

Научная статья

УДК 669.721.5:620.1

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-38-52

ОСОБЕННОСТИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА НА ОСНОВЕ МАГНИЯ

А.Л. Терехин¹, А.А. Леонов¹, Н.В. Трофимов¹, А.В. Гриневич¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Приведены данные по циклической долговечности образцов магниевого сплава системы Mg–PЗМ–Zr. Усталостные характеристики корсетных образцов и образцов с надрезом оценивали при коэффициентах асимметрии цикла нагружения $R = 0,1$ и $R = -1$. Для корсетных образцов факторами, определяющими циклическую долговечность, являются размеры включений, для образцов с надрезом – расположение дефекта относительно плоскости надреза. Представлены фрактограммы изломов образцов. Установлена возможность повышения сопротивления усталости сплава системы Mg–PЗМ–Zr при улучшении качества литья.

Ключевые слова: сплав магния, циклическая долговечность, асимметрия цикла, коэффициент концентрации напряжений, дефекты, фрактография

Для цитирования: Терехин А.Л., Леонов А.А., Трофимов Н.В., Гриневич А.В. Особенности усталостного разрушения образцов сплава на основе магния // Труды ВИАМ. 2023. № 12 (130). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-38-52.

Scientific article

FEATURES OF FATIGUE FAILURE OF MAGNESIUM BASED ALLOY SAMPLES

A.L. Terekhin¹, A.A. Leonov¹, N.V. Trofimov¹, A.V. Grinevich¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. Data on the cyclic durability of magnesium alloy samples of the Mg–REM–Zr system are presented. The fatigue characteristics of corset samples and notched samples were assessed at loading cycle asymmetry coefficients $R = 0,1$ and $R = -1$. For corset samples, the factors determining cyclic durability are the size of the inclusions; for samples with a notch, the location of the defect relative to the plane of the notch. Fractograms of specimen fractures are presented. The possibility of increasing the fatigue resistance of an alloy of the Mg–REM–Zr system by improving the quality of casting has been established.

Keywords: magnesium alloy, cyclic durability, cycle asymmetry, stress concentration factor, defects, fractography

For citation: Terekhin A.L., Leonov A.A., Trofimov N.V., Grinevich A.V. Features of fatigue failure of magnesium based alloy samples. *Trudy VIAM*, 2023, no. 12 (130), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-38-52.

Введение

Благодаря низкой плотности и высокой виброустойчивости магниевые сплавы занимают определенную нишу среди авиационных конструкционных материалов. При статической прочности на растяжение $\sigma_b \approx 300$ МПа и плотности $\rho \approx 1,8$ г/см³ удельная прочность магниевого сплава достигает значения $\sigma_b/\rho \approx 17$ км (уд. ед.) [1–3]. Высокая удельная прочность позволяет магниевым сплавам конкурировать с основными алюминиевыми сплавами Д16 ($\sigma_b/\rho \approx 16,5$ км (уд. ед.)) и В95 ($\sigma_b/\rho \approx 19,3$ км (уд. ед.)), на которые приходится до 80 % массы планера воздушных судов. Хорошая обрабатываемость резанием определяет высокую технологичность магниевых сплавов, а проблема микрорыхлот возможно будет решена на пути развития аддитивных технологий [4, 5].

Основными недостатками магниевых сплавов являются пониженная коррозионная стойкость и низкая температура воспламенения. Решение этих проблем лежит в плоскости рационального легирования с привлечением редкоземельных элементов [6–12]. Наряду с удельной прочностью сопротивление усталостному разрушению определяет работоспособность материала в конструкции [13–18]. Оценка усталостной долговечности магниевого сплава стала предметом данного исследования.

Материалы и методы

Исследован магниевый сплав системы Mg–PЗМ–Zr. Выполнен полный технологический цикл работ – от выплавки сплава до изготовления образцов. Выплавку проводили в печи с газовым обогревом в стальном тигле. Массу плавки составляла 30 кг. Предварительно проводили расплавление первичного магния марки МГ95 с последующим введением легирующих элементов. В качестве модификатора использовали магниевую-циркониевую лигатуру марки Л2. Рафинирование проводили с использованием флюса ВИ-2. Выстаивание расплава осуществляли в течение 10–15 мин с последующей разливкой металла по формам.

Циклическую долговечность определяли для корсетных образцов (коэффициент концентрации напряжений $\alpha_\sigma = 1,03$) с продольной полировкой и образцов с надрезом ($\alpha_\sigma = 2,6$) при двух коэффициентах асимметрии усталостного цикла нагружения R : 0,1 и –1. Эскизы корсетного образца и образца с надрезом представлены на рис. 1.

Для цилиндрического образца диаметром $D = 12$ мм с диаметром в зоне надреза $d = 7,5$ мм при радиусе надреза $r = 0,6$ мм коэффициент концентрации напряжений α_σ составил 2,6 [1]. Радиус надреза r изменялся в диапазоне 0,60–0,64 мм.

Поверхность разрушения исследуемых образцов фиксировали на конфокальном лазерном сканирующем микроскопе. Радиус надреза определяли на оптическом инструментальном микроскопе.

Испытания на циклическую долговечность проводили на сервогидравлической испытательной системе и испытательной машине с резонансной схемой нагружения. Погрешность определения нагрузки составляла <0,5 %.

Работа выполнена с использованием испытательного оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации научного направления 2. «Фундаментально-ориентированные исследования, квалификация материалов, неразрушающий контроль» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [19–23].

