

УДК 620.186:620.187

О.А. Быценко¹, В.Б. Григоренко¹, Е.А. Лукина¹, Л.В. Морозова¹

РАЗВИТИЕ МЕТОДОВ МЕТАЛЛОФИЗИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ: МЕТОДОЛОГИЧЕСКИЕ ВОПРОСЫ И ПРАКТИЧЕСКАЯ ЗНАЧИМОСТЬ

DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-498-515

Показана эффективность применения комплексного подхода к решению металлофизических задач. Приведены следующие примеры таких исследований: анализ причин разрушения и образования дефектов при эксплуатации деталей и узлов; изучение особенностей разрушения алюминий-литиевых сплавов; всестороннее исследование структуры в ходе отработки технологии получения жаропрочного никелевого сплава с применением селективного лазерного синтеза (СЛС).

Ключевые слова: *металлофизика, электронная микроскопия, рентгеноструктурный анализ, фрактография, структурно-фазовые состояния, исследование микроструктуры.*

O.A. Bytsenko, V.B. Grigorenko, E.A. Lukina, L.V. Morozova

Development of methods for metal-physical research: methodological issues and practical significance

The paper shows the efficiency of a complex approach to the solution of metal-physical tasks. The following are examples of such studies: analysis of the causes of destruction and formation of defects during exploitation of parts and components; study of features of fracture of Al-Li alloys; a comprehensive examination of the structure during the development of manufacture technology of Nickel superalloy with the use of selective laser synthesis (SLS).

Keywords: *physics of metals, electron microscopy, x-ray analysis, fractography, structure-phase state, microstructure research.*

Введение

В настоящее время созданы и создаются материалы нового поколения на основе металлических, металлокерамических и керамических материалов, обладающие уникальными свойствами [1–4]. В основе технологий их получения лежат высокоинтенсивные воздействия, в частности лазерная и плазменная обработки, аддитивные технологии, различные

¹ Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

способы механической обработки поверхности, принципиально новые и модернизированные способы химико-термической обработки, создание новых покрытий и т. д. Результатом применения высокоинтенсивных воздействий является формирование не только сложных многофазных композиций, но и слоистых и градиентных материалов, обладающих весьма сложной структурой. Помимо этого, существует и развивается широчайший класс композиционных материалов. Эти материалы весьма разнообразны по составу, свойствам и применению. Общей для множества современных сложных материалов является исходно заданная неоднородность их состава и структуры, проявляющаяся на различных масштабных уровнях.

Сегодня современное материаловедение находится на том этапе развития, когда получение нового научного знания возможно только при углубленных и комплексных исследованиях на всех масштабных уровнях. В наши дни физическое материаловедение сочетает комплекс качественных и количественных методов анализа структуры, предполагающих использование современного, а подчас даже уникального оборудования и методик исследования. Результативность исследований зависит в первую очередь от умения ученого детально проанализировать структуру, учесть все структурные эффекты, непосредственно влияющие на комплекс физико-механических свойств данного материала или изделия, а понимание процессов, происходящих в металлах на разномасштабных уровнях (вплоть до атомного), дает возможность установления физических механизмов и создания научной основы для разработки новых технологий.

Одним из основополагающих методов является металлографический анализ, который позволяет получить информацию об основных элементах структуры (морфология структурных составляющих, балл зерна, пористость и др.). Разрешающая способность оптической микроскопии ограничена длиной волны, а характер формирования контраста преимущественно связан с геометрией отражения светового пучка от поверхности образца. Применение сканирующей электронной микроскопии расширяет возможности исследования структуры благодаря формированию различного контраста при взаимодействии электронного пучка с веществом, а разрешающая способность, с учетом длины волны электрона и особенностей фокусировки с применением электронных линз, позволяет получить качественные изображения при больших увеличениях. Современные сканирующие микроскопы имеют ряд дополнительных возможностей — исследование профиля поверхности и фотографирование во вторичных рентгеновских лучах [5].

В основе микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) лежит принцип детектирования характеристического рентгеновского излучения,

возбуждаемого электронным пучком при взаимодействии с веществом. Испускаемые импульсы детектируются при помощи рентгеновского спектрометра. Размер анализируемой области очень мал, локальность метода определяется диаметром пучка и может составлять десятые доли микрометра, поэтому увеличение локальности анализа может происходить за счет изменения диаметра зонда и геометрических размеров оптической системы микроскопа.

При фрактографическом анализе поверхности разрушений применяется как визуальный осмотр, так и исследования с помощью растрового электронного микроскопа: первое позволяет оценить картину в целом, второе применяется для детального исследования излома.

Таким образом, использование химического анализа, металлографии и электронной микроскопии, оптического и рентгеновского спектрального микроанализа позволяет провести важные этапы металлографического анализа и определить конфигурацию структурных составляющих, общий и локальный химический состав.

Другие металлофизические методы позволяют получить информацию о сингонии кристалла, его кристаллографических параметрах, фазовом составе и текстуре, а также определить уровень остаточных напряжений в поверхностном слое. Решение этих задач объединяется понятием – рентгеноструктурный анализ.

Еще одним не менее информативным методом для исследования кристаллографических характеристик и фазового состава материала является просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ). Данный метод позволяет изучать строение структурных особенностей материала с разрешением до 0,1 нм и проводить рентгеноспектральный микроанализ с локальностью до 2 нм. Кроме того, ПЭМ высокого разрешения дает возможность исследования распределения атомов и взаимодействия атомных плоскостей для установления особенностей строения отдельных фаз и структурных элементов (дислокаций, границ зерен и субзерен).

