость, относительно чистого диоксида титана. Данный эффект можно объяснить обеспечением лучшей проводимости материала и большим количеством активных центров.

Работа поддержана Российским научным фондом (грант № 19-72-10112).

ОЦЕНКА МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ В МЕТАЛЛЕ ЗАВОДСКИХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТРУБ, ИСПЫТЫВАЕМЫХ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ

Филин В.Ю.¹, Мизецкий А.В.¹, Садкин К.Е.¹, Назарова Е.Д.¹, Порошков А.В.²

¹ НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», С.-Петербург, Россия

² АО «Выксунский металлургический завод», г.Выкса, Россия,

E-mail: ctod@bk.ru

Безопасность эксплуатации магистральных трубопроводов и конструкций инфраструктуры севера России напрямую зависит от свойств материала. Применяемые низколегированные стали и сварные соединения склонны к хрупким разрушениям в условиях нагружения при низких климатических температурах. Требования к хладостойкости и трещиностойкости, разработанные с применением механики разрушения [1], согласно известным международным стандартам ISO 12135, ISO 15653 определяют для материалов без учёта остаточных напряжений, но имеющих остаточные деформации, связанные с производством и сваркой. Для исключения масштабного фактора испытания на трещиностойкость проводят на образцах полной (натурной) толщины, обычно при трёхточечном изгибе.

Для оценки остаточных деформаций в теле трубы после пошаговой формовки решена контактная задача в двумерной упругопластической постановке, получено, что на поверхностях стенки трубы интенсивность остаточной деформации достигает 4.5%, рис. 1. При экспандировании трубы остаточная деформация увеличивается на 1%, это может привести к значимому изменению свойств металла [2]. В то же время требование испытания на трещиностойкость заводских сварных соединений труб в полной толщине приводит к необходимости правки заготовок. Согласно Правилам Российского морского регистра [3] допускается внесение в рабочую часть образца дополнительной пластической деформации не более 5%, но это усугубляет ситуацию с возможным изменением свойств металла. Согласно ISO 15653 изгиб рабочей части образца не допускается, правка проводится под «крыло чайки».



Рис. 1 – Остаточная деформация при производстве трубы

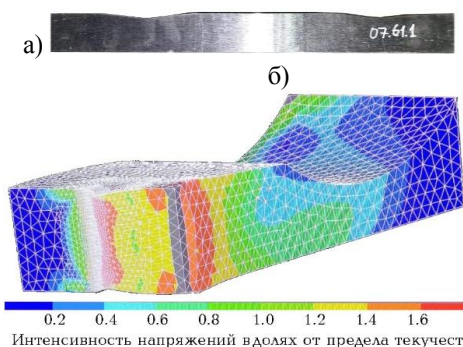


Рис. 2 – «Крыло чайки» с механической обработкой: вид заготовки, распределение напряжений

Исследования процесса правки заготовок потребовали решения ряда задач МКЭ. Во-первых, в трёхмерной постановке определяли допустимую остаточную кривизну заготовки [4]. Получено, что остаточная кривизна не должна превышать 10% толщины образца. Во-вторых, для сварных образцов необходимо обеспечить в рабочей зоне параллельность боковых сторон для выполнения технологической операции локального бокового обжатия, позволяющей снизить остаточные напряжения в металле. Сочетание механической обработки с правкой приводит к форме заготовки, показанной на рис. 2. Получено, что при глубине впадин до 50% толщины обеспечивается равномерность по-

ля напряжений у вершины надреза при отсутствии пластической деформации в месте впадин, то есть такие образцы могут быть корректно испытаны. Исходя из полученных критериев, рассчитан МКЭ процесс правки и разработаны типоразмеры оснастки, позволяющие выправлять заготовки из труб АО «ВМЗ» по предельному перемещению нагружающей траверсы, что упрощает контроль за процессом правки в условиях заводской лаборатории.

Одновременно с применением моделирования МКЭ процесса сварки по ранее разработанной методике [5] исследовали изменения поля остаточных напряжений в металле сварных соединений при сварке, вырезке заготовок, выполнении надреза в образцах и проведении мероприятий, направленных на получение корректной формы фронта усталостной трещины. Получено, что исходное (после сварки) поле остаточных напряжений меняется несколько раз в процессе изготовления образца (рис. 3), и можно достичь ситуации, когда по всей толщине образца у вершины надреза достигаются нулевые или растягивающие остаточные напряжения, способствующие облегчению старта и равномерному росту усталостной трещины [6]. Результаты расчётов опробованы на практике, получена корректная форма трещины, рис. 4.

В результате выполненных исследований разработана технологическая инструкция, позволяющая в условиях заводской лаборатории обеспечить предсказуемые результаты применения рекомендуемых технологических операций подготовки образцов к испытаниям на трещиностойкость, а также корректность получаемых результатов испытаний в полной толщине.

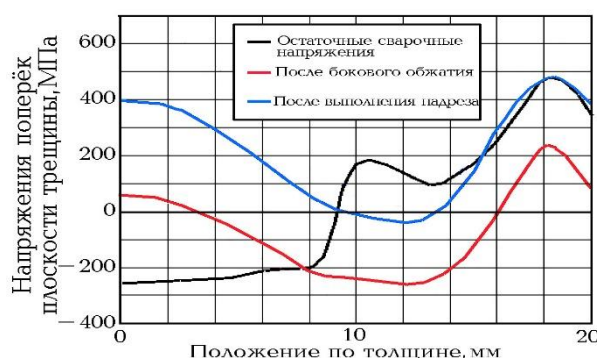


Рис. 3 – Остаточные напряжения. Слева – середина по толщине, справа – поверхность.

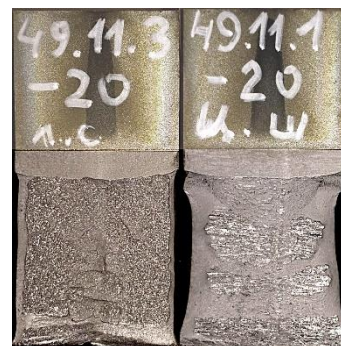


Рис. 4 – Изломы образцов с корректной формой усталостной трещины

Литература:

1. Филин В.Ю. Контроль качества сталей для крупногабаритных сварных конструкций арктического шельфа. Применение российских и зарубежных требований // Вопросы материаловедения. 2019. - №2 (98). - С. 136-153.
2. Леонов В. П., Антонова С.Д., Сафронова Н.Н., Нестерова Е.В. Влияние предварительной пластической деформации на характеристики стали РСЕ40Z // Вопросы материаловедения, 2003, № 2(34), С. 50 - 66.
3. Российский морской регистр судоходства. НД № 2-020301-006 Правила классификации и постройки морских подводных трубопроводов. СПб, 2020г. - 274с.
4. Назарова Е.Д. Разработка методов регулирования остаточных напряжений в образцах, испытываемых на трещиностойкость. Выпускная квалификационная работа магистра. СПбПУ, 2021г - 147с. DOI: 10.18720/SPBPU/3/2021/vr/vr21-4910
5. Артемьев Д.М., Садкин К.Е., Мизецкий А.В. Расчётная оценка остаточных сварочных напряжений в сварных соединениях судокорпусных конструкций методом конечных элементов /Безопасность и живучесть технических систем: материалы и доклады /V Всероссийская конференция (Красноярск, 12-16 октября 2015г) в 3 т. — Т.1. - с. 51-55.
6. Садкин К.Е., Филин В.Ю., Мизецкий А.В., Назарова Е.Д. Оценка методом конечных элементов эффективности локального бокового обжатия призматических образцов с надрезом. Вопросы материаловедения. - 2020. - 4(104). - С.182-191.