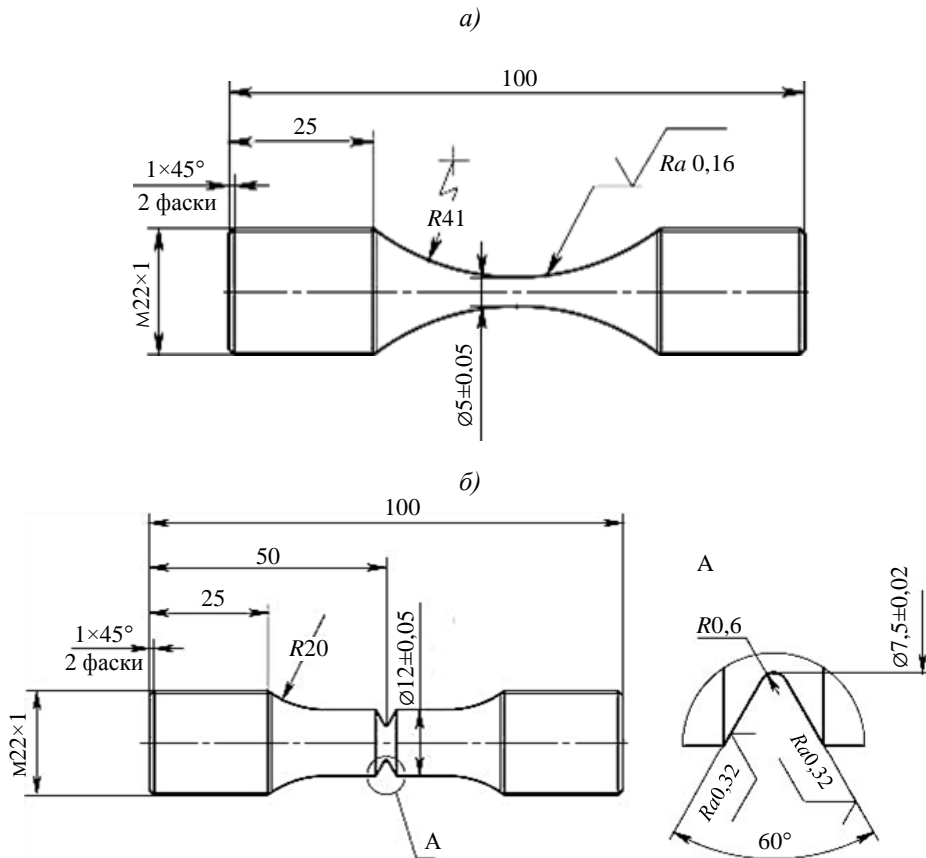


Рис. 1. Эскизы корсетного образца (а) и образца с надрезом (б) для испытания на усталость

Результаты и обсуждение

Оценка статической прочности образцов

Для установления уровня напряжений при проведении усталостных испытаний оценивали статическую прочность корсетных образцов и образцов с надрезом. Предел прочности корсетных образцов при квазистатическом растяжении составил:

Образец	1–2	2–2	3–2
Предел прочности σ_B , МПа	295	330	205

Диаметр минимального сечения d находился в диапазоне 4,99–5,02 мм. В образце 1–2 отмечено включение диаметром ~0,5 мм. В образце 2–2 дефектов не обнаружено. В образце 3–2 на кромке поверхности разрушения вне зоны минимального сечения зафиксировано включение, размеры которого в окружном направлении достигали ~2 мм, в радиальном: ~1 мм. Размер хрупкого включения в третьем направлении (вдоль оси образца) составил $\geq 0,7$ мм, что следует из хрупкого скола по кромке. Диаметр зоны разрушения достиг 5,15 мм. Общий вид образца 3–2 и поверхность разрушения в зоне хрупкого включения представлены на рис. 2.

Предел прочности образцов с надрезом при квазистатическом растяжении составил:

Образец	1–1	2–1	3–1
Предел прочности σ_B^H , МПа	340	395	370



Рис. 2. Общий вид (а) и поверхность разрушения (б) образца 3–2

Диаметр надреза d изменялся в диапазоне 12,00–12,03 мм, диаметр в выточке надреза – в диапазоне 7,38–7,40 мм.

В образце с надрезом 1–1 не отмечено посторонних включений. Практически в центре образца 2–1 зафиксировано включение площадью $\sim 0,4 \text{ мм}^2$, которое стало причиной разрушения отрывом вне основной плоскости разрушения, обусловленной надрезом. Второе включение в виде пластины длиной $\sim 0,5 \text{ мм}$ обнаружено на окружности надреза. Несмотря на небольшие размеры, включение изменило поверхность разрушения, поскольку располагалось вне плоскости разрушения, определяемой вершиной надреза. В образце 3–1 включение находилось вне плоскости разрушения, проходящей через вершину надреза. Подобное расположение включения приводит к пирамидальной поверхности разрушения с основанием размером $1,1 \times 1,5 \text{ мм}$ и зоной отрыва размером $0,4 \times 0,8 \text{ мм}$. Данный выступ (на ответной части образца – впадина) отстоит на расстояние 1 мм от центра образца. Фрактограмма поверхности разрушения образца 3–1 представлена на рис. 3.

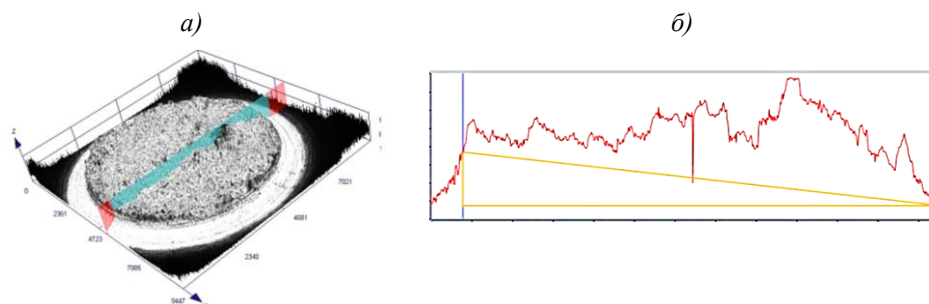


Рис. 3. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 3–1 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

При квазистатическом растяжении небольшие по площади включения, расположенные в различных плоскостях, увеличивают поверхность разрушения и, как следствие, изменяют несущую способность образца. Увеличение прочности, по-видимому, обусловлено данным фактором.

Усталостные испытания корсетных образцов

В большинстве случаев корсетные образцы разрушались в сечении с минимальной площадью, в котором реализуется максимальное напряжение. Однако дефекты образцов являлись определяющим фактором усталостного разрушения.

Образец 4 разрушился в зоне галтели (рис. 4). Площадь сечения разрушения в ~ 2 раза превышает площадь минимального сечения образца.

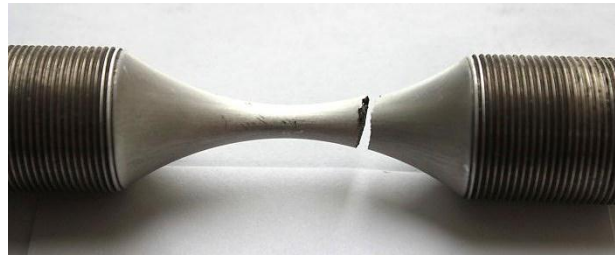


Рис. 4. Общий вид разрушения образца 4

Плоскость разрушения далеко отстоит от плоскости сечения с минимальным диаметром. Площадь разрушения составляет $\sim 38 \text{ мм}^2$. В зоне разрушения образца зафиксированы два крупных включения неопределенной формы: в центре образца – размером $3,7 \times 1,8 \text{ мм}$, на кромке поверхности разрушения – размером $1,9 \times 1,4 \text{ мм}$. Данные дефекты стали очагами формирования усталостных трещин, объединившихся в одну, развитие которой по винтообразной поверхности привело к разрушению образца. На рис. 5 представлены фрактограмма излома образца 4 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону.