В подтверждение необходимости именно комплексных исследований с использованием металлографических и металлофизических методов в данной статье приведены результаты исследований, имеющих различные цели, для достижения которых решались различные задачи: исследование особенностей разрушения алюминий-литиевых сплавов, всестороннее исследование структуры в ходе отработки технологии получения жаропрочных материалов с применением селективного лазерного сплавления, а также примеры исследований причин разрушения и образования дефектов при эксплуатации.

Исследование влияния условий нагружения и коррозионной среды на процесс накопления повреждений и характер разрушения конструкционных алюминиевых сплавов марок 1441 и В-1469

Для обеспечения высокого ресурса изготавливаемых из алюминиевых сплавов деталей необходимо углубленное исследование особенностей разрушения алюминий-литиевых сплавов. В научно-технических литературных источниках большое внимание как с прикладной, так и с фундаментальной точки зрения уделяется вопросам эволюции повреждений при совместном воздействии нагрузок и коррозионной среды, так как количественная оценка деформационных параметров (плотности полос скольжения, размеров пластических зон под изломом, шероховатости поверхности в выделенных зонах) и параметров поврежденности (глубины и площади коррозионных питтингов) позволяет оценить остаточную прочность материала и более точно рекомендовать область использования того или иного сплава в зависимости от условий его эксплуатации в реальной конструкции. С этой точки зрения необходимо изучение стадии предразрушения, т. е. стадии глобальной потери сдвиговой устойчивости деформируемого материала, возникающей при значительном увеличении степени деформации. Особую роль в развитии деформации играют поверхностные слои материала [6–9].

С помощью высокоразрешающих металлофизических методов исследования, включающих электронную, лазерную и оптическую микроскопию, изучена кинетика процесса накопления линий, полос скольжения и коррозионных повреждений в пластической зоне образцов из алюминий-литиевых сплавов марок 1441 и В-1469 при проведении испытаний на усталость по «жесткому» циклу нагружения в условиях совместного воздействия приложенных напряжений и коррозионной среды.

Выполнена количественная оценка деформационных параметров (плотности полос скольжения, размеров пластических зон под изломом, шероховатости поверхности в выделенных зонах) и параметров поврежденности (размеров и площади коррозионных питтингов).

Проведены испытания образцов из алюминий-литиевых сплавов марок 1441 и В-1469 по различным схемам, моделирующим совместное воздействие статической и циклической нагрузки в различных коррозионно-активных средах.

Проведены исследования поверхности, микроструктуры и характера разрушения образцов. Показано формирование двух деформационных зон: сильнодеформированной (h_{yh}) – вблизи излома, где плотность линий скольжения в 4–6 раз превышает плотность линий скольжения в слабоде-

формированной зоне (h_y), расположенной на удалении (рис. 1). Зона h_{yh} в образцах сплавов марок 1441 и В-1469 занимает соответственно не более 8 и 16% от общей длины рабочей части. Разрушение развивается от микротрещин, образовавшихся непосредственно по линиям скольжения.

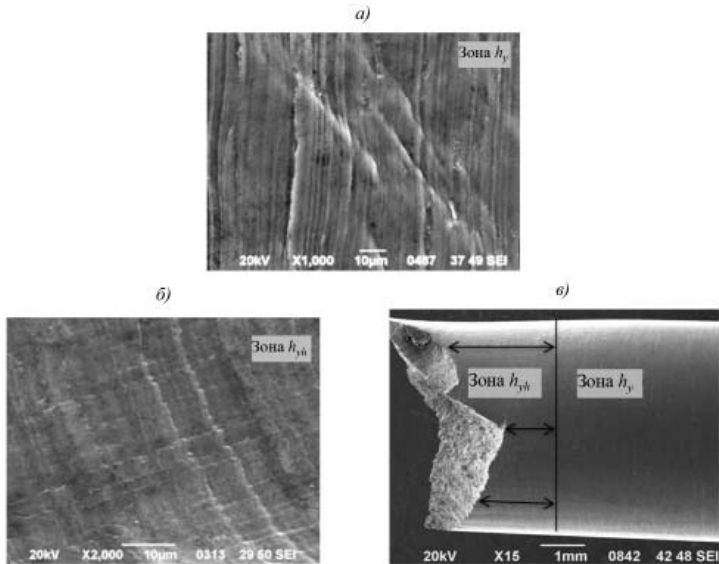


Рис. 1. Линии скольжения в слабо- (а) и сильнодеформированных (б) зонах в образце из сплава В-1469 (в – схематичное расположение зон)

Методом лазерной микроскопии установлено, что шероховатость поверхности (R_a) в зоне h_{yh} в 1,5 (образцы из сплава 1441) или 2 раза (образцы из сплава В-1469) превышает шероховатость в зоне h_y (рис. 2), а также проведена оценка размеров и глубины коррозионных питтингов (рис. 3).

