

PACSnumbers: 61.72.-y, 61.80.Bg, 62.20.me, 62.20.Qp, 68.37.Lp, 81.40.Np, 81.40.Pq, 81.70.Bt

## **Повышение усталостного ресурса силумина электронно-пучковой обработкой**

В. Е. Громов\*, К. В. Аксёнова\*, С. В. Коновалов\*, Ю. Ф. Иванов\*\*,\*\*

\**Сибирский государственный индустриальный университет,  
ул. Кирова, 42,  
654007 Новокузнецк, Россия*

\*\**Национальный исследовательский  
Томский политехнический университет,  
просп. Академический, 2/3,  
634055 Томск, Россия*

\*\*\**Институт сильноточной электроники СО РАН,  
просп. Академический, 2/3,  
634055 Томск, Россия*

В настоящее время в различных отраслях промышленности всё большую популярность приобретают изделия из алюминиевых сплавов. Однако сравнительно низкие прочностные свойства силумина существенно сужают сферу его применения. Силумины практически не упрочняются термической обработкой из-за малого различия по растворимости кремния при высокой и низкой температуре. Поэтому важнейшим методом улучшения их механических свойств является модифицирование. Осуществлена обработка силумина эвтектического состава высокоинтенсивным импульсным электронным пучком в различных режимах. Выполнены многоцикловые усталостные испытания и выявлен режим облучения, позволивший повысить усталостную долговечность материала более чем в 3,5 раза. Методами сканирующей и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии проведены исследования структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры силумина, подвергнутого усталостным многоцикловым испытаниям до разрушения. Показано, что в режиме частичного оплавления поверхности облучения процесс модификации поверхности сопровождается формированием многочисленных микропор, расположенных вдоль границы раздела пластина–матрица, и микротрещин, расположенных в пластинах кремния. В режиме устойчивого плавления (толщина расплавленного слоя изменяется в пределах до 20 мкм) формируется мультимодальная структура (зёрна размерами 30–50 мкм с расположенными на границах частицами кремния размерами до 10 мкм; субзёрненная

структура в виде ячеек кристаллизации размерами от 100 нм до 250 нм). Выявлено, что источниками усталостных микротрещин являются пластины кремния микронных и субмикронных размеров, не растворившиеся при электронно-пучковой обработке. Обсуждены возможные причины повышения усталостного ресурса силумина электронно-пучковой обработкой. Показано, что основными причинами увеличения усталостной долговечности силумина являются: значительное увеличение критической длины трещины, коэффициента безопасности, снижение среднего расстояния между усталостными бороздками (пробег трещины за цикл нагружения), формирование мультимодальной многофазной субмикро- и наноразмерной структуры. Изучены трибологические и прочностные свойства поверхности силумина после электронно-пучковой обработки и усталостных испытаний и выявлено снижение твердости, увеличение скорости изнашивания и коэффициента трения с ростом числа циклов до разрушения. Обсуждены возможные причины снижения прочностных и трибологических свойств поверхностных слоев силумина.

В теперішній час у різних галузях промисловості все більшої популярності набувають вироби з алюмінієвих сплавів. Однак порівняно низькі міцнісні властивості силуміну істотно звужують сферу його застосування. Силуміни практично не зміцнюються термічним обробленням через малу відмінність за розчинністю Кремнію при високій і низькій температурах. Тому найважливішою метою поліпшення їхніх механічних властивостей є модифікування. Здійснено оброблення силуміну евтектичного складу високоінтенсивним імпульсним електронним пучком за різних режимів. Виконано багатоциклові утомні випробування та виявлено режим опромінення, що уможливив підвищити утомну довговічність матеріалу більш ніж у 3,5 рази. Методами сканувальної та просвітлювальної електронної дифракційної мікроскопії проведено дослідження структурно-фазових станів і дефектної субструктури силуміну, підданого утомним багатоцикловим випробуванням до руйнування. Показано, що в режимі часткового розтоплення поверхні опроміненням процес модифікації поверхні супроводжується формуванням численних мікропор, розташованих вздовж межі поділу платівка-матриця, і микротріщин, розташованих у платівках силіцію. У режимі стійкого топлення (товщина розтопленого шару змінюється в межах до 20 мкм) формується мультимодальна структура (