Дефекты, представляющие собой неметаллические включения, визуально обнаруживали даже при небольшом увеличении ($\times 2$). Характер разрушения корсетных образцов обусловлен своеобразием включений.

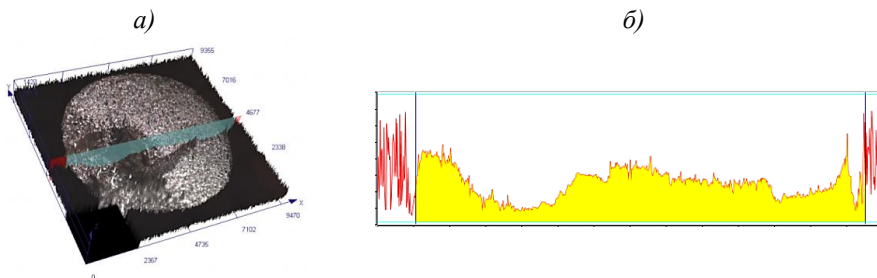


Рис. 5. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 4 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

В образце 2 на поверхности разрушения наблюдали два дефекта, расположенных диаметрально противоположно в разных плоскостях (рис. 6). В данных дефектах практически одновременно образовались усталостные трещины, которые развивались в разных плоскостях и достигли центра образца. В дальнейшем произошло разрушение срезом перемычки в плоскости, параллельной оси образца. Профиль излома наглядно иллюстрирует характер разрушения в центральной части образца от среза.

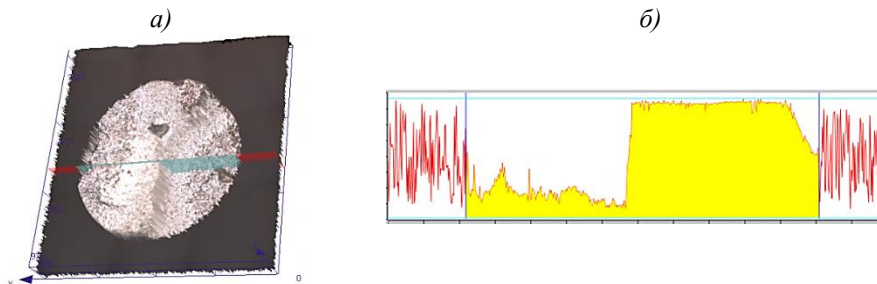


Рис. 6. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 2 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

Циклическая долговечность в основном определяется величиной включений. В образце *б* в плоскости разрушения наблюдается большой дефект размером 3×2 мм, простирающийся от кромки образца и перекрывающий его центр (рис. 7). Столь большой дефект в образце обусловил низкую усталостную долговечность.

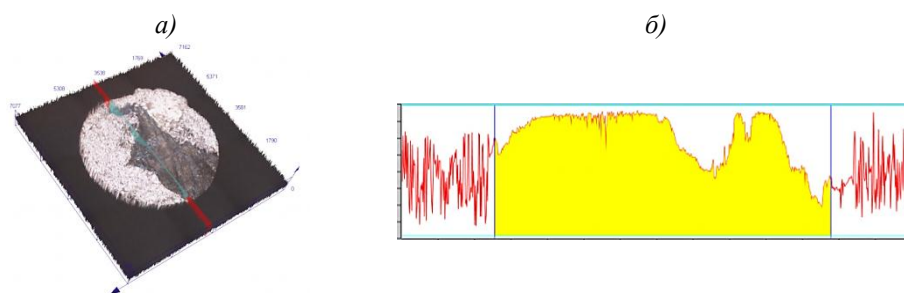


Рис. 7. Фрактограмма поверхности разрушения (*а*) образца *б* и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (*б*)

Образец *13* разрушился в сечении, отстоящем от минимального сечения на расстоянии 1 мм (рис. 8). Область дефекта, который можно характеризовать как рассеянное включение, захватывает более трети образца – от кромки излома до центра. Плоскость дефекта расположена под небольшим углом к оси образца, что привело к спиралеобразной форме поверхности разрушения.

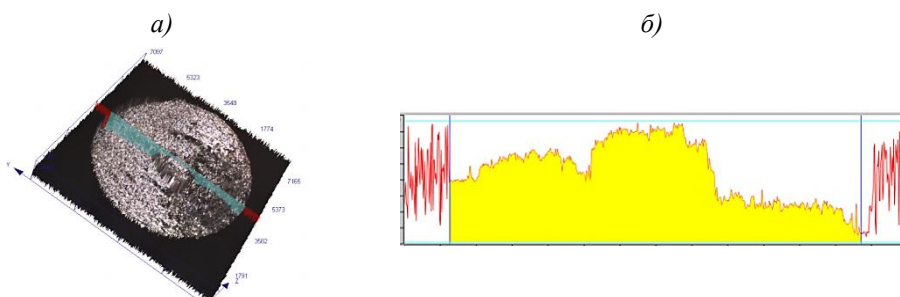


Рис. 8. Фрактограмма поверхности разрушения (*а*) образца *13* и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (*б*)

Излом образца *5* представляет собой классическое усталостное разрушение, которое началось с включения размером $0,5 \times 1$ мм на краю образца (рис. 9). Рельеф зоны разрушения изменяется, переходя от усталостного типа поверхности к квазистатическому с последующим доломом.

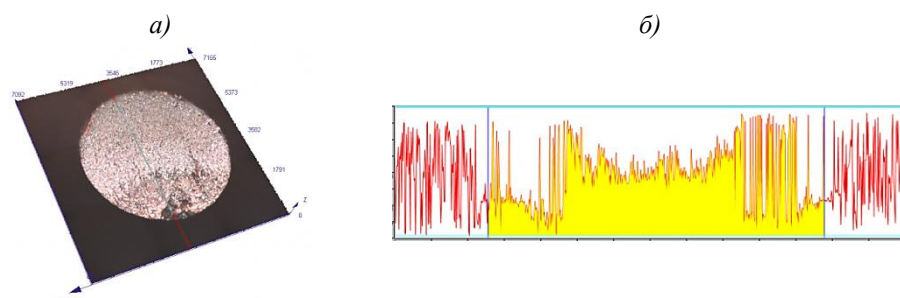


Рис. 9. Фрактограмма поверхности разрушения (*а*) образца *5* и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (*б*)

Следует отметить, что в ряде случаев дефекты имели значительные размеры в направлении оси образца, что привело к образованию двух очагов зарождения трещин в разных плоскостях из одного включения. В образце 8 возникло две трещины, которые развивались в разных плоскостях и впоследствии соединились в одну магистральную трещину с образованием ступеньки скола. Подобный характер разрушения зафиксирован для образцов 1 и 9 (рис. 10, 11).