Именной указатель

Абатурова А.А.	106	Булатов М.И.	117
Абашкин С.А.	187	Бунин И.Ж.	155
Аглетдинов Э.А.	272		
Акимов Е.Г.	133	Вайднер А.	14
Аккузин С.А.	151	Валиев Р.З.	140, 290
Акманова Г.Р.	113, 115	Ващук Е.С.	241
Аксенов Д.А.	266	Вересов С.А.	53
Аксёнова К.В.	68, 241	Виноградов А.Ю.	12, 14, 15, 27, 136
Алетдинов А.Ф.	281	Вичужанин Д.И.	244
Алмаева К.В.	151	Волков А.Е.	191
Амосов А.П.	8, 39, 43, 111	Волков А.Ю.	73, 89, 247, 265
Амосова О.В.	20	Волкова Е.Г.	247, 265
Андреев В.А.	236	Воробьев С.В.	248
Антонова О.В.	73	Воронцов А.В.	305
Арутюнян А.Р.	191	Востоков М.М.	71
Астафуров С.В.	45, 100, 122, 201, 204, 218, 253, 254	Выбойщик М.А.	174
Астафурова Е.Г.	45, 100, 122, 201, 204, 218, 235, 253, 254, 259	Выродова А.В.	239
		Высоцкий И.В.	70, 161
Атамашкин А.С.	94, 99, 159		
Афанасьев М.А.	198	Галышев С.Н.	249
Афанасьев С.В.	168	Герасимов Е.Г.	203
Афоникина Н.С.	255	Гирсова Н.В.	234
		Гирсова С.Л.	234
Бабич Я.А.	236	Гладковский С.В.	286
Базулев А.Н.	53, 54	Глезер А.М.	10, 162, 190, 212, 271
Балохонов Р.Р.	164, 230	Глухов А.В.	73, 247
Балыбин Д.В.	144, 146	Глухов П.А.	91
Бахтеева Н.Д.	261	Гончарова Е.В.	210, 212
Бегун М.Э.	87	Горнакова А.С.	255, 256
Белецкий Е.Н.	142, 158	Горохов В.А.	148
Белов В.А.	62, 238	Горулева Л.С.	154
Белова Г.С.	43	Горьковский А.Н.	295
Березнер А.Д.	144	Гращенко А.С.	66
Берендеев Н.Н.	96, 108, 285	Грибанова В.Б.	176
Бетехтин В.И.	20	Григорьев М.В.	80, 81
Бецоффен С.Я.	121	Григорьев Р.Е.	54
Бибко А.А.	61	Громов В.Е.	68, 106, 149, 220, 221, 241, 248, 250
Биккулова А.В.	115		
Биккулова Н.Н.	113, 115	Грузков И.В.	163
Бирман Х.	14	Грызунова Н.Н.	51
Биттер С.М.	234	Грязнов М.Ю.	96
Бобров А.А.	108	Гузилова Л.И.	66
Богданов А.И.	97	Гумирова В.Н.	292
Богданов С.С.	53, 54	Гундырев В.М.	200
Болотников А.И.	142		
Боргардт Е.Д.	74	Давыдов Д.И.	168
Борисова Ю.И.	279, 280	Давыдов Д.М.	111
Босов Е.В.	270	Данилов В.А.	275, 277
Ботвина Л.Р.	158	Данюк А.В.	35, 37, 198, 297, 303
Брилевский А.И.	35, 37, 297, 303	Дегтярев А.А.	18
Будовских Е.А.	241	Денисова А.Г.	25
		Дорогов М.В.	33, 307

Дымнич Е.М.	164	Кашенко М.П.	226
Дьяконов Д.Л.	162, 190	Кашенко Н.М.	226
Евард М.Е.	191	Кийко В.М.	185-189
Ежов И.В.	168	Киреева И.В.	239, 246
Емельянова Е.С.	230	Киселев К.Ю.	80
Еремин А.В.	85	Клевцов Г.В.	140, 288, 290
Ершов П.М.	53, 54	Клевцова Н.А.	140, 290
Ефимова О.В.	138	Князькин С.А.	240
Жадяев А.А.	76, 134	Кобелев Н.П.	210, 212
Желтякова И.С.	185, 186	Ковалев А.П.	223
Жилияков А.Ю.	29	Ковалев П.В.	85
Забавичев Н.С.	182	Ковалец Н.П.	292
Загибалова Е.А.	254, 259	Кодиров Д.Ф.	268, 270
Загуляев Д.В.	106, 123	Колобов Ю.Р.	20
Задворкин С.М.	154	Колубаев А.В.	60
Закирова А.А.	281	Колубаев Е.А.	218
Засыпкин С.В.	297	Комиссаров А.А.	238
Захаров Д.А.	76, 134	Комкова Д.А.	73
Звёздкина А.А.	257	Кондратьева А.М.	109
Зельдович В.И.	18, 200	Коновалов С.В.	248, 250
Зенин Д.Г.	287	Копылов В.И.	108
Зотов О.Г.	109	Коржов В.П.	185, 186, 189
Зыкова А.П.	305	Кормышев В.Е.	149
Иванов А.А.	180	Корольков О.Е.	214, 228
Иванов А.М.	158	Костюченко А.В.	295
Иванов К.А.	258	Котишевский Г.В.	270
Иванов Ю.Ф.	68, 106, 149, 220, 221, 222, 248	Кощеев К.И.	174
Ильин А.В.	183	Коэмец О.А.	168
Иоффе А.В.	163, 174	Коэмец Ю.Н.	168
Иртегов А.И.	297	Криштал М.М.	21, 23, 25, 74, 91
Исаенкова М.Г.	236	Кругляков А.А.	63
Исламгалиев Р. К.	283, 284, 299	Крылова С.Е.	56, 58, 170
Кадомцев А.Г.	20	Крюков Р.Е.	216
Казадаев Д.С.	119	Кудашева К.К.	33, 35, 37, 303
Казанкин В.А.	224	Кудашов Д.В.	174
Казанкина Е.Н.	224	Кудрин А.М.	205, 207
Казанцев В.А.	203	Кудря А.В.	11, 268, 270
Казанцева Н.В.	168	Кузнецов Р.В.	149
Калетин А.Ю.	203	Кузьмина Е.А.	159
Калетина Ю.В.	203	Кулевич В.П.	97
Калиненко А.А.	70, 161	Курлов В.Н.	188, 189
Калинин Г.Ю.	176	Курноскин И.А.	58
Калинин Ю.Е.	205, 207	Лаврентьев А.А.	183
Калонов А.А.	73, 89	Ланцев Е.А.	71
Карабаналов М.С.	132, 168	Ласточкина Е.В.	176
Караева О.А.	205, 207	Латухин Е.И.	111
Карпинский Д.Н.	166	Лебедева Н.В.	63
Карпов И.В.	178	Лепов В.В.	158
Катин А.М.	163	Ливинец А.А.	247
		Линдеров М.Л.	37, 198, 273, 290, 303
		Линник В.В.	151
		Литовченко И.Ю.	151
		Лотков А.И.	234

Лычагин Д.В.	60, 61	Нефедов А.В.	226
Магамедова С.Г.	258	Никитина М.А.	299
Майдан Д.А.	41	Николаев В.И.	66
Майер Г.Г.	45, 201, 218, 253	Николаев Ю.А.	238
Макаренко И.В.	17	Никонов А.Ю.	61
Макаренко Л.В.	17	Никулин С.А.	62, 63, 238
Макаров А.В.	93, 157, 300	Нифонтов А.С.	122
Макаров А.С.	210, 212	Новицкая О.С.	60, 62
Малофеев С.С.	70, 161	Новоскольцев Н.С.	169
Малушин Н.Н.	223	Нохрин А. В.	71, 96, 108, 285
Малышева С.П.	281	Овдак О.В.	205, 207
Мариева М.А.	127	Оплеснин С.П.	170
Мартиросов М.И.	251	Осинская Ю.В.	257, 258
Масгутов И.И.	85	Осинцев К. А.	248
Матвеева Н.С.	51	Осипов Е.А.	295
Матлин М.М.	224	Осипов П.А.	295
Махутов Н.А.	17	Остриков В.О.	130, 263
Медведский А.Л.	251	Остриков О.М.	130, 131, 262, 263
Мелехин Н.В.	96	Остропико Е.С.	191
Мельников Е.В.	45, 100, 122, 201, 204, 218, 253, 254, 235	Панова Г.А.	63
Мерсон Д.Л.	3, 12, 15, 21, 27, 37, 87, 136, 194, 196, 198, 273, 275, 277, 297, 303	Панченко И.А.	248
Мерсон Е.Д.	15, 27, 136	Панченко М.Ю.	45, 100, 122, 201, 204, 218, 253, 254
Мизецкий А.В.	308	Паршуков Л.И.	260
Минеханова А.Ф.	41	Пахомов М.А.	214, 228
Миронов С.Ю.	70, 161	Перкас М.М.	236
Михно А.С.	254	Пермякова И.Е.	180
Мишин В.В.	231	Петров С.Н.	109, 167
Мишин В.М.	231	Пигалева И.Н.	140, 290
Могучева А.А.	279, 280	Пирожков П.А.	119
Молокеев М.С.	80	Писарев М.	230
Морозов С.О.	101	Пискунов А.В.	96
Морозова А.Н.	132, 244	Плесовских А.Ю.	56
Москвина В.А.	45, 100, 122, 201, 204, 218, 253, 254, 259	Плужникова Т.Н.	144
Московский С.В.	222	Поволоцкая А.М.	154
Мошечкова Л.А.	101	Подлеснов Е.	307
Мурадинова Л.Ф.	10, 190	Покоев А.В.	152, 257, 258
Мурашов А.А.	71, 285	Полевой Е.В.	68
Мушников А.Н.	154	Поленок М. В.	284
Мягких П.Н.	12, 15, 27, 87, 136	Полетика Т.М.	234
Мясниченко В.С.	53, 54	Полехина Н.А.	151
Нагичева Г.С.	96	Полунин А.В.	21, 23, 25, 74, 91
Назарова Е.Д.	308	Полуянов В.А.	15, 27, 136
Нарыкова М.В.	20	Порошков А.В.	308
Наумова Е.А.	65, 237	Потехин Б.А.	29
Нгуен Хоан Суан	63	Почетуха В.В.	220, 221, 222
Невский С.А.	250	Приймак Е.Ю.	94, 99, 159
		Прокофьев С.И.	193, 255
		Пронин С.Ю.	219
		Прохоров Д.В.	185, 186
		Путилова Е.А.	154
		Разумовская И.В.	292