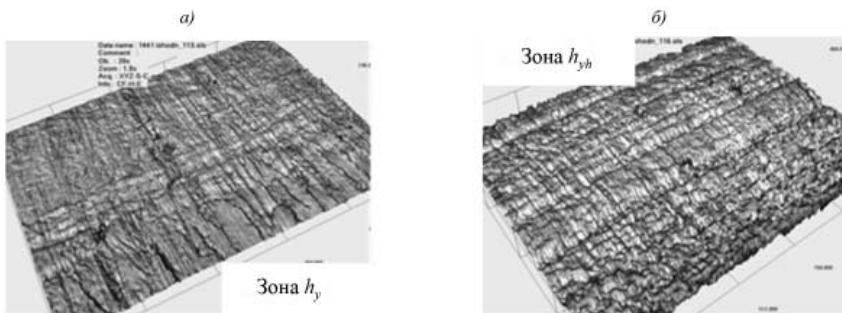


Рис. 2. Профилограммы поверхности образцов алюминиевых сплавов в зонах h_y (а) и h_{yh} (б)

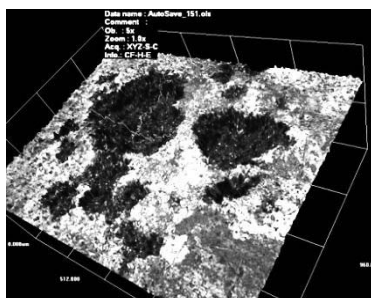


Рис. 3. Исследование размеров и глубины коррозионных питтингов на сплаве 1441

Таким образом, наличие линий скольжения и фрагментации поверхности, сосредоточенных на малом участке, позволяет прогнозировать возникновение разрушения именно на этом участке, что может быть использовано для диагностики состояния материала детали в процессе эксплуатации и прогнозирования остаточного ресурса.

Проведен сравнительный анализ деформационного поведения образцов из сплавов марок 1441 и В-1469 в условиях совместного воздействия коррозионно-активной среды и приложенной нагрузки. Установлено, что наличие коррозионной среды приводит к локализации деформации (уменьшению зон пластической деформации — h_{yh} и h_y) и снижению сопротивления разрушению в условиях усталостных испытаний по «жесткому» циклу в 1,2–2 раза для обоих сплавов.

Показано, что в сплаве В-1469 зона максимальной деформации, предшествующей разрушению, и сопротивление разрушению в условиях усталостных испытаний по «жесткому» циклу в 1,5–2 раза больше, чем в сплаве 1441.

При воздействии коррозионно-активной среды сплав 1441 более склонен к коррозионному растрескиванию, а сплав В-1469 — к общей коррозии. Оценка скорости коррозии показала, что для образцов из сплава 1441 среднее значение скорости коррозии в КСТ составляет 0,1 г/(м²·сут), для сплава В-1469: 0,25 г/(м²·сут). После выдержки в условиях морского климата среднее значение скорости коррозии для сплава 1441 составляет 0,03 г/(м²·сут), а для сплава В-1469: 0,34 г/(м²·сут), т. е. в сплаве В-1469 в большей степени выражена склонность к потере материала в ходе воздействия коррозионно-активной среды.

Увеличение продолжительности экспозиции в условиях камеры солевого тумана (КСТ) и морского климата с 15 до 45 сут приводит к углублению питтингов и увеличению их размеров в среднем на 50–70% соответственно. Увеличивается также площадь, занимаемая коррозионными

повреждениями – с 2–5 до 50% в условиях КСТ и с 5–15 до 60–85% в условиях морского климата (с учетом поверхностных растратов).

Совместное влияние коррозионной среды и приложенной нагрузки приводит к образованию трещин в местах слияния коррозионных питтингов (рис. 4).

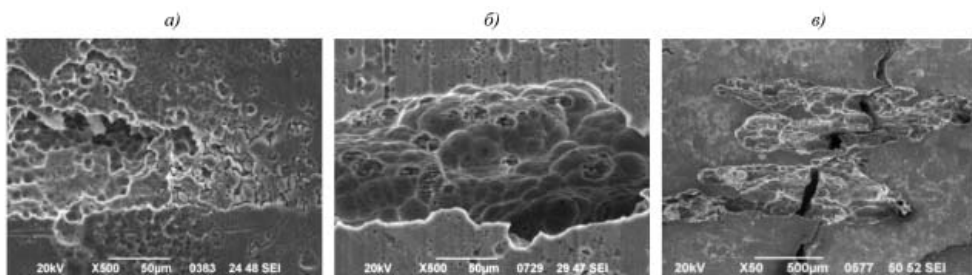


Рис. 4. Поверхностные коррозионные повреждения

Микроструктурный анализ подтвердил наличие линий скольжения преимущественно в сильнодеформированной зоне вблизи излома. Линии скольжения сосредоточены в границах одного зерна и разориентированы относительно соседних зерен.

Фрактографическим анализом установлено, что испытания на МЦУ в условиях «жесткого» цикла нагружения приводят к образованию многоочагового разрушения и ускоренному росту трещины с формированием грубых усталостных бороздок и мелких ямок в усталостной зоне (рис. 5). В образцах из сплава 1441 зона усталостного развития трещины (h_u) занимает 10–20%, а в образцах из сплава В-1469: 24–30% от общей площади излома образца. В зоне статического разрушения (h_s) формируется вязкий ямочный излом.