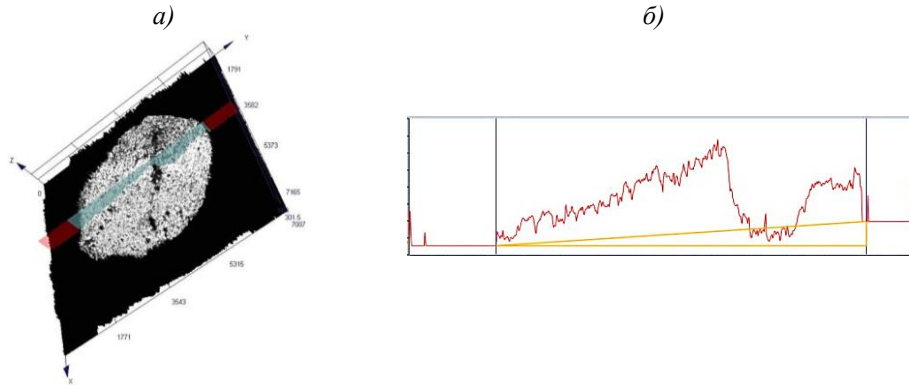


Рис. 10. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 1 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

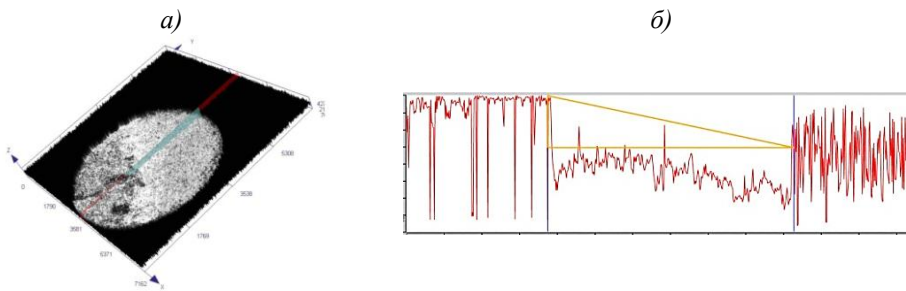


Рис. 11. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 9 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

Построение усталостной кривой $N-\sigma$ по номинальным напряжениям, установленным в начале испытаний, лишено смысла, поскольку дефекты в большинстве образцов занимают значительную площадь. Оценка размеров визуально определяемых дефектов позволяет рассчитать реально действующие напряжения в разрушенном сечении. Реальные напряжения усталостного цикла рассчитывали по проекции площади разрушенного сечения с исключением площади визуально ($\times 2$) обнаруженных дефектов.

Кривые усталости $N-\sigma$ корсетных образцов сплава системы Mg-PZM-Zr представлены на рис. 12. Кривая усталости корсетных образцов, испытанных при коэффициенте асимметрии $R = 0,1$, представлена зависимостью $y = 359,41x^{-0,116}$, а образцов, испытанных при коэффициенте асимметрии $R = -1$, – зависимостью $y = 349,54x^{-0,118}$.

Следует отметить, что данные закономерности справедливы в рамках исследуемых уровней долговечности.

Значительный разброс показателей циклической долговечности при $R = -1$ и практически полное его отсутствие при $R = 0,1$ обусловлены не влиянием условий нагружения, а свойствами и размерами дефектов в данной выборке. При этом прослеживается отрицательное влияние фактора сжимающих напряжений на циклическую долговечность образцов.

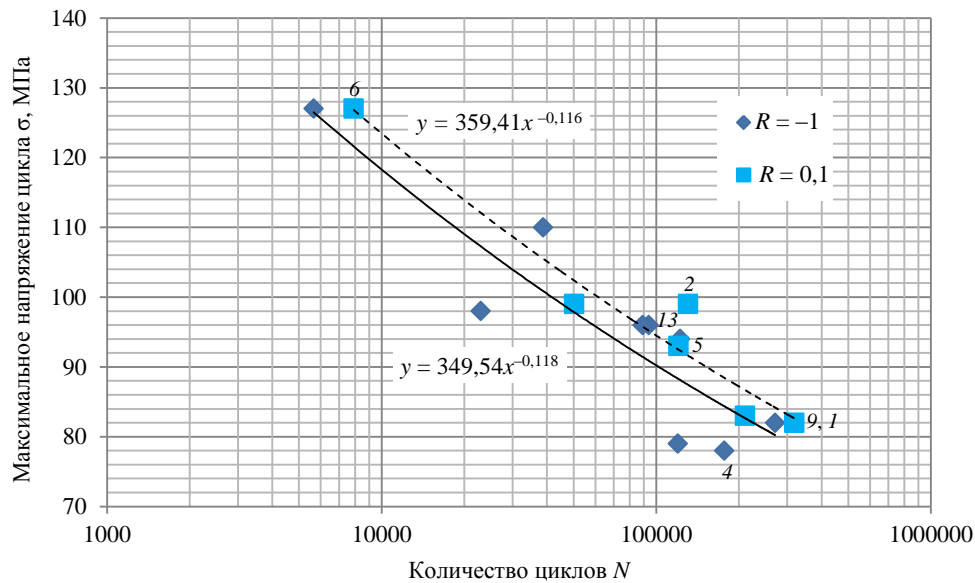


Рис. 12. Кривые усталости корсетных образцов, испытанных при коэффициентах асимметрии $R = 0,1$ и $R = -1$

Усталостные испытания образцов с надрезом

Если при испытании корсетных образцов дефекты обуславливали зону и характер усталостного разрушения, то для образцов с надрезом определяющим фактором разрушения являлась плоскость надреза. Однако дефекты, оказавшиеся в зоне надреза, неизбежно влияют на усталостную долговечность образца.

Образец 20 при высоком уровне приложенных напряжений имел самую низкую величину усталостной долговечности. Включение размером $1,2 \times 0,9$ мм располагалось в надрезе на расстоянии $\sim 1,0$ мм от плоскости, проходящей через вершину надреза. Поскольку включение по оси образца имело размер $> 1,0$ мм, то дефект затронул и вершину надреза. Размеры и расположение дефекта привели к образованию двух усталостных трещин: в вершине надреза образца и в вершине дефекта на расстоянии $\sim 1,0$ мм от вершины надреза. Данные трещины слились, образовав усталостной фронт, стремящийся к плоскости с максимальными напряжениями, которая проходит через вершину надреза. Зона усталости охватывает почти половину сечения образца. Излом второй половины образца имеет рельеф, характерный для квазистатического разрушения с отдельными вырывами, которые наблюдаются при рассеянных дефектах. Фрактограмма поверхности разрушения образца 20 представлена на рис. 13.