Рамазанов К.Н.	259	Томчук А.А.	10, 162, 190
Рассади́на Т.В.	271	Тулибаев Е.С.	99
Растегаев И.А.	21, 23, 25, 194, 196, 198	Тумбусова И.А.	100, 201, 253, 254
Растегаева И.И.	194, 196	Тюрин А.И.	255
Рахимова У.Дж.	103, 172	Тюрьков М.Н.	140
Реунова К.А.	45, 100, 122, 201, 204, 218, 253, 254	Тютин М.Р.	142, 158
Рогачев С.О.	62, 63, 65, 236, 237, 238, 271,	Умеров Э.Р.	111
Розенштейн Е.О.	248	Устинов А.М.	106
Романов Д.А.	219-223, 241	Ушаков А.В.	178
Романова В.А.	164, 230	Фаизов И.А.	266
Рубанникова Ю.А.	149	Фаизова С.Н.	266
Рубцов В.Е.	218	Федоров В.А.	144, 146
Русейкина А.В.	80, 81	Федоров Л.Ю.	178
Рязанцева М.В.	155	Федотов Д.Ю.	144, 146
Садкин К.Е.	182, 183, 308	Федотов К.А.	187
Салихов А.И.	84	Федотова А.В.	174, 240
Сараева А.А.	246	Фесенюк М.В.	140
Сарычев В.Д.	250	Филин В.Ю.	308
Сафаргалиев Д.И.	113, 115	Филиппов М.А.	101
Сафиуллин А.Р.	208	Филиппова Е.О.	184
Сафиуллин Р.В.	208, 281	Филяков А.Д.	219
Святышева Е.В.	167	Фрик А.А.	299
Сдобняков Н.Ю.	53, 54	Фролова Н.Ю.	18
Селезнев М.Н.	14	Фролова О.А.	288
Семейкина Д.Д.	100	Хабарова И.А.	155
Семеновых А.Г.	226	Хазгалиев Р.Г.	281
Серебрякова А.А.	123	Хайбуллин А.М.	84
Синев И.О.	142, 158	Харанжевский Е.В.	93
Сметанина К.Е.	71	Хаткевич В.М.	236, 237
Соболева Н.Н.	93, 157	Хафизова Э.Д.	84, 283, 284
Соколовская Э.А.	11, 268, 270	Хвостунков К.А.	187
Соснин И.М.	78, 133	Хейфец А.Э.	18
Соснин К.В.	219	Хлусова Е.И.	169
Старикова У.С.	93, 157	Хомченко А.В.	251
Степанчукова А.В.	94, 99, 159	Хоник В.А.	210, 212
Степченков А.К.	157	Хрипливец И.А.	55, 243
Столяров В.В.	214, 228	Христоролюбов А.С.	29
Страумал Б.Б.	255, 256	Хрусталеv А.К.	198
Стрюков Д.О.	188, 189	Чащина В.Г.	226
Сундеев Р.В.	65, 162, 271	Черетаева А.О.	25, 74, 91
Суринский К.Д.	152	Чернышев В.А.	81
Сухенко Д.А.	250	Черняева Е.В.	191
Сысоев А.Н.	96	Четверикова А.Г.	47
Сыч О.В.	169	Четверикова Д.К.	49
Тарасов С.Ю.	305	Чиркунова Н.В.	51, 307
Тетюева Т.В.	163, 240	Чувильдеев В.Н.	71, 108
Тимошенко В.В.	268	Чугунов А.В.	196
Титова Ю.В.	39, 41, 43	Чумаевский А.В.	305
Ткачѳв Е.С.	279	Чумляков Ю.И.	239, 246
Тодорова Е.В.	261	Шадрина Я.С.	108

Шалимова А.В.	271
Шарапова В.А.	101
Шафеев М.Р.	25
Шахиджанов В.С.	230
Шацов А.А.	117, 127
Шелест А.Е.	236
Шеляков А.В.	180
Шлыкова А.А.	146
Шляров В.В.	123
Шоломова А.В.	39
Шплис Н.В.	62, 238
Шурыгина Н.А.	162
Щетинин И.В.	10
Эгамов М.Х.	172
Эстемирова С.Х.	101

Юдин А.А.	49
Юзбекова Д.Ю.	279, 280
Юрченко А.Н.	125, 138
Юсупов В.С.	236
Яковлев А.В.	146
Яковлева И.Л.	159
Якшибаев Р.А.	113
Ясников И.С.	33, 35, 37
Krupina M.A.	31
Matvienko A.N.	31
Qiao J.C.	210, 212

Содержание

	Стр.
Мерсон Д.Л. ЛАБОРАТОРИЯ «ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫЕ ДИАГНОСТИЧЕСКИЕ СИСТЕМЫ» – 10 ЛЕТ УСПЕХА	3
Амосов А.П. САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ КЕРМЕТОВ	8
Глезер А.М., Мурадинова Л.Ф., Щетинин И.В., Томчук А.А., Борисова П.А. АНОМАЛЬНОЕ ПОВЕДЕНИЕ СВЕРХСТРУКТУР ПРИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ	10
Кудря А.В., Соколовская Э.А. ПРОГНОЗ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ	11
Мягких П.Н., Мерсон Д.Л., Виноградов А.Ю. СРАВНЕНИЕ IN-SITU И EX-SITU МЕТОДОВ ИЗМЕРЕНИЯ СКОРОСТИ КОРРОЗИИ МАГНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ	12
Селезнев М.Н., Вайднер А., Бирман Х., Виноградов А.Ю. МОНИТОРИНГ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ	14
Мерсон Е.Д., Мягких П.Н., Полуянов В.А., Мерсон Д.Л., Виноградов А.Ю. ОСОБЕННОСТИ ПУТИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТРЕЩИН КВАЗИСКОЛА ПРИ ВОДОРОДНОЙ ХРУПКОСТИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	15
Махутов Н.А., Макаренко И.В., Макаренко Л.В. НЕЛИНЕЙНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ РАЗРУШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ НАКЛОННЫХ ДЕФЕКТОВ В АНИЗОТРОПНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ	17
Зельдович В.И., Хейфец А.Э., Фролова Н.Ю., Дегтярев А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ СХОЖДЕНИЯ МЕДНЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК ПОД ДЕЙСТВИЕМ УДАРНОЙ ВОЛНЫ	18
Кадомцев А.Г., Нарыкова М.В., Бетехтин В.И., Колобов Ю.Р., Амосова О.В. ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ НА ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ТИТАНА ВТ1-0 ПРИ ЕГО ИСПЫТАНИИ В РЕЖИМЕ ПОЛЗУЧЕСТИ	20
Полунин А.В., Растегаев И.А., Мерсон Д.Л., Криштал М.М. СХЕМА РЕГИСТРАЦИИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ПЛАЗМЕННО- ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОМ ОКСИДИРОВАНИИ	21
Полунин А.В., Растегаев И.А., Криштал М.М. ОСОБЕННОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ПЛАЗМЕННО- ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОМ ОКСИДИРОВАНИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА	23
Полунин А.В., Денисова А.Г., Шафеев М.Р., Черетаева А.О., Растегаев И.А., Криштал М.М. ВЗАИМОСВЯЗЬ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ПЛАЗМЕННО- ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ОКСИДИРОВАНИЯ, МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ОКСИДНЫХ СЛОЕВ, ФОРМИРУЕМЫХ НА АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ АМг6	25
Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мягких П.Н., Мерсон Д.Л., Виноградов А.Ю. МЕХАНИЗМ ВОДОРОДО-АССИСТИРОВАННОГО РОСТА ТРЕЩИН В СТАЛИ 09Г2С С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ	27
Потехин Б.А., Христоролюбов А.С., Жилияков А.Ю. НОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ КОМПОЗИТНЫХ АНТИФРИКЦИОННЫХ БРОНЗ, АРМИРОВАННЫХ СТАЛЬНЫМИ ДЕНДРИТАМИ	29
Matvienko A.N., Krupina M.A. NUCLEATION AND GROWTH OF FULLERENES AND NANOTUBES HAVING THREE-FOLD T-SYMMETRY	31