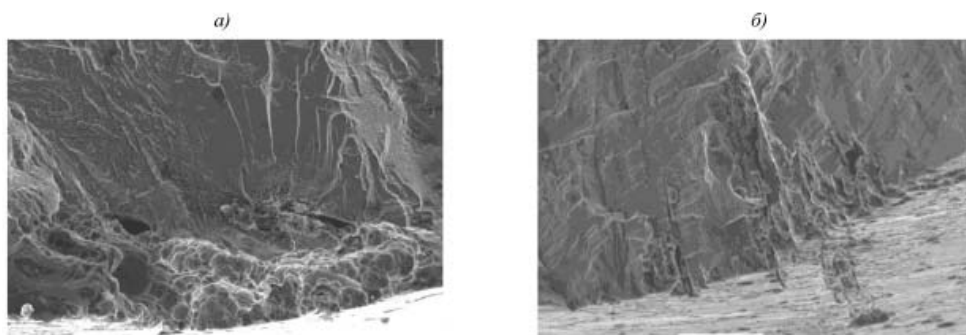


Рис. 5. Развитие усталостного разрушения от коррозионных питтингов в образцах из сплавов В-1469 (а) и 1441 (б)

При наличии коррозионной среды сопротивление усталости снижается на 20–40%, также наблюдается многоочаговое разрушение, которое развивается от коррозионных повреждений поверхности. Усталостная трещина имеет перегрузочный характер, зона статического разрушения формируется преимущественно по механизму вязкого среза. Зона разрушения с формированием равноосных ямок занимает незначительную площадь излома.

Полученные результаты деформационного поведения сплавов марок 1441 и В-1469 в условиях совместного влияния коррозионной среды и приложенной нагрузки могут быть использованы для диагностики состояния материала деталей в процессе эксплуатации, прогнозирования остаточного ресурса, а также позволят более точно рекомендовать область использования сплавов [10–12].

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 8.1. «Высокопрочные свариваемые алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы пониженной плотности с повышенной вязкостью разрушения» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1], а также при финансовой поддержке РФФИ (*грант 13-08-12081, конкурс офи_м*).

Исследование закономерностей изменения структурно-фазового состояния жаропрочного никелевого сплава, синтезированного методом селективного лазерного сплавления, в зависимости от различных видов энергетического воздействия на структуру

В качестве примера всестороннего исследования структуры в ходе отработки технологии получения жаропрочных материалов с применением селективного лазерного сплавления (СЛС) особый интерес представляет исследование влияния энергетических параметров лазера (мощность, диаметр пучка, скорость сканирования) на структуру полученных образцов жаропрочного никелевого сплава системы, % (по массе): Ni–5,6Al–5,2W–4,75Co–10,6Cr–2,7Ti–4,0Mo. Образцы из этого сплава получены с применением СЛС по технологии дискретной диагональной штриховки [13].

Исследовали структуру образцов, синтезированных в процессе СЛС, при различных степенях энергетического воздействия. Наиболее существенный вклад в значение «закачиваемой» энергии дает изменение скорости сканирования.

Установлено, что микроструктура, формируемая в результате СЛС, имеет определенную иерархию (рис. 6): наблюдаются ванны расплава, разбитые на фрагменты, которые, в свою очередь, состоят из отдельных ячеек кристаллизации, образующих стабильную ячеистую структуру [14].

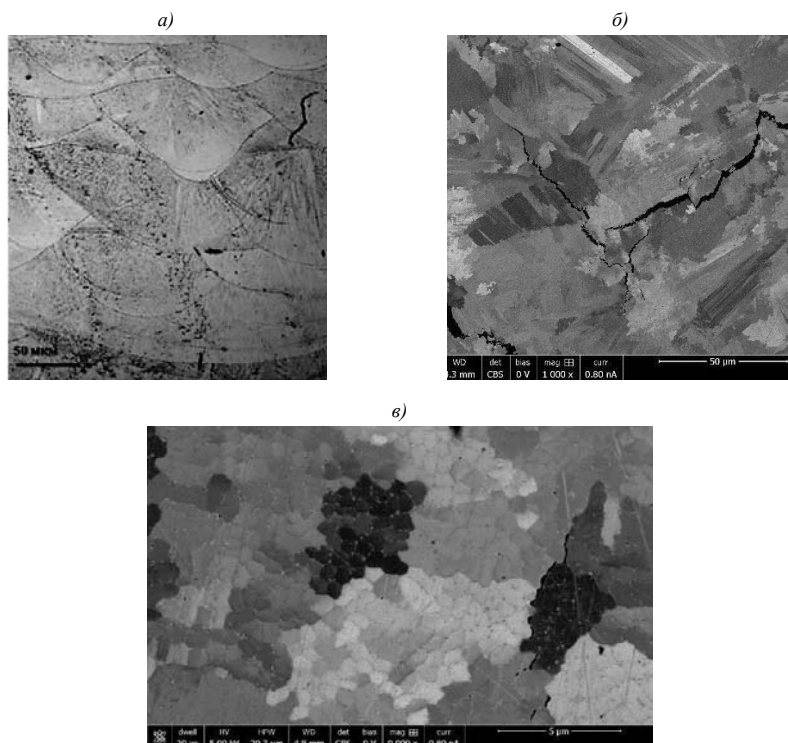


Рис. 6. Иерархия структуры материала, полученного с применением технологии селективного лазерного сплавления:

a – ванны расплава; *б* – фрагменты; *в* – ячейки (столбчатые кристаллы)

Фрагменты разориентированы относительно друг друга, их взаимная ориентировка определяет текстуру материала и зависит в том числе от энергетического воздействия. Исследование кристаллографической ориентации фрагментов проведено методом дифракции обратноотраженных электронов. Интенсивность оттенка на картах зависит от ориентации фрагментов (001), (101), (111) (рис. 7).