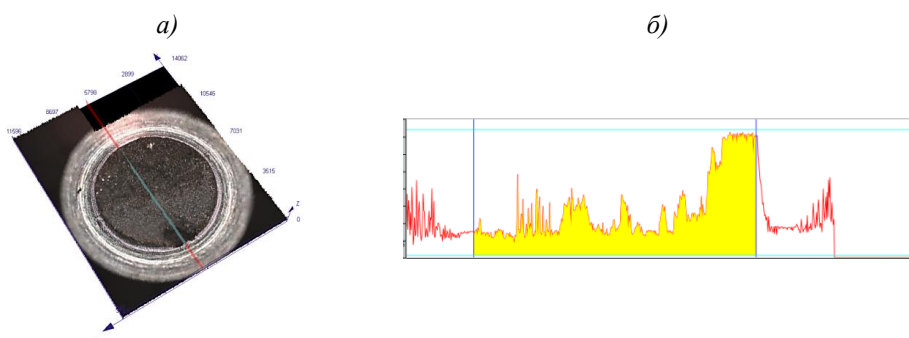


Рис. 13. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 20 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

Дефект размером $0,6 \times 0,3$ мм инициировал разрушение образца 28 (рис. 14). Дефект находился вне плоскости надреза, очаг зародившейся усталостной трещины – вне плоскости минимального сечения. Однако фронт трещины по мере развития сдвигается в область максимальных растягивающих напряжений. Излом образца характеризуется изначальной усталостной зоной разрушения, которая затем принимает вид квазистатического разрушения.

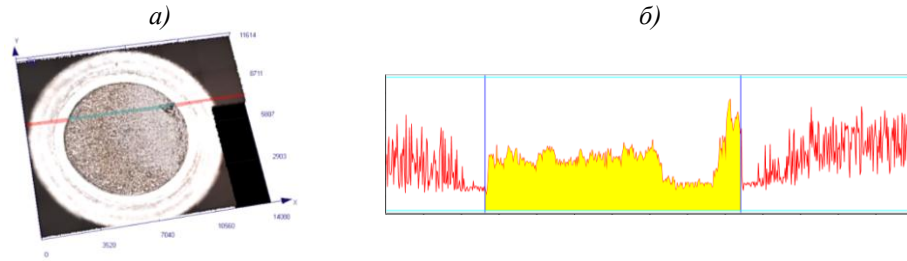


Рис. 14. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 28 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

В изломе образца 33 выявлены два включения, которые расположены на разных уровнях, не совпадающих с плоскостью надреза (рис. 15). Дефект, выходящий на контур надреза, имеет размер $1,7 \times 3$ мм, второй дефект – $1,6 \times 2,9$ мм. Дефекты разделяет перемычка длиной 0,5 мм. В процессе усталостного нагружения произошло слияние разноуровневых дефектов с формированием зоны разрушения, обусловленной данными включениями. В условиях перехода усталостной зоны к долому поверхность разрушения искривляется и переходит в плоскость, проходящую через вершину надреза.

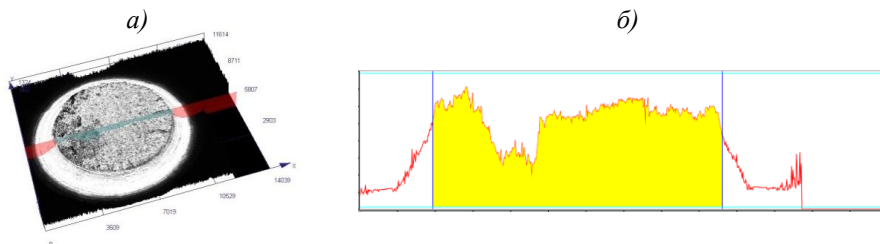


Рис. 15. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 33 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

В изломе образца 40, наряду с небольшими дефектными включениями диаметром $\sim(0,1-0,15)$ мм, выделяются два крупных включения на поверхности надреза размером 1,5 мм в окружном направлении, отстоящие на четверть окружности друг от друга (рис. 16). Крупные включения сформировали усталостные зоны по периметру надреза и полосы разрушения шириной $\sim 1,1$ мм, направленные к центру образца. О значительных размерах этих включений в направлении оси образца можно судить по разноуровневому характеру излома, в котором, наряду с усталостными зонами, наблюдаются плоскости скола. Дефект диаметром $\sim 0,25$ мм по центру образца, расположенный вне плоскости излома, привел к формированию конусообразного разрушения, диаметр основания которого составил $\sim 0,7$ мм.

Поверхность разрушения образца 35 характеризуется многоочаговостью дефектной зоны, включающей три наиболее крупных включения размером $0,5 \times 0,7$, $0,5 \times 0,8$ и $0,4 \times 0,6$ мм (рис. 17). Два дефекта размером $0,5 \times 0,7$ и $0,5 \times 0,8$ мм располагаются на кромке излома, а дефект размером $0,4 \times 0,6$ мм – на расстоянии 1 мм от центра образца. Плоскость разрушения в дефектной зоне не совпадает ($\sim 0,3$ мм) с плоскостью разрушения образца, являющейся плоскостью минимального сечения. Фронт усталостной

трещины, зародившейся в дефектной зоне, плавно переходит в плоскость минимального сечения надреза, по которой происходит разрушение.

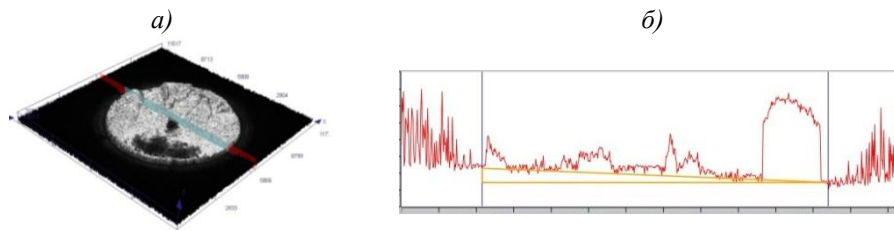


Рис. 16. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 40 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