Кудашева К.К., Дорогов М.В., Ясников И.С. ОСОБЕННОСТИ МОРФОЛОГИИ МИКРОКРИСТАЛЛОВ ОЛОВА, ЭЛЕКТРООСАЖДЕННЫХ В ГАЛЬВАНОСТАТИЧЕСКОМ РЕЖИМЕ	33
Кудашева К.К., Брилевский А. И., Данюк А.В., Ясников И.С. КАЧЕСТВЕННАЯ МОДЕЛЬ ПОВЕДЕНИЯ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mg–Zn–Y ПРИ МЕХАНИЧЕСКИХ И ТЕМПЕРАТУРНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	35
Кудашева К.К., Брилевский А.И., Линдеров М.Л., Данюк А.В., Ясников И.С., Мерсон Д.Л. ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ТОЧЕК ПОТЕРИ УСТОЙЧИВОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ МАГНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg–Zn–Ca	37
Шоломова А.В., Титова Ю.В., Амосов А.П. ХИМИЧЕСКАЯ СТАДИЙНОСТЬ ОБРАЗОВАНИЯ НИТРИДА АЛЮМИНИЯ ПО АЗИДНОЙ ТЕХНОЛОГИИ СВС	39
Титова Ю.В., Минеханова А.Ф., Майдан Д.А. ПРОИЗВОДСТВО ВЫСОКОДИСПЕРСНОЙ ПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ TiN–SiC МЕТОДОМ АЗИДНОГО СВС ИЗ ШИХТЫ «Si–Ti–NaN ₃ –Na ₂ SiF ₆ –C»	41
Белова Г.С., Титова Ю.В., Амосов А.П. СИНТЕЗ ВЫСОКОДИСПЕРСНОЙ ПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ Si ₃ N ₄ –SiC ПРИ ГОРЕНИИ В СИСТЕМЕ «Si–C–NaN ₃ –(NH ₄) ₂ SiF ₆ »	43
Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Реунова К.А., Москвина В.А., Панченко М.Ю., Майер Г.Г. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ 3D-ПЕЧАТИ	45
Четверикова А.Г. МОРФОМЕТРИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ЧАСТИЦ ФИЛЛОСИЛИКАТОВ	47
Четверикова Д.К., Юдин А.А. ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ВИСМУТА И ЕГО СТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ	49
Матвеева Н.С., Чиркунова Н.В., Грызунова Н.Н. ВЛИЯНИЕ МОРФОЛОГИИ НИКЕЛЕВЫХ ПОКРЫТИЙ НА ИХ ТЕРМИЧЕСКУЮ АКТИВНОСТЬ	51
Мясниченко В.С., Базулев А.Н., Ершов П.М., Сдобняков Н.Ю., Вересов С.А., Богданов С.С. ВАРИАБЕЛЬНОСТЬ ЛОКАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ ЯДРА ТЕРНАРНОЙ НАНОЧАСТИЦЫ TiAlV ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ	53
Мясниченко В.С., Базулев А.Н., Ершов П.М., Сдобняков Н.Ю., Григорьев Р.Е, Богданов С.С. ВЛИЯНИЕ ВНУТРЕННЕЙ СТРУКТУРЫ И УПОРЯДОЧЕНИЯ НА ЭНЕРГИЮ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ NiAl	54
Хрипливец И.А. ВЛИЯНИЕ ПРОКАТКИ И КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА НА КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛОС СДВИГА В АМОРФНОМ СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ Zr	55
Плесовских А. Ю., Крылова С. Е. ИМПОРТОЗАМЕЩАЮЩАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ С НАНЕСЕНИЕМ ИЗНОСОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ВОЛЬФРАМА	56
Курноскин И.А., Крылова С.Е. ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ЗАКАЛКЕ	58
Лычагин Д.В., Новицкая О.С., Колубаев А.В. РОЛЬ СКОЛЬЖЕНИЯ И ДВОЙНИКОВАНИЯ ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА	60

Никонов А.Ю., Лычагин Д.В., Новицкая О.С., Бибко А.А. МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗВИТИЯ СДВИГА В КРИСТАЛЛАХ АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ, СФОРМИРОВАВШИХСЯ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ	61
Никулин С.А., Рогачев С.О., Белов В.А., Шплис Н.В. ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ 22К И 09Г2С	62
Кругляков А.А., Рогачев С.О., Никулин С.А., Нгуен Хоан Суан, Лебедева Н.В., Панова Г.А. ПОВЕДЕНИЕ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЕМ ШТАМПОВОЙ СТАЛИ С РАПЭ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 450–750 °С	63
Наумова Е.А., Рогачев С.О., Сундеев Р.В. СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Al_4Ca В СПЛАВЕ $Al-18\%Ca$ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	65
Гузилова Л.И., Гращенко А.С., Николаев В.И. ИССЛЕДОВАНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ $\alpha-Ga_2O_3$ МЕТОДОМ НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ	66
Аксенова К.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Полевой Е.В. ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ	68
Калиненко А.А., Высоцкий И.В., Малофеев С.С., Миронов С.Ю. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ СПЛАВА АД33	70
Ланцев Е.А., Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Сметанина К.Е., Мурашов А.А., Востоков М.М. ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ ПОРОШКОВ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА	71
Комкова Д.А., Калонов А.А., Антонова О.В., Волков А.Ю., Глухов А.В. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИЯ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ ГИДРОЭКСТРУЗИИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ	73
Боргардт Е.Д., Черетаева А.О., Полунин А.В., Криштал М.М. МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЧАСТИЦАМИ TiN ОКСИДНЫХ СЛОЕВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ОКСИДИРОВАНИЯ НА СИЛУМИНАХ	74
Жадяев А.А., Захаров Д.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ СИНТЕЗА ВОЛЬФРАМОКОБАЛЬТОВЫХ ИЗДЕЛИЙ С ФУНКЦИОНАЛЬНОЙ ГРАДАЦИЕЙ СВОЙСТВ	76
Соснин И.М. ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МИКРОЧАСТИЦ ОКСИДА ЦИНКА С НЕОДНОРОДНЫМ РАСПОЛОЖЕНИЕМ ДИСЛОКАЦИЙ	78
Григорьев М.В., Молокеев М.С., Русейкина А.В., Киселев К.Ю. СТРУКТУРНЫЕ ПАРАМЕТРЫ СОЕДИНЕНИЯ $EuTmCuSe_3$	80
Григорьев М.В., Чернышев В.А., Русейкина А.В. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ СЕЛЕНИДОВ $EuLnCuSe_3$ ($Ln=Sm, Gd, Tb, Er, Tm, Yb, Lu, Sc$): АВ ИНИТЮ РАСЧЕТ	81
Салихов А.И., Хайбуллин А.М., Хафизова Э.Д. НОВЫЙ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ МЕДИЦИНЫ	84
Масгутов И.И., Ковалев П.В., Еремин А.В. МЕТОД АКТИВАЦИИ ДОМЕННЫХ ГРАНУЛИРОВАННЫХ ШЛАКОВ ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В СТРОИТЕЛЬНЫХ СМЕСЯХ 3D-ПЕЧАТИ	85
Бегун М.Э., Мягких П.Н., Мерсон Д.Л. IN-SITU ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ КОРРОЗИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ СПЛАВА $Mg-1Zn-0.16Ca$ В ПРИСУТСТВИИ ИМПЛАНТАТА ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА	87

Калонов А.А., Волков А.Ю. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНГОВОЛОКОННЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ Cu–Mg–Al	89
Черетаева А.О., Глухов П.А., Полуниин А.В., Криштал М.М. ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ НАНОЧАСТИЦ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ОКСИДНЫХ СЛОЕВ, ФОРМИРУЕМЫХ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИМ ОКСИДИРОВАНИЕМ НА МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ МЛ5пч	91
Старикова У.С., Соболева Н.Н., Макаров А.В., Харанжевский Е.В. ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ В ₄ С НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ ХРОМОНИКЕЛЕВОГО ПОКРЫТИЯ	93
Степанчукова А.В., Атамашкин А.С., Приймак Е.Ю. МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ НЕРАЗЪЕМНОГО СОЕДИНЕНИЯ В КОНТАКТНОЙ ЗОНЕ СТАЛЕЙ 32Г2 И 40ХН В ПРОЦЕССЕ РОТАЦИОННОЙ СВАРКИ ТРЕНИЕМ	94
Нагичева Г.С., Нохрин А.В., Берендеев Н.Н., Мелехин Н.В., Пискунов А.В., Сысоев А.Н., Грязнов М.Ю. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ У8	96
Кулевич В.П., Богданов А.И. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ ЖЕЛЕЗА	97
Атамашкин А.С., Приймак Е.Ю., Тулибаев Е.С., Степанчукова А.В. МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ФРИКЦИОННЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ	99
Реунова К.А., Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Панченко М.Ю., Москвина В.А., Тумбусова И.А., Семейкина Д.Д. ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОМ СПЛАВЕ FeMnCrNiCo, ЛЕГИРОВАННОМ АТОМАМИ АЗОТА	100
Морозов С.О., Мошечкова Л.А., Филиппов М.А., Шарапова В.А., Эстемирова С.Х. ФОРМИРОВАНИЕ ДИССИПАТИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОЙ СТРУКТУРЫ В ЛЕГИРОВАННОМ ЧУГУНЕ ВЫСОКО- И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМООБРАБОТКОЙ	101
Рахимова У. Дж. ВИЗУАЛИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ СФОКУСИРОВАННЫХ ЛАЗЕРНЫХ ИЗЛУЧЕНИЙ С ПОМОЩЬЮ ФОТОЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ ТОНКИХ ПОЛИМЕРНЫХ ПЛЕНОК	103
Загуляев Д.В., Иванов Ю.Ф., Абатурова А.А., Устинов А.М., Громов В.Е. ИССЛЕДОВАНИЯ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СИЛУМИНА ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ	106
Шадрина Я.С., Нохрин А.В., Чувиладель В.Н., Копылов В.И., Бобров А.А., Берендеев Н.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ ПРОВОДОВ ИЗ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	108
Кондратьева А.М., Зотов О.Г., Петров С.Н. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВАХ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ	109
Давыдов Д.М., Умеров Э.Р., Латухин Е.И., Амосов А.П. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕМЕНТНОГО ПОРОШКОВОГО СЫРЬЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ ПОРИСТОГО КАРКАСА МАХ-ФАЗЫ Ti ₃ AlC ₂ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ МЕТОДОМ СВС	111