Показано, что при максимальном энергетическом воздействии лазера на материал при скорости сканирования 600 мм/с на карте ориентировок преобладает кристалло-графическая ориентировка {001} (рис. 7, *a*), что свидетельствует о наличии кристалло-графической текстуры {001}. С уменьшением энергетического воздействия лазера на материал на картах отсутствует преимущественная кристаллографическая ориентировка фрагментов.

Границы фрагментов имеют углы разориентировки от 10 до 45 град. Ячейки в пределах единичного фрагмента разделены малоугловыми границами с углами разориентировки не более 10 град. С уменьшением энергетического воздействия доля высокоугловых границ увеличивается.

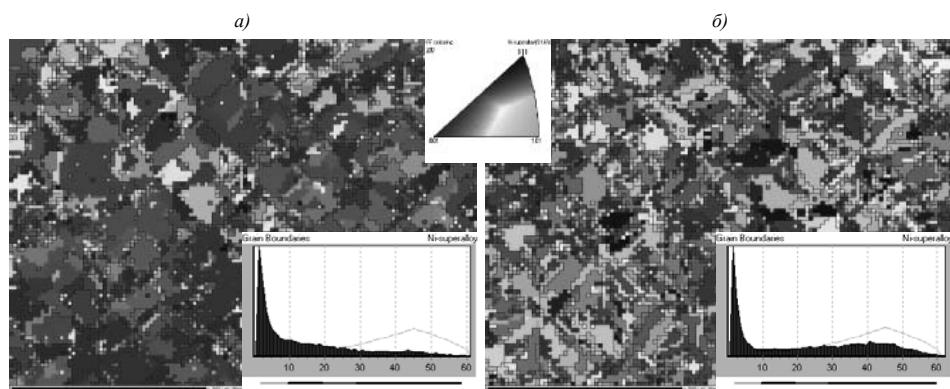


Рис. 7. Карты распределения ориентаций фрагментов при максимальном энергетическом воздействии лазера на материал при скорости сканирования 600 (а) и 1000 мм/с (б)

С применением растровой электронной микроскопии выявлена зеренная структура, типичная для никелевых сплавов, полученных методом СЛС, которая состоит из множества столбчатых ячеек: в одном сечении их диаметр в среднем составляет до 1 мкм, а в другом – превышает этот размер на порядок. Формирование ячеистой структуры связывают с концентрационным переохлаждением в процессе кристаллизации расплава, поэтому размер и морфология ячеек зависят от энергетического воздействия. В работе проведена оценка изменения среднего диаметра ячеек в зависимости от степени энергетического воздействия. Выявлено, что при уменьшении энергетического воздействия со 152 до 91 Вт/мм³, т. е. с повышением скорости сканирования, средний диаметр ячеек уменьшается с 0,722 до 0,542 мкм. Уменьшение характерного размера ячейки, согласно научным литературным данным, положительно влияет на такие важные свойства материалов, как твердость, прочность и износостойкость.

Методами ПЭМ установлено, что границы столбчатых кристаллов внутри фрагментов декорированы карбидными прослойками и отдельными частицами карбидов Ti, W, Cr. Наблюдаются также дислокационные скопления вокруг таких частиц. Кристаллографическая разориентировка между ячейками отсутствует. В объеме ячеек образуется дисперсная γ -фаза размером до 20 нм, не имеющая четкой огранки. Плотность выделения такой фазы выше вблизи границ ячеек, что подтверждается микросегрегированием γ' -образующих элементов от центра ячейки (рис. 8).

Работа выполнена в рамках реализации стратегического направления 10. «Энергоэффективные, ресурсосберегающие и аддитивные техноло-

гии получения деталей, полуфабрикатов и конструкций» комплексного научного направления 10.3. «Технологии атомизации для получения мелкодисперсных высококачественных порошков сплавов на различной основе для аддитивных технологий и порошков припоев для пайки» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1], а также при финансовой поддержке РФФИ (*грант 14-29-10246, конкурс офи_м*).

Комплексное исследование причин разрушения буксовых подшипников

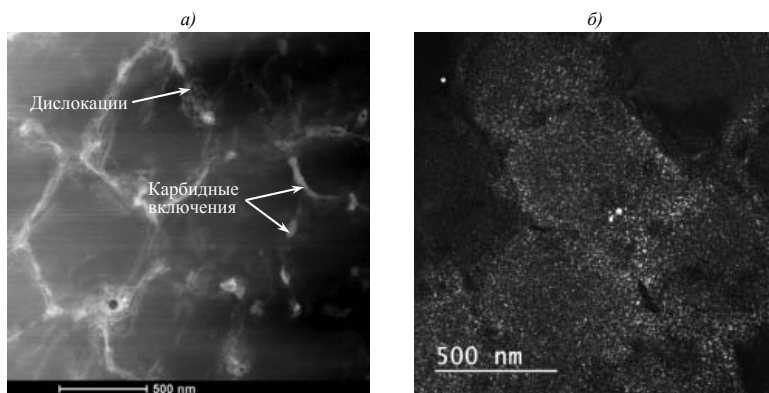


Рис. 8. Исследование структурно-фазовых особенностей и строения ячеистой структуры:

a – границы ячеек; *б* – распад в объеме ячейки с образованием γ' -фазы

Особенностью проведения исследований аварийных разрушений и анализа причин выхода из строя различных агрегатов является комплексный подход и всестороннее изучение проблемы – такой подход реализован и при исследовании причин разрушения буксовых подшипников [15, 16].