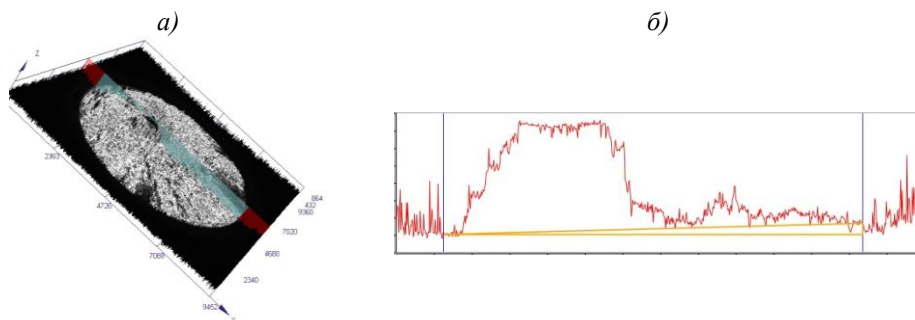


Рис. 17. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 35 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

На кромке надреза образца 16 зафиксировано хрупкое включение с линейным размером 0,4 мм и глубиной 0,3 мм (рис. 18). Данный дефект стал основой формирования усталостной трещины. Зона усталостного разрушения охватывает почти половину площади разрушения образца. Усталостная область плавно переходит в зону повторной статики, которая характеризуется более рельефным профилем разрушения. Хрупкий дефект в плоскости, проходящей через вершину надреза, существенно сказывается на циклической долговечности образца, поскольку значительно уменьшается количество циклов нагружения, ведущего к образованию усталостной трещины.

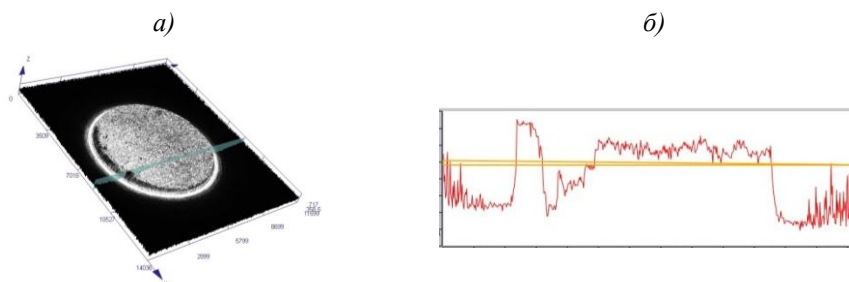


Рис. 18. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 16 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

В плоскости разрушения образца 34 на 1/3 окружности отмечены незначительные вкрапления, наибольшее из которых имеет размер 0,2 мм в окружном направлении и 0,15 мм – в радиальном (рис. 19). Данное «ожерелье» дефектов сформировало фронт усталостной трещины, которая проросла в среднем на 1,6 мм относительно контура

надреза и была остановлена альтернативным механизмом разрушения. Своеобразие разрушения заключалось в развитии разрушения от дефектов, расположенных по разные стороны от зоны раздела. Дефекты, семь из которых расположены с одной стороны надреза и шесть – с другой, составляют сложную разноуровневую композицию, в которой развитие усталостных трещин из дефектов сопровождалось разрушением перегородок по механизму среза. Это привело к формированию сложного рельефа, отличающегося от рельефа усталостного или квазистатического разрушения.

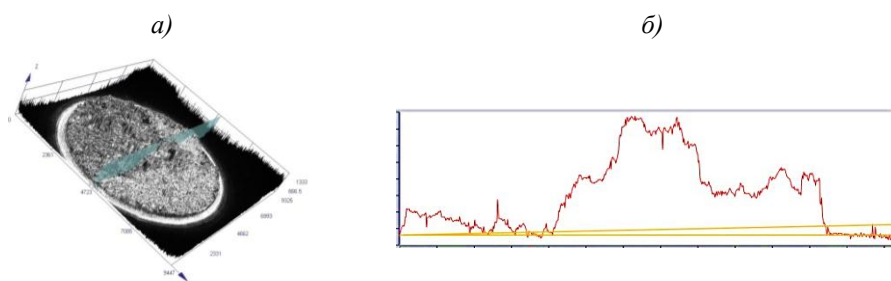


Рис. 19. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 34 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

В образце 37 два включения, расположенные близко к краю надреза и имеющие практически одинаковые размеры (0,2 мм – в окружном направлении и 0,15 мм – в радиальном), сформировали начальные усталостные зоны разрушения (рис. 20). Усталостные очаги разрушения расположены в различных плоскостях, на что указывает складка рельефа, образовавшаяся при разрушении.

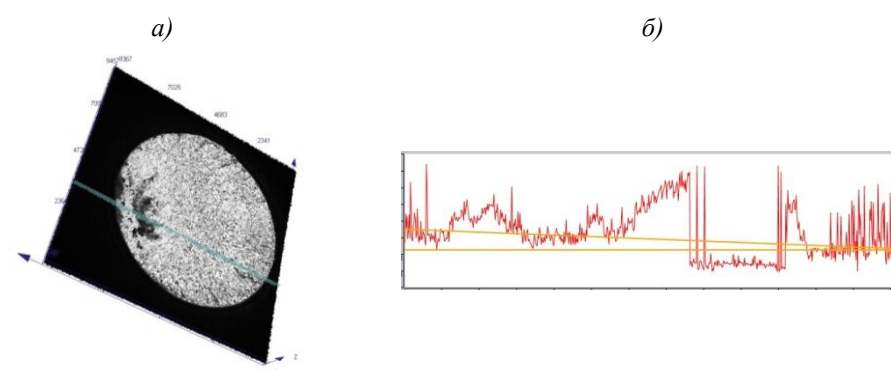


Рис. 20. Фрактограмма поверхности разрушения (а) образца 37 и профиль сечения в плоскости, проходящей через дефектную зону (б)

Фрактограммы изломов образцов с надрезом подтверждают предположение, что определяющим фактором усталостного разрушения является надрез. Именно зона максимальных растягивающих напряжений в вершине надреза инициирует возникновение усталостной трещины. Дефекты, попадающие в зону действия надреза, способствуют более раннему возникновению усталостной трещины. Воздействие дефекта снижается, если он не лежит в плоскости, проходящей через вершину надреза. При развитии фронт трещины, зародившейся в дефекте, который смещен по оси образца относительно плоскости, проходящей через вершину надреза, изгибается в зону максимальных напряжений. Несмотря на различные механизмы развития трещин, обусловленных расположением дефекта в плоскости вершины надреза или вне этой плоскости, разброс значений долговечности образцов с надрезом для данной выборки незначителен.

На рис. 21 представлены кривые усталости N – σ образцов с надрезом. Кривая усталости образцов с надрезом, испытанных при коэффициенте асимметрии $R = 0,1$, представлена зависимостью $y = -2,727\ln(x) + 117,31$, а образцов, испытанных при коэффициенте асимметрии $R = -1$, – зависимостью $y = -5,311\ln(x) + 130,71$.

Следует отметить, что данные закономерности справедливы в рамках исследуемых уровней долговечности.