Биккулова Н.Н., Акманова Г.Р., Сафаргалиев Д.И., Якшибаев Р.А. НАНОМАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ Cu–Se	113
Биккулова Н.Н., Акманова Г.Р., Сафаргалиев Д.И., Биккулова А.В. МОДЕЛЬНЫЕ РАСЧЕТЫ ФАЗОВОЙ ДИАГРАММЫ Cu–Se	115
Булатов М.И., Шацов А.А. ПРЕДЕЛ ПРОЧНОСТИ КВАРЦЕВЫХ ОПТИЧЕСКИХ ВОЛОКОН С ОРГАНИЧЕСКИМИ ПОКРЫТИЯМИ	117
Казадаев Д.С., Пирожков П.А. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА КИНЕТИКУ РАЗВИТИЯ КОРРОЗИОННОГО РАЗРУШЕНИЯ И СОСТАВ ПРОДУКТОВ КОРРОЗИИ В CO ₂ -СОДЕРЖАЩИХ НЕФТЕПРОМЫСЛОВЫХ СРЕДАХ	119
Бецофен С.Я. ТЕКСТУРА И АНИЗОТРОПИЯ СВОЙСТВ ЛЕГКИХ СПЛАВОВ: Mg, Ti, Al	121
Панченко М.Ю., Астафурова Е. Г., Мельников Е.В., Астафуров С.В., Москвина В.А., Реунова К.А., Нифонтов А.С. ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВОДОРОДНОГО ОХРУПЧИВАНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	122
Серебрякова А.А., Загуляев Д.В., Шляров В.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛЗУЧЕСТИ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО СВИНЦА	123
Юрченко А.Н. БЕЙНИТ В ПОЛЯРИЗОВАННОМ СВЕТЕ	125
Мариева М.А., Шацов А.А. ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ САМАРИЯ НА ГИСТЕРЕЗИСНЫЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО МАГНИТОТВЕРДОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Fe–Cr–Co	127
Остриков В.О., Остриков О.М. ПОСТАНОВКА СТАТИЧЕСКОЙ ЗАДАЧИ О РАСЧЕТЕ СИЛ, ДЕЙСТВУЮЩИХ НА ФЕРРОМАГНИТНЫЙ ПРИЗМАТИЧЕСКИЙ МЕХАНИЧЕСКИ НЕ НАГРУЖЕННЫЙ МОНОКРИСТАЛЛ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ, НАХОДЯЩИЙСЯ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ В ЖЕСТКОЙ ЗАДЕЛКЕ, ПРИ НАЛИЧИИ В АУСТЕНИТНОЙ ФАЗЕ МАРТЕНСИТНОЙ ПРОСЛОЙКИ	130
Остриков О.М. МЕТОДОЛОГИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ, ПОЛУЧАЕМЫХ СВЕРХБЫСТРОЙ ЗАКАЛКОЙ РАСПЛАВА	131
Морозова А.Н., Карабаналов М.С. СТРУКТУРА ПОЛОС ЧЕРНОВА-ЛЮДЕРСА В СТАЛИ 09Г2С	132
Акимов Е.Г., Соснин И.М. МЕТОД ПОЛУЧЕНИЯ НАНОЧАСТИЦ МАГНИЯ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ВОДОРОДНЫХ АККУМУЛЯТОРОВ	133
Жадяев А.А., Захаров Д.А. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТВЕРДОСПЛАВНЫХ ИЗДЕЛИЙ ИМПОРТНОГО ПРОИЗВОДСТВА И ПРОИЗВОДСТВА АО «ВОЛГАБУРМАШ»	134
Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мягих П.Н., Мерсон Д.Л., Виноградов А.Ю. ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПОВЕРХНОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВОВ МА14 И МА2-1 ПРИ КОРРОЗИОННОМ РАСТРЕСКИВАНИИ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ	136
Ефимова О.В., Юрченко А.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗЛОМОВ СТАЛИ 40Х ПОСЛЕ ИСПЫТАНИЙ НА СТАТИЧЕСКУЮ КОРРОЗИОННУЮ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ	138

Тюрьков М.Н., Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Клевцова Н.А., Пигалева И.Н., Фесенюк М.В. ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ	140
Белецкий Е.Н., Синев И.О., Тютин М. Р., Болотников А.И. ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ НА КИНЕТИКУ ПОВРЕЖДЕННОСТИ СПЛАВА Д16Ч ПРИ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	142
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Балыбин Д.В., Березнер А.Д., Федотов Д.Ю. ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ $Fe_{92}Si_6B_2$ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ВОДОРОДОСОДЕРЖАЩЕЙ СРЕДЫ	144
Федоров В.А., Яковлев А.В., Балыбин Д.В., Шлыкова А.А., Федотов Д.Ю. МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Zr, ФОРМИРУЕМЫЕ В РЕЗУЛЬТАТЕ КОРРОЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В ИМИТАТЕ БИОЛОГИЧЕСКОЙ ЖИДКОСТИ	146
Горохов В.А. ВЕРИФИКАЦИЯ МОДЕЛИ РАДИАЦИОННОГО РАСПУХАНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ НА ЗАДАЧЕ О ДЕФОРМИРОВАНИИ ТРУБЫ В УСЛОВИЯХ НЕРАВНОМЕРНОГО ПО ТОЛЩИНЕ ОБЛУЧЕНИЯ	148
Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Кузнецов Р.В., Рубанникова Ю.А., Кормышев В.Е. ИЗМЕНЕНИЕ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСОВ ПРИ ЭКСТРЕМАЛЬНО ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ	149
Литовченко И.Ю., Полехина Н.А., Алмаева К.В., Аккузин С.А., Линник В.В. ФОРМИРОВАНИЕ КОРРОЗИОННЫХ СЛОЕВ НА ПОВЕРХНОСТИ ФЕРРИТНО- МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭП-823 В УСЛОВИЯХ ДЛИТЕЛЬНОГО ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО КОНТАКТА С ПРОТОЧНЫМ СВИНЦОВЫМ ТЕПЛОНОСИТЕЛЕМ	151
Покоев А.В., Суринский К.Д. ИССЛЕДОВАНИЕ ЦЕМЕНТИРОВАННЫХ ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВОВ ПО ФОРМЕ РЕНТГЕНОВСКОЙ ЛИНИИ ОБРАЗЦА В K_{α} -ИЗЛУЧЕНИИ Co И Ag	152
Мушников А.Н., Поволоцкая А.М., Горулева Л.С., Путилова Е.А., Задворкин С.М. ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ДЕЙСТВУЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ПОЛЕВУЮ ЗАВИСИМОСТЬ ПРОДОЛЬНОЙ МАГНИТОСТРИКЦИИ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ	154
Бунин И.Ж., Рязанцева М.В., Хабарова И.А. ВЛИЯНИЕ МОЩНЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ИМПУЛЬСОВ НА СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТИ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРИРОДНОГО МОЛИБДЕНИТА	155
Соболева Н.Н., Старикова У.С., Степченков А.К., Макаров А.В. ОБЗОР СПОСОБОВ ПОВЫШЕНИЯ СОДЕРЖАНИЯ БОРИДОВ В СТРУКТУРЕ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ ПОКРЫТИЙ	157
Синев И.О., Тютин М.Р., Белецкий Е.Н., Лепов В.В., Иванов А.М., Ботвина Л.Р. О КОРРЕЛЯЦИИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ И ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ РКУП-ОБРАБОТКИ	158
Приймак Е.Ю., Яковлева И.Л., Степанчукова А.В., Атамашкин А.С., Кузьмина Е.А. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО-ТЕКСТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И РАЗВИТИЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ РОТАЦИОННОЙ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ	159
Калиненко А.А., Высоцкий И.В., Малофеев С.С., Миронов С.Ю. ВЛИЯНИЕ АНОМАЛЬНО КРУПНЫХ ЗЕРЕН НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АД33	161
Шурыгина Н.А., Глезер А.М., Дьяконов Д.Л., Сундеев Р.В., Томчук А.А. ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТИТАНА	162