На поверхности дорожек качения внутренних колец подшипников из стали типа ШХ15 при визуальном осмотре обнаружили дефекты в виде выкрашивания материала, следов вдавливания мелких частиц, заполненных густыми остатками смазки, на торцах колец имелись сколы. На посадочной поверхности колец наблюдали следы пластической деформации от проворачивания кольца на валу (рис. 9).

Проведение анализа химического состава материала подшипника позволило установить, что марка стали соответствует марке, указанной в документации на подшипники.

Установить соответствие технологии производства данных колец подшипников требуемым в нормативной документации, а также выявить



Рис. 9. Внешний вид внутренних колец качения

причины образования дефектов на поверхности качения помогло проведение фрактографического исследования, микрорентгеноспектрального анализа, определение твердости и изучение микроструктуры. Для определения соотношения фаз в структуре материала применяли рентгеноструктурный анализ.

Изучение повреждений поверхности и локального химического состава позволило охарактеризовать дефекты на рабочей поверхности колец. Установлено наличие усталостного выкрашивания, в зонах которого обнаружены медь и цинк. Наличие данных элементов, не входящих в состав стали, свидетельствует об износе сепаратора и переносе его материала (латуни) на дорожку качения (рис. 10).

На посадочной поверхности одного из внутренних колец подшипника обнаружены окружные следы пластической деформации металла,

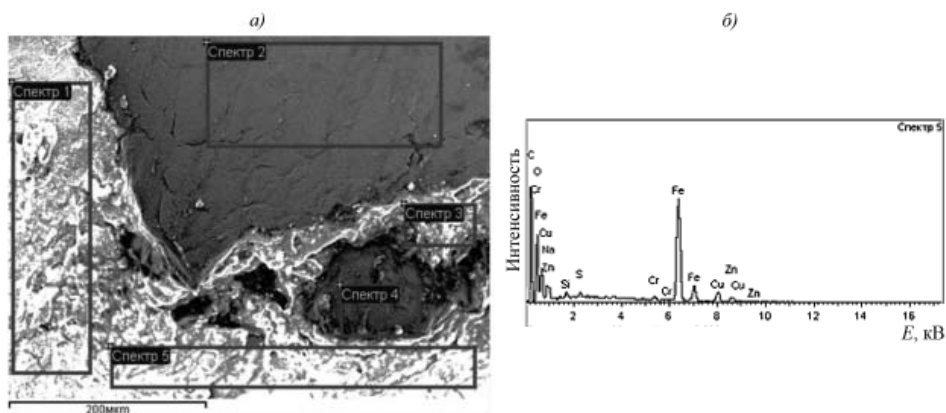


Рис. 10. Результаты микрорентгеноспектрального анализа:
а – дефекты на рабочей поверхности; *б* – спектрограмма с исследованных участков рабочей поверхности

образовавшиеся в результате проворачивания внутреннего кольца на валу, и осевые следы пластической деформации, образовавшиеся в процессе демонтажа подшипника (рис. 11).

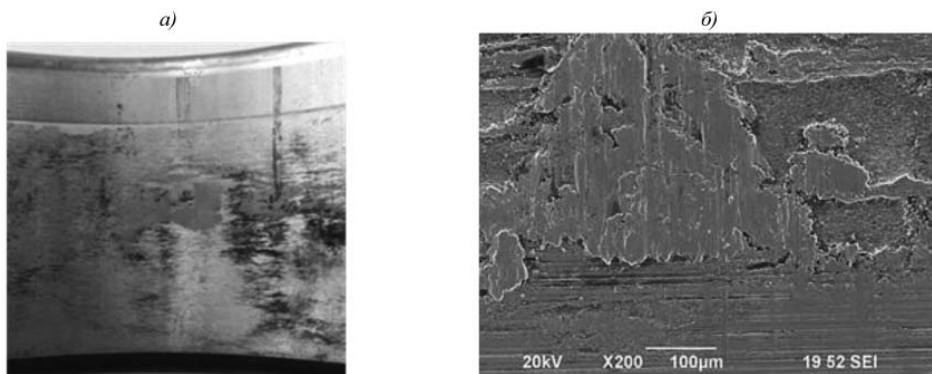


Рис. 11. Вид посадочной поверхности внутреннего кольца при внешнем осмотре (а) и при исследовании с помощью РЭМ (б)

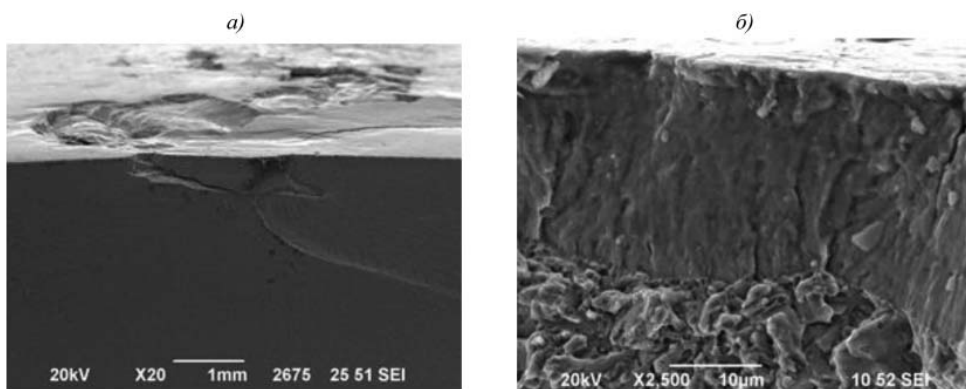


Рис. 12. Строение вскрытых дефектов (РЭМ):
 а – трещина под поверхностью ($\times 20$); б – усталостное плато и ямочное разрушение в доломе ($\times 2500$)

Металлографический анализ позволил определить глубину повреждений (дефектов в виде выкрашиваний и зоны, сильнодеформированной в процессе эксплуатации), а также определить структурные составляющие материала внутренних колец.