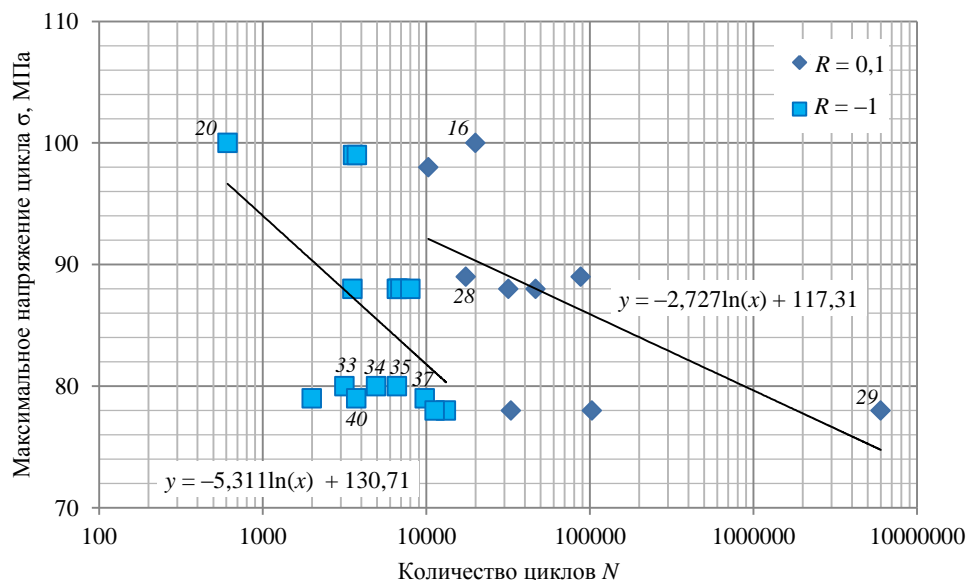


Рис. 21. Кривые усталости образцов с надрезом, испытанных при коэффициентах асимметрии $R = 0,1$ и $R = -1$

По сравнению с корсетными образцами образцы с надрезом имеют меньший уровень усталостной долговечности. При этом образец 29 продемонстрировал возможности повышения сопротивления усталости магниевого сплава системы Mg–PЗМ–Zr.

Дальнейшие работы должны быть направлены на разработку технологии, исключающей образование в магниевом сплаве системы Mg–PЗМ–Zr значительных дефектных включений.

Заключения

Сплав системы Mg–PЗМ–Zr не чувствителен к концентрации напряжений, поскольку отношение прочности образцов с надрезом ($\alpha_\sigma = 2,6$) к пределу прочности гладких образцов >1 . Как следствие, незначительные включения, как и другие дефекты структуры, несущественно влияют на статическую прочность сплава.

Усталостная долговечность определяется дефектностью материала выборки – размерами, формой и расположением включений в образце. Усталостную долговечность оценивали, исходя из бездефектной площади корсетного образца, с пересчетом на действующее нетто-напряжение, рассчитываемое по неповрежденной площади образца.

Надрез, являющийся доминантным дефектом, определяет усталостную долговечность образца. Однако если в плоскости надреза в зоне максимальных напряжений попадает включение, то оно является основным фактором, определяющим усталостную долговечность.

Список источников

1. Трофимов Н.В., Леонов А.А. Исследование влияния легирующих элементов (Nb и Ti) на содержание примесей и механические свойства высокопрочного магниевого сплава системы Mg–Zn–Zr // *Металлы*. 2020. № 3. С. 14–19.
2. Мухина И.Ю., Дуюнова В.А., Уридия З.П. Перспективные литейные магниевые сплавы // *Литейное производство*. 2013. № 5. С. 2–5.
3. *Magnesium Alloys. Design, Processing and Properties* / Ed. F. Czerwinski. IntechOpen, 2011. 540 p. DOI: 10.5772/560.
4. Luo A.A. Magnesium casting technology for structural applications // *Journal of Magnesium and Alloys*. 2013. Vol. 1. P. 2–22. DOI: 10.1016/j.jma.2013.02.002.
5. Мухина И.Ю., Леонов А.А. Флюсы в металлургии магниевых сплавов // *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2017. № 8. С. 19–25.
6. Rycerz L. Practical remarks concerning phase diagrams determination on the basis of differential scanning calorimetry measurements // *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*. 2013. Vol. 113. P. 231–238. DOI: 10.1007/s10973-013-3097-0.
7. Дуюнова В.А., Уридия З.П. Исследование воспламеняемости литейных магниевых сплавов системы Mg–Zn–Zr // *Литейщик России*. 2012. № 11. С. 21–23.
8. Леонов А.А., Трофимов Н.В., Дуюнова В.А., Уридия З.П. Тенденции развития литейных магниевых сплавов с повышенной температурой воспламенения (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2021. № 2 (96). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-3-9.
9. Мухина И.Ю. Исследование металлических систем на основе магния и разработка принципов создания коррозионноустойчивых магниевых сплавов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2014. № 1. С. 8–12.
10. Каблов Е.Н., Старцев О.В., Медведев И.М. Обзор зарубежного опыта исследований коррозии и средств защиты от коррозии // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 2. С. 76–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-76-87.
11. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. № S2. С. 3–10.
12. Дуюнова В.А., Леонов А.А., Трофимов Н.В. Исследование влияния редкоземельных элементов и термической обработки на структуру и свойства жаропрочного литейного магниевого сплава системы Mg–PЗМ–Zr // *Металлы*. 2020. № 5. С. 58–63.
13. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России // *Металлы Евразии*. 2012. № 3. С. 10–15.
14. Беляев М.С., Горбовец М.А. О разрыве кривой малоциклового усталости жаропрочного никелевого сплава // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. № S4. С. 103–108. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s4-103-108.
15. Гриневич А.В., Румянцев Ю.С., Морозова Л.В., Терехин А.Л. Исследование усталостной долговечности алюминиевых сплавов 1163-T и В950.ч.-Т2 после поверхностного упрочнения // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. № S4. С. 93–102. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s4-93-102.
16. Беляев М.С., Терентьев В.Ф., Горбовец М.А., Бакрадзе М.М., Гольдберг М.А. Малоцикловая усталость при заданной деформации и параметры упругопластического деформирования жаропрочного сплава ВЖ175 // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. № S4. С. 87–92. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s4-87-92.
17. Гриневич Д.В., Гулина И.В., Яковлев Н.О., Дзандаров Д.-С.В., Глаговский А.А., Ермакова Ю.В. Исследование влияния параметров усталостного нагружения на долговечность проушин диафрагм предкрылка самолета // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2023. № 6. Т. 89. С. 76–82.
18. Яковлев Н.О., Селиванов А.А., Гулина И.В., Гриневич А.В. К вопросу о долговечности шарнирно-болтовых соединений // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 4 (61). С. 79–85. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-79-85.