Иоффе А.В., Тетюева Т.В., Грузков И.В., Катин А.М. РЕЗУЛЬТАТЫ ПРОМЫСЛОВЫХ ИСПЫТАНИЙ СТАЛИ 13ХФА	163
Дымнич Е. М., Романова В. А., Балохонов Р. Р. ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ АДДИТИВНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ НА МЕЗОУРОВНЕ	164
Карпинский Д.Н. РАСЧЕТ ВЛИЯНИЯ ЭМИССИИ ДИСЛОКАЦИЙ ИЗ ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ НА ТЕМПЕРАТУРУ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА	166
Святышева Е.В., Петров С.Н. ИЗМЕНЕНИЯ, ВОЗНИКАЮЩИЕ В ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЙ ФАЗЕ В СТРУКТУРЕ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Fe–25Cr–35Ni, ПРИ УВЕЛИЧЕНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ ЭКСПЛУАТАЦИИ	167
Коэмец Ю.Н., Казанцева Н.В., Афанасьев С.В., Ежов И.В., Давыдов Д.И., Коэмец О.А., Карабаналов М.С. ВЛИЯНИЕ МОРФОЛОГИИ ДЕФЕКТОВ НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ В ОБРАЗЦАХ СТАЛИ 316L, ПОЛУЧЕННЫХ С ПОМОЩЬЮ ЛАЗЕРНОЙ 3D-ПЕЧАТИ	168
Новосколыцев Н.С., Сыч О.В., Хлусова Е.И. ОСОБЕННОСТИ ПРОТЕКАНИЯ ПРОЦЕССА РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СТАЛЕЙ РАЗЛИЧНОГО ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА	169
Крылова С.Е., Оплеснин С.П. СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ ГАЗОПОРОШКОВОЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ	170
Эгамов М.Х., Рахимова У.Дж. ЭФФЕКТИВНЫЕ РАЗМЕРЫ РАССЕИВАЮЩИХ ОБЛАСТЕЙ НЕМАТИЧЕСКОГО ЖИДКОГО КРИСТАЛЛА В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПОЛЕ	172
Выбойщик М.А., Иоффе А.В., Кудашов Д.В., Федотова А.В., Кошечев К.И. СОСТАВ И СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩЕЕ ВЫСОКИЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА СОЕДИНИТЕЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ (СДТ) НЕФТЕПРОМЫСЛОВЫХ ТРУБОПРОВОДОВ	174
Грибанова В.Б., Калинин Г.Ю., Ласточкина Е.В. ВЫСОКОПРОЧНАЯ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННАЯ МАЛОМАГНИТНАЯ СТАЛЬ СО СВЕРХРАВНОВЕСНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА	176
Ушаков А.В., Карпов И.В., Федоров Л.Ю. ОЦЕНКА ПОВЕДЕНИЯ ЧАСТИЦ РАЗЛИЧНЫХ РАЗМЕРОВ В ПЛАЗМЕ ВАКУУМНОЙ ДУГИ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ ПОКРЫТИЙ	178
Пермякова И.Е., Иванов А.А., Шеляков А.В. ЛАЗЕРНЫЙ ДИЗАЙН АМОРФНЫХ СПЛАВОВ	180
Садкин К.Е. Забавичев Н.С. КИНЕТИКА РОСТА УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ, СКЛОННОЙ К КОРРОЗИОННОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ	182
Садкин К.Е., Лаврентьев А.А., Ильин А.В. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА ВЫСОКОПРОЧНОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ТРЕЩИНСТОЙКОСТИ НА ВОЗДУХЕ И В КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЕ	183
Филиппова Е.О. ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК ПОЛИКАПРОЛАКТОНА ПОСЛЕ МОДИФИКАЦИИ В ПЛАЗМЕ	184
Кийко В.М., Коржов В.П., Желтякова И.С., Прохоров Д.В. ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА, ПРОЧНОСТЬ И ТРЕЩИНСТОЙКОСТЬ СЛОИСТЫХ Mo–Si–C КОМПОЗИТОВ	185

Кийко В.М., Коржов В.П., Прохоров Д.В., Желтякова И.С. ПРОЧНОСТЬ, ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ И ПОЛЗУЧЕСТЬ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ НИОБИЯ С УПРОЧНЕНИЕМ ИНТЕРМЕТАЛЛИДАМИ	186
Кийко В.М., Хвостунков К.А., Федотов К.А., Абашкин С.А. АВТОМАТИЧЕСКАЯ РЕГИСТРАЦИЯ ВОЗНИКНОВЕНИЯ И РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТРЕЩИН В ТОКОПРОВОДЯЩИХ МАТЕРИАЛАХ	187
Кийко В.М., Курлов В.Н., Стрюков Д.О. ШЕРОХОВАТОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ И ПРОЧНОСТЬ ВОЛОКОН САПФИРА	188
Кийко В.М., Коржов В.П., Стрюков Д.О., Курлов В.Н. ОЦЕНКИ ПОЛЗУЧЕСТИ ВОЛОКОН Al_2O_3 И $Al_2O_3-Y_3Al_5O_{12}$ В МАТРИЦЕ НА ОСНОВЕ ТИТАНА	189
Мурадинова Л.Ф., Глезер А.М., Дьяконов Д.Л., Томчук А.А. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ FeCo-V МЕТОДОМ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА	190
Арутюнян А.Р., Волков А.Е., Евард М.Е., Остропико Е.С., Черняева Е.В. ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕНИ ХРАНЕНИЯ НА АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА Fe-Mn-Si ПОСЛЕ ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ	191
Прокофьев С.И. ТЕПЛОВОЕ ДВИЖЕНИЕ ЦЕПОЧКИ НАНОВКЛЮЧЕНИЙ ЖИДКОГО СВИНЦА ВДОЛЬ ЗАКРЕПЛЕННОЙ ДИСЛОКАЦИИ В АЛЮМИНИИ	193
Растегаева И.И., Растегаев И.А., Мерсон Д.Л. СПОСОБ ИЗМЕРЕНИЯ ИЗНОСА В УЗЛАХ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ С ПРИМЕНЕНИЕМ КЛАСТЕРНОГО АНАЛИЗА СОПУТСТВУЮЩЕЙ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ	194
Растегаева И.И., Чугунов А.В., Растегаев И.А., Мерсон Д.Л. ПРИМЕНЕНИЕ ИНТЕГРАЛЬНОГО МЕТОДА СВОБОДНЫХ КОЛЕБАНИЙ ДЛЯ КОНТРОЛЯ СПЛАВЛЕНИЯ БАББИТОВОГО СЛОЯ С ОСНОВОЙ ПОДШИПНИКОВ СКОЛЬЖЕНИЯ ПРОМЫШЛЕННОГО ОБОРУДОВАНИЯ	196
Растегаев И.А., Хрусталева А.К., Данюк А.В., Линдеров М.Л., Афанасьев М.А., Мерсон Д.Л. РАЗРАБОТКА ПОДХОДА ОЦЕНКИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ НЕСУЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ДИНАМИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ ПО АКУСТИКО- ЭМИССИОННЫМ ПРИЗНАКАМ	198
Гундырев В.М., Зельдович В.И. МЕХАНИЗМ ТЕРМОУПРУГОГО МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ С СЕМИСЛОЙНОЙ СТРУКТУРОЙ МАРТЕНСИТА	200
Астафуров С.В., Астафурова Е.Г., Майер Г.Г., Мельников Е.В., Москвина В.А., Панченко М.Ю., Реунова К.А., Тумбусова И.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ОСОБЕННОСТЕЙ СТАТИЧЕСКОГО И ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ СТАЛЕЙ С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ АТОМОВ ВНЕДРЕНИЯ	201
Калетина Ю.В., Калетин А.Ю., Герасимов Е.Г., Казанцев В.А. ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ И ТЕПЛОВОЕ РАСШИРЕНИЕ В СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ Ni-Co-Mn-In	203
Мельников Е.В., Астафуров С.В., Реунова К.А., Москвина В.А., Панченко М.Ю., Астафурова Е.Г. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА FeMnCrNiCo, ЛЕГИРОВАННОГО АТОМАМИ УГЛЕРОДА	204
Овдак О.В., Калинин Ю.Е., Кудрин А.М., Караева О.А. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТЕКЛОУГЛЕПЛАСТИКОВ НА ОСНОВЕ ЭПОКСИДНОГО СВЯЗУЮЩЕГО Т-107	205