Фрактографический анализ поверхности вскрытых дефектов показал механизм образования усталостных выкрашиваний (рис. 12).

Проведение всестороннего исследования позволило установить, что причину эксплуатационного разрушения внутренних колец подшипни-

ков можно квалифицировать, согласно ГОСТ 27.002–89, пункт 3.15, как деградационный отказ.

Работа выполнена в рамках реализации комплексных научных направлений 2.1. «Фундаментально-ориентированные исследования» и 2.2. «Квалификация и исследования материалов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Комплексное исследование причин образования трещин стерилизационной камеры

При очередном техническом обслуживании стерилизационной камеры обнаружили трещины в металле. Данная камера рассчитана на работу в среде водяного пара при температуре 150°C и максимальном давлении 0,21 МПа. Камера, внутренняя поверхность двери, трубная обвязка и запорная арматура стерилизатора изготовлены из стали 09Х18Н9.

Для определения причин образования трещин провели комплексное исследование, включающее механические и коррозионные испытания, исследование изломов, микроструктуры основного материала и сварных швов с помощью высокоразрешающих металлофизических методов с применением растровой электронной и оптической микроскопии, а также микрорентгеноспектрального анализа.

В ходе исследований проведен анализ химического состава основного материала камеры и установлено его соответствие заявленной марке. Механические испытания подтвердили, что пределы прочности и текучести, а также показатели пластичности соответствуют данным, указанным в паспорте сосуда под давлением.

Исследования микроструктуры образцов, вырезанных из представленных фрагментов стерилизационной камеры, показали, что сталь имеет аустенитную структуру, а в сварных соединениях дефекты отсутствуют. При испытаниях основного металла стерилизационной камеры на межкристаллитную коррозию (МКК) в соответствии с требованиями ГОСТ 6032–2003, обнаружены отдельные участки с межкристаллитными повреждениями больше допустимой глубины (>30 мкм), т. е. исследуемые образцы склонны к МКК (рис. 13).

Установлено также, что трещины в материале стерилизационной камеры, расположенные как у сварных швов, так и вдали от них, развивались от дефектов поверхности коррозионного происхождения (рис. 14). Причиной образования коррозионных поражений является продолжительное воздействие коррозионно-активной среды на материал стерилизационной камеры.

Длительный контакт поверхности металла с коррозионной средой, повидимому, был возможен из-за отсутствия или недостаточного объема

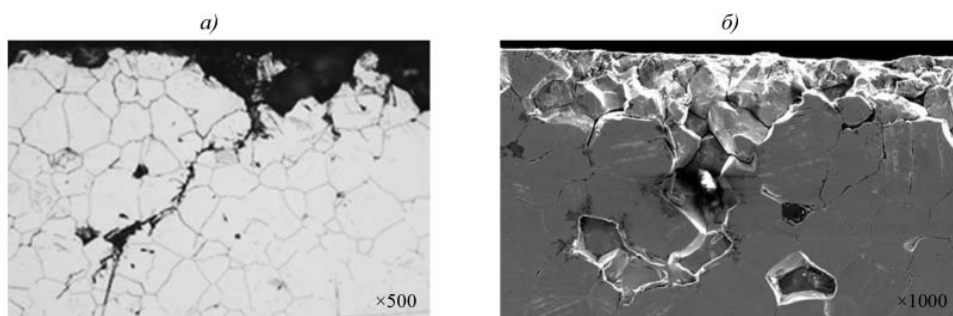


Рис. 13. Участки с межкристаллитными повреждениями, исследуемые методами оптической микроскопии (а) и РЭМ (б)

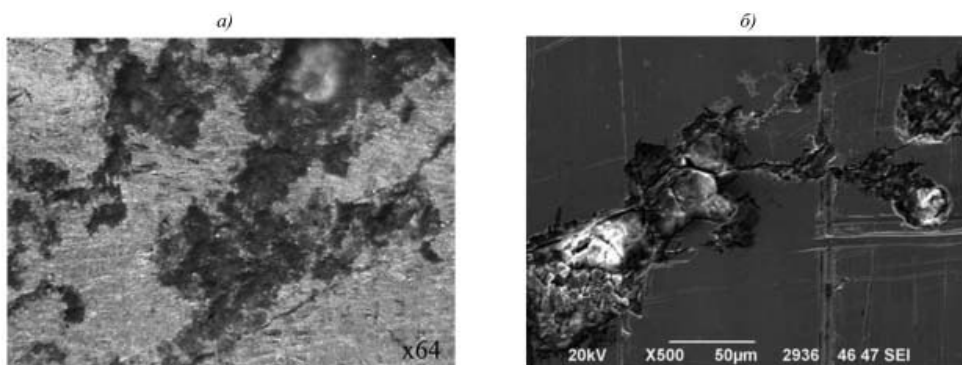


Рис.14. Вид коррозионных повреждений при металлографическом исследовании (а) и с помощью РЭМ (б)

профилактических мероприятий по уходу за камерой в период простоя между рабочими фазами. Это подтверждается наличием налета продуктов коррозии и солей жесткости на днище в застойной зоне скопления конденсата из-за неполного удаления через сливное отверстие (возможно отсутствие протирки, сушки или проветривания). В соответствии со сделанными выводами были даны рекомендации по предотвращению растрескивания при эксплуатации аналогичных агрегатов.