19. Ерасов В.С., Автаев В.В., Орешко Е.И., Яковлев Н.О. Преимущества «жесткого» нагружения при испытаниях на статическое и повторно-статическое растяжение // Труды ВИАМ. 2018. № 9 (69). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-9-92-104.
20. Орешко Е.И., Ерасов В.С., Гриневич А.В., Шершак П.В. Обзор критериев прочности материалов // Труды ВИАМ. 2019. № 9 (81). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-9-108-126.
21. Яковлев Н.О., Гриневич Д.В., Мазалов П.Б. Математическое моделирование напряженно-деформированного состояния при сжатии сетчатой конструкции, синтезированной методом селективного лазерного сплавления // Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Сер.: Естественные науки. 2018. № 6 (81). С. 113–127.
22. Митраков О.В., Яковлев Н.О., Якушева Н.А., Гриневич А.В. Особенности разрушения стали 20ХГСН2МФА-ВД при испытании на вязкость разрушения // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 1 (54). С. 49–56. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-49-56.
23. Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Нужный Г.А. Квалификационные испытания и исследования прочности авиационных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 8. С. 440–448.

References

1. Trofimov N.V., Leonov A.A. Study of the influence of alloying elements (Nb and Ti) on the impurity content and mechanical properties of a high-strength magnesium alloy of the Mg–Zn–Zr system. *Metally*, 2020, no. 3, pp. 14–19.
2. Mukhina I.Yu., Duyunova V.A., Uridiya Z.P. Promising cast magnesium alloys. *Liteynoe proizvodstvo*, 2013, no. 5, pp. 2–5.
3. *Magnesium Alloys. Design, Processing and Properties*. Ed. Frank Czerwinski. IntechOpen, 2011. 540 p. DOI: 10.5772/560.
4. Luo A.A. Magnesium casting technology for structural applications. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2013, vol. 1, pp. 2–22. DOI: 10.1016/j.jma.2013.02.002.
5. Mukhina I.Yu., Leonov A.A. Fluxes in the metallurgy of magnesium alloys. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2017, no. 8, pp. 19–25.
6. Rycerz L. Practical remarks concerning phase diagrams determination on the basis of differential scanning calorimetry measurements. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2013, vol. 113, pp. 231–238. DOI: 10.1007/s10973-013-3097-0.
7. Duyunova V.A., Uridiya Z.P. Study of the flammability of cast magnesium alloys of the Mg–Zn–Zr system. *Liteyshchik Russii*, 2012, no. 11, pp. 21–23.
8. Leonov A.A., Trofimov N.V., Duyunova V.A., Uridia Z.P. Trends in the development of cast magnesium alloys with an increased ignition temperature (review). *Trudy VIAM*, 2021, no. 2 (96), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 25, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-3-9.
9. Mukhina I.Yu. Research of metal systems based on magnesium and development of principles for creating corrosion-resistant magnesium alloys. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2014, no. 1, pp. 8–12.
10. Kablov E.N., Startsev O.V., Medvedev I.M. Review of international experience on corrosion and corrosion protection. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 2 (35), pp. 76–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-76-87.
11. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Vershkov A.V. Rare metals and rare-earth elements are materials for modern and future high technologies. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2013, no. S2, pp. 3–10.
12. Duyunova V.A., Leonov A.A., Trofimov N.V. Study of the influence of rare earth elements and heat treatment on the structure and properties of a heat-resistant cast magnesium alloy of the Mg–REM–Zr system. *Metally*, 2020, no. 5, pp. 58–63.
13. Kablov E.N. Modern materials are the basis of innovative modernization of Russia. *Metally Evrazii*, 2012, no. 3, pp. 10–15.

14. Belyaev M.S., Gorbovec M.A. About discontinuity of LCF diagram in S-N coordinates for Ni-based superalloy. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2014, no. S4, pp. 103–108. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-s4-103-108.
15. Grinevich A.V., Romyancev Yu.S., Morozova L.V., Terehin A.L. Study of fatigue life of 1163-T and V95o.ch.-T2 aluminum alloys after surface hardening. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2014, no. S4, pp. 93–102. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-s4-93-102.
16. Belyaev M.S., Terentev V.F., Gorbovec M.A., Bakradze M.M., Goldberg M.A. Low-cycle fatigue for a given deformation and parameters of elastic-plastic deformation of superalloy VZh175. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2014, no. S4, pp. 87–92. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s4-87-92.
17. Grinevich D.V., Gulina I.V., Yakovlev N.O., Dzandarov D.-S.V., Glagovsky A.A., Ermakova Yu.V. Study of the influence of fatigue loading parameters on the durability of aircraft slat diaphragm lugs. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*, 2023, no. 6, vol. 89, pp. 76–82.
18. Iakovlev N.O., Selivanov A.A., Gulina I.V., Grinevich A.V. Revisiting the durability of hinged-bolt connections. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 79–85. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-79-85.
19. Erasov V.S., Avtaev V.V., Oreshko E.I., Yakovlev N.O. Strain-controlled testing advantages at static tension and repeated-static tension. *Trudy VIAM*, 2018, no. 10 (70), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 25, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-9-92-104.
20. Oreshko E.I., Erasov V.S., Grinevich D.V., Sershak P.V. Review of criteria of durability of materials. *Trudy VIAM*, 2019, no. 9 (81), paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 25, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-9-108-126.
21. Yakovlev N.O., Grinevich D.V., Mazalov P.B. Mathematical modeling of the stress-strain state during compression of a mesh structure synthesized by selective laser melting. *Vestnik Moskovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. N.E. Baumana. Ser.: Natural Sciences*, 2018, no. 6 (81), pp. 113–127.
22. Mitakov O.V., Yakovlev N.O., Yakusheva N.A., Grinevich A.V. Destruction features of steel 20ХГСН2МФА-ВД during the fracture toughness test. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 1 (54), pp. 49–56. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-49-56.
23. Erasov V.S., Yakovlev N.O., Nuzhnyj G.A. Qualification tests and researches of durability of aviation materials. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 440–448.

Информация об авторах

Терехин Александр Леонидович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Леонов Александр Андреевич, начальник лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Трофимов Николай Вадимович, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Гриневич Анатолий Владимирович, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Alexander L. Terekhin, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Alexander A. Leonov, Head of Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Nikolay V. Trofimov, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Anatoly V. Grinevich, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 24.10.2023; получена после доработки 30.11.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 30.11.2023.

The article was submitted 24.10.2023; received in revised form 30.11.2023; approved and accepted for publication after reviewing 30.11.2023.