Овдак О.В., Калинин Ю.Е, Кудрин А.М., Караева О.А. ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ СТЕКЛОУГЛЕПЛАСТИКОВ НА ОСНОВЕ ЭПОКСИДНОЙ МАТРИЦЫ Т-107	207
Сафиуллин Р.В., Сафиуллин А.Р. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ПРОЦЕССА СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ И ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКИ	208
Макаров А.С., Гончарова Е.В., Qiao J.C., Кобелев Н.П., Хоник В.А. ВЗАИМОСВЯЗЬ ФРАГИЛЬНОСТИ С РЕЛАКСАЦИЕЙ СДВИГОВОЙ УПРУГОСТИ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ ОБЪЕМНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВАХ	210
Макаров А.С., Гончарова Е.В., Qiao J.C., Кобелев Н.П., Глезер А.М., Хоник В.А. ВЗАИМОСВЯЗЬ ТЕМПЕРАТУРНЫХ КОЭФФИЦИЕНТОВ МОДУЛЕЙ СДВИГА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ И ИХ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АНАЛОГОВ	212
Пахомов М.А., Корольков О.Е., Столяров В.В. УПРОЧНЕНИЕ, ВЫЗВАННОЕ ИМПУЛЬСАМИ ТОКА, ПРИ РАСТЯЖЕНИИ МОНОКРИСТАЛЛА	214
Крюков Р.Е. ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ПРИНЦИПЫ ВЫБОРА УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ СПОСОБОВ СОЕДИНЕНИЯ И УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛОВ	216
Реунова К.А., Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Панченко М.Ю., Майер Г.Г., Москвина В.А., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А. ИЗУЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВАНАДИЙСОДЕРЖАЩЕЙ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ 3D-ПЕЧАТИ	218
Соснин К.В., Романов Д.А., Пронин С.Ю., Филяков А.Д. РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ МОЛИБДЕНОВЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ НА ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ	219
Романов Д.А., Почетуха В.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. ХАРАКТЕРИСТИКА СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОКРЫТИЯ Ag–Ni–N, ПОЛУЧЕННОГО НА МЕДИ КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ, СОЧЕТАЮЩИМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЕ НАПЫЛЕНИЕ, ОБЛУЧЕНИЕ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ И АЗОТИРОВАНИЕ	220
Почетуха В.В., Романов Д.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ SnO ₂ –In ₂ O ₃ –Ag–N, СФОРМИРОВАННОГО НА МЕДИ КОМПЛЕКСНЫМ МЕТОДОМ	221
Московский С.В., Почетуха В.В., Романов Д.А., Иванов Ю.Ф. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ WN–WC–W ₂ C _{0,84} –Ag, ПОЛУЧЕННЫХ КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ	222
Малушин Н.Н., Ковалев А.П., Романов Д.А. ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА УПРОЧНЕНИЯ ТЕПЛОСТОЙКОГО МЕТАЛЛА ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ, СФОРМИРОВАННОГО ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАЗМОЙ В СРЕДЕ АЗОТА	223
Матлин М.М., Казанкин В.А., Казанкина Е.Н. МЕТОДИКИ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ ИНДЕНТИРОВАНИЕМ	224
Кашенко М.П., Семеновых А.Г., Нефедов А.В., Кашенко Н.М., Чашина В.Г. КРИСТОННАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ ОСНОВНОЙ КОМПОНЕНТЫ ТЕКСТУРЫ ПРОКАТКИ ГЦК МЕТАЛЛОВ	226
Корольков О.Е., Пахомов М.А., Столяров В.В. ДЕФОРМАЦИЯ РАСТЯЖЕНИЕМ С ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОМ ТИТАНА	228

Емельянова Е.С., Романова В.А., Балохонов Р.Р., Писарев М., Шахиджанов В.С. ФОРМИРОВАНИЕ И ЭВОЛЮЦИЯ МЕЗОСКОПИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛАХ	230
Мишин В.М., Мишин В.В. ЗАВИСИМОСТЬ ЛОКАЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ГРАНИЦЫ ЗЕРНА ОТ СООТНОШЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ МИКРОНАПРЯЖЕНИЙ И СЕГРЕГАЦИИ ПРИМЕСИ ФОСФОРА	231
Гирсова С.Л., Полетика Т.М., Биттер С.М., Гирсова Н.В., Лотков А.И. ЭВОЛЮЦИЯ НАНОСТРУКТУРЫ СВЕРХЭЛАСТИЧНОГО СПЛАВА Ti–50,9 ат. % Ni В ПРОЦЕССЕ МЕХАНОЦИКЛИРОВАНИЯ	234
Мельников Е.В., Астафурова Е.Г. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ХИМИКО-ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ	235
Рогачев С.О., Андреев В.А., Перкас М.М., Юсупов В.С., Шелест А.Е., Хаткевич В.М., Исаенкова М.Г., Бабич Я.А. СТРУКТУРА, ТЕКСТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОЙ МЕДИ ПОСЛЕ ЗНАКОПЕРЕМЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ	236
Рогачев С.О., Наумова Е.А., Хаткевич В.М. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭВТЕКТИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ Al–Ce, Al–La И Al–Ni, ДЕФОРМИРОВАННЫХ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА	237
Никулин С.А., Рогачев С.О., Белов В.А., Комиссаров А.А., Шплис Н.В., Николаев Ю.А. ВЛИЯНИЕ ОХРУПЧИВАЮЩЕГО ОТЖИГА НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА И ШВА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ	238
Выродова А.В., Киреева И.В., Чумляков Ю.И. ВЛИЯНИЕ ТВЕРДОРАСТВОРНОГО УПРОЧНЕНИЯ АТОМАМИ Mo НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И МЕХАНИЗМ ДЕФОРМАЦИИ [001]-МОНОКРИСТАЛЛОВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CoCrFeNi ПРИ РАСТЯЖЕНИИ	239
Тетюева Т.В., Князькин С.А., Федотова А.В. ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СОЕДИНИТЕЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ НЕФТЕПРОМЫСЛОВЫХ ТРУБОПРОВОДНЫХ СИСТЕМ	240
Вашук Е.С., Аксёнова К.В., Будовских Е.А., Громов В.Е., Романов Д.А. ЗАВИСИМОСТЬ УДЕЛЬНОГО ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ	241
Хрипливец И.А. ХАРАКТЕР РАСПРЕДЕЛЕНИЯ КОЛИЧЕСТВЕННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛОС СДВИГА НА ПОВЕРХНОСТИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ОБРАЗЦОВ МАССИВНОГО АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Zr	243
Морозова А.Н., Вичужанин Д.И. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ОБРАЗЦОВ СТАЛИ 09Г2С	244
Сараева А.А., Киреева И.В., Чумляков Ю.И. ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА (CoCrFeNi) ₉₄ Ti ₂ Al ₄	246
Волков А.Ю., Глухов А.В., Волкова Е.Г., Ливинец А.А. ВЛИЯНИЕ АТОМНОГО УПОРЯДОЧЕНИЯ ПО ТИПУ L1 ₀ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ МЕДЬ – ЗОЛОТО	247
Осинцев К.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Воробьев С.В., Иванов Ю.Ф., Панченко И.А., Розенштейн Е.О. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА Al–Co–Cr–Fe–Ni, ПОЛУЧЕННОГО ПРОВОЛОЧНО-ДУГОВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИЕЙ	248

Галышев С.Н. О ПРОЧНОСТИ КОМПОЗИТА С АЛЮМИНИЕВОЙ МАТРИЦЕЙ И УГЛЕРОДНЫМ ВОЛОКНОМ С ОКСИДНЫМ БАРЬЕРНЫМ СЛОЕМ	249
Невский С.А., Сарычев В.Д., Сухенко Д.А., Коновалов С.В., Громов В.Е. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ НА ОБРАЗОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ НАНОСТРУКТУР ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ	250
Медведский А.Л., Мартиросов М.И., Хомченко А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ С ВНУТРЕННИМИ ДЕФЕКТАМИ ПРИ ДЕЙСТВИИ ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЗОК	251
Майер Г.Г., Москвина В.А., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Панченко М.Ю., Реунова К.А., Загибалова Е.А., Астафурова Е.Г. ВЛИЯНИЕ СОСТАВА ГАЗОВОЙ СМЕСИ ПРИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ УПРОЧНЕННОГО СЛОЯ И ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ	253
Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Реунова К.А., Москвина В.А., Панченко М.Ю., Тумбусова И.А., Загибалова Е.А., Михно А.С. ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ, МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО СПЛАВА FeMnNiCrCo, ЛЕГИРОВАННОГО АЗОТОМ И УГЛЕРОДОМ	254
Горнакова А.С., Афоникова Н.С., Тюрин А.И., Прокофьев С.И., Страумал Б.Б. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-2.2 ВЕС. % Fe ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ И КВД	255
Горнакова А.С., Страумал Б.Б. ОБРАЗОВАНИЕ ОМЕГА-ФАЗЫ В СПЛАВАХ Ti-Fe, ВЫЗВАННОЕ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	256
Осинская Ю.В., Покоев А.В., Звёздкина А.А. ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА СТАРЕНИЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Al-Li	257
Осинская Ю.В., Покоев А.В., Магамедова С.Г., Иванов К.А. ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ПРОЦЕСС ФАЗООБРАЗОВАНИЯ В СОСТАРЕННОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ АК9	258
Москвина В.А., Астафурова Е.Г., Рамазанов К.Н., Загибалова Е.А. ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ УПРОЧНЕННОГО СЛОЯ В АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПРИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	259
Паршуков Л.И. ЛОКАЛЬНАЯ ТЕРМООБРАБОТКА СВАРНЫХ ШВОВ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ	260
Бахтеева Н.Д., Тодорова Е.В. МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ СПЛАВА Al ₈₅ Ni ₇ Fe ₄ La ₄ В УСЛОВИЯХ ДЕФОРМАЦИИ И ИМПУЛЬСНОГО ФОТОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ	261
Остриков О.М. ВЛИЯНИЕ СИЛ НЕУПРУГОЙ ПРИРОДЫ НА ПЛОТНОСТЬ ДВОЙНИКУЮЩИХ ДИСЛОКАЦИЙ НА ГРАНИЦАХ ОСТАТОЧНЫХ КЛИНОВИДНЫХ ДВОЙНИКОВ	262
Остриков В.О., Остриков О.М. ПОСТАНОВКА СТАТИЧЕСКОЙ ЗАДАЧИ О РАСЧЕТЕ СИЛ, ДЕЙСТВУЮЩИХ НА ФЕРРОМАГНИТНЫЙ ПРИЗМАТИЧЕСКИЙ ОБРАЗЕЦ С ЭФФЕКТОМ ЗАПОМИНАНИЯ ФОРМЫ, НАХОДЯЩИЙСЯ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ В ЖЕСТКОЙ ЗАДЕЛКЕ, ПРИ НАЛИЧИИ ЕДИНИЧНОЙ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА АУСТЕНИТ/МАРТЕНСИТ	263