Установлено, что значения микротвердости в основном металле (без оксидных пленок и зон перегрева) вдали от сварного шва составляют 185–200 HV, в сварном шве: 200–215 HV; микротвердость в основном металле в области трещины и зоне перегрева от приварки штуцера: 185–195 HV, вдали от шва и зоны перегрева: 180–185 HV. Значительных колебаний значений микротвердости не обнаружено, что свидетельствует о качественно выполненном сварном соединении. Таким образом, в основном металле вдали от сварных швов трещины развивались от поверхностных дефектов коррозионного происхождения.

Работа выполнена в рамках реализации комплексных научных направлений 2.1. «Фундаментально-ориентированные исследования» и 2.2. «Квалификация и исследования материалов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Заключение

За несколько десятилетий существования металлофизики как науки удалось создать теорию и выяснить физические механизмы процессов, происходящих в металлах и сплавах при изменении состава, температуры, давления при пластической деформации и разрушении, что делает полученные научные результаты более значимыми и информативными по сравнению с тем, что было достигнуто за много веков накопления знаний эмпирическим путем.

В век быстро развивающихся технологий и создания новых материалов задачей ученого было и остается не только проведение исследований, но и правильная интерпретация полученных знаний о процессах, происходящих на макро-, микро- и даже субмикронном уровне. Именно комплексный подход к научному исследованию может обеспечить достоверные данные о структурно-фазовом и физико-химическом состоянии материала. Поэтому в настоящее время металлофизические методы исследования активно применяются комплексно, разрабатываются новые методические подходы, что обеспечивается наличием современного уникального исследовательского оборудования.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 7–17.
2. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России // Металлы Евразии. 2012. №3. С. 10–15.
3. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С. Стратегические направления развития конструкционных материалов и технологий их переработки для авиационных двигателей настоящего и будущего // Автоматическая сварка. 2013. №10. С. 23–32.
4. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
5. Чабина Е.Б., Алексеев А.А., Филонова Е.В., Лукина Е.А. Применение методов аналитической микроскопии и рентгеноструктурного

- анализа для исследования структурно-фазового состояния материалов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2013. №5. Ст. 06. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 17.10.2016).
6. Панин В.Е. Физическая мезомеханика материалов. Томск: Изд. дом Томского гос. ун-та, 2015. 920 с.
 7. Панин В.Е., Каблов Е.Н., Почивалов Ю.И., Панин С.В., Колобнев Н.И. Влияние наноструктурирования поверхностного слоя алюминий-литиевого сплава 1424 на механизмы деформации, технологические характеристики и усталостную долговечность. Повышение пластичности и технологических характеристик // Физическая мезомеханика. 2012. Т. 15. №6. С. 107–111.
 8. Беликова А.Ф., Буравова С.Н., Гордополов Ю.А. Локализация деформации и связь ее с деформированным состоянием материала // Журнал технической физики. 2013. Т. 83. №2. С. 153–155.
 9. Хохлатова Л.Б., Колобнев Н.И., Антипов В.В. и др. Влияние коррозионной среды на скорость роста трещины усталости в алюминиевых сплавах // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2013. №3. Ст. 05. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 19.10.2016).
 10. Морозова Л.В., Жегина И.П., Григоренко В.Б. Особенности деформационного поведения сплава В-1469 в условиях совместного воздействия приложенной нагрузки и коррозионно-активной среды // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2016. №9. Ст. 10. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 19.10.2016). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-10-10.
 11. Григоренко В.Б., Морозова Л.В., Жегина И.П., Фомина М.А. Особенности накопления повреждений в поверхностных слоях алюминий-литиевых сплавов 1441 и В-1469 при воздействии коррозионной среды и приложенной нагрузки // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2016. №7. Ст. 01. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 19.10.2016). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-7-1-1.
 12. Каблов Е.Н., Лукина Е.А., Сбитнева С.В., Хохлатова Л.Б., Зайцев Д.В. Формирование метастабильных фаз при распаде твердого раствора в процессе искусственного старения Al-сплавов // Технология легких сплавов, 2016. №3. С. 7–17.
 13. Евгенов А.Г., Лукина Е.А., Асланян И.Р. Структура и свойства сплавов на основе никеля, полученных методом СЛС // Аддитивные технологии: настоящее и будущее: сб. матер. 2-ой Междунар. конф. М.: ВИАМ, 2016. Ст. 01.
 14. Лукина Е.А., Базалева К.О., Петрушин Н.В., Цветкова Е.В. Особенности формирования структуры жаропрочного никелевого

сплава ЖС6К-ВИ при селективном лазерном сплавлении // Цветные металлы. 2016. №3. С. 57–63.

15. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций: учеб. пособие для вузов. М.: МИСиС, 2007. 264 с.
16. Орлов М.Р., Григоренко В.Б., Морозова Л.В., Наприенко С.А. Исследование эксплуатационных разрушений подшипников методами оптической, растровой электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2016. №1. Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.10.2016). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-1-9-9.