Волкова Е. Г., Волков А. Ю. ИНТЕРМЕТАЛЛИД $Al_2Au + Cu$: ОТ ПОРОШКА ДО ЛИТОГО ОБРАЗЦА	265
Фаизова С.Н., Аксенов Д.А., Фаизов И.А. НЕМОНОТОННЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА $Cu-0.6Cr-0.1Zr$ ПРИ ОБРАБОТКЕ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	266
Кодиров Д.Ф., Тимошенко В.В., Соколовская Э.А., Кудря А.В. РАЗРАБОТКА ОПТИМАЛЬНЫХ ЦИФРОВЫХ ПРОЦЕДУР ОБРАБОТКИ ИЗОБРАЖЕНИЙ СТРУКТУР СЕРОГО ЧУГУНА ДЛЯ ОБЪЕКТИВНОГО ИЗМЕРЕНИЯ ИХ ПАРАМЕТРОВ	268
Кудря А.В., Соколовская Э.А., Кодиров Д.Ф., Босов Е.В., Котишевский Г.В. О ЦЕЛЕСООБРАЗНОСТИ УЧЕТА СТАТИСТИЧЕСКОЙ ПРИРОДЫ ОБЪЕКТОВ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ АЛГОРИТМОВ BIG DATA В МЕТАЛЛУРГИИ	270
Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М., Рогачев С.О., Рассадина Т.В. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ ПРИ КРИОГЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В КРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ Ti_2NiCu	271
Аглетдинов Э.А. О ЗАКОНЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ АМПЛИТУД АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ	272
Линдеров М.Л., Мерсон Д.Л. НЕСТАНДАРТНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ: МИНИАТЮРНЫЕ ОБРАЗЦЫ, СПЕЦИАЛЬНАЯ ОСНАСТКА, ОПТИЧЕСКИЕ СРЕДСТВА ИЗМЕРЕНИЯ И ИНФРАКРАСНАЯ ТЕРМОГРАФИЯ	273
Данилов В.А., Мерсон Д.Л. О ВОЗМОЖНОСТИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ КОРРОЗИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ АЛЮМИНИЯ НА РАННИХ СТАДИЯХ КОРРОЗИИ С ПОМОЩЬЮ КОНФОКАЛЬНОЙ ЛАЗЕРНОЙ СКАНИРУЮЩЕЙ МИКРОСКОПИИ	275
Данилов В.А., Мерсон Д.Л. СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МЕТОДИКИ ОЦЕНКИ КОРРОЗИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ПОМОЩЬЮ КОНФОКАЛЬНОЙ ЛАЗЕРНОЙ СКАНИРУЮЩЕЙ МИКРОСКОПИИ	277
Борисова Ю.И., Юзбекова Д.Ю., Ткачев Е.С., Могучева А.А. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	279
Юзбекова Д.Ю., Борисова Ю.И., Могучева А.А. РАСПРОСТРАНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛОС ПРИ ПОВЫШЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ В СТАЛИ $Fe-18Cr-8Ni$	280
Сафиуллин Р.В., Малышева С.П., Закирова А.А., Хазгалиев Р.Г., Алетдинов А.Ф. МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТРЕХСЛОЙНЫХ ПОЛЫХ КОНСТРУКЦИЙ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6	281
Хафизова Э.Д., Исламгалиев Р.К. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИНКОВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ $Al-Cu-Ag$	283
Поленок М. В., Хафизова Э.Д., Исламгалиев Р. К. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ЦИНК	284
Мурашов А.А., Берендеев Н.Н., Нохрин А. В. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГОВ НА СТОЙКОСТЬ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПТ-3В И ПТ-7М К КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНОМУ РАЗРУШЕНИЮ	285
Гладковский С.В. СЛОИСТАЯ АРХИТЕКТУРА КАК ОСНОВА СОЗДАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ВЫСОКИМ СОПРОТИВЛЕНИЕМ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ	286
Зенин Д.Г. РАЗРУШЕНИЕ МОЛОТКОВ ДРОБИЛОК ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ПРЕМИКСОВ	287

Фролова О.А., Клевцов Г.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ И РАСЧЕТ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ ФИКСАТОРОВ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В ОСТЕОСИНТЕЗЕ	288
Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Клевцова Н.А., Линдеров М.Л., Пигалева И.Н. КИНЕТИКА И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРОМЫШЛЕННОГО И МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ В ОБЛАСТИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ	290
Ковалец Н.П., Гумирова В.Н., Разумовская И.В. ВЛИЯНИЕ СРЕДНЕГО РАССТОЯНИЯ МЕЖДУ ПОРАМИ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТРЕКОВЫХ МЕМБРАН И КОМПОЗИТОВ НА ИХ ОСНОВЕ	292
Осипов П.А., Осипов Е.А., Костюченко А.В., Горьковский А.Н. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК НИОБАТА ЛИТИЯ НА ПОВЕРХНОСТИ ОКИСЛЕННОГО КРЕМНИЯ	295
Засыпкин С.В., Иртегов А.И., Брилевский А.И., Данюк А.В., Мерсон Д.Л. ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ, СОДЕРЖАЩИХ LPSO ФАЗУ	297
Фрик А.А., Никитина М.А., Исламгалиев Р.К. ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ СТАЛИ ЭИ-961Ш ПОСЛЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ	299
Макаров А.В. ОТ ЛЕОНАРДО ДА ВИНЧИ ДО СОВРЕМЕННЫХ УПРОЧНЯЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ	300
Брилевский А.И., Линдеров М.Л., Данюк А.В., Кудашева К.К., Мерсон Д.Л. ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА АЭ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ МОМЕНТА НАЧАЛА РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ IN SITU ПРИ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ ИСПЫТАНИЯХ МАГНИЕВОГО СПЛАВА	303
Зыкова А.П., Воронцов А.В., Чумаевский А.В., Тарасов С.Ю. ЭВОЛЮЦИЯ ПОДПОВЕРХНОСТНОЙ СТРУКТУРЫ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА, ИСПОЛЪЗУЕМОГО В КАЧЕСТВЕ ИНСТРУМЕНТА ДЛЯ МНОГОПРОХОДНОЙ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ В СИСТЕМЕ Ti6Al4V/(Cu+Al)	305
Чиркунова Н.В., Подлеснов Е., Дорогов М.В. ПОЛУПРОВОДНИКОВЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ТИТАНА. ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ	307
Филин В.Ю., Мизецкий А.В., Садкин К.Е., Назарова Е.Д., Порошков А.В. ОЦЕНКА МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ В МЕТАЛЛЕ ЗАВОДСКИХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТРУБ, ИСПЫТЫВАЕМЫХ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ	308
Именной указатель	310
Содержание	315

Научное издание

ФИЗИЧЕСКОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

X Международная школа, посвященная 10-летию лаборатории
«Физика прочности и интеллектуальные диагностические системы»

Тольятти, 13–17 сентября 2021 года

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ

LXIII Международная конференция, посвященная 70-летию
Тольяттинского государственного университета

Тольятти, 13–17 сентября 2021 года

Сборник материалов

Отпечатано с готовых диапозитивов

Компьютерная верстка – Е.В.Черняева

Дизайн обложки: И.И. Шишкина

Подписано в печать 01.09.2021.

Формат 60×84/16. Усл. п. л. 19,1.

Тираж 150 экз. Заказ № 4-06-21.

Издательство Тольяттинского государственного университета
445020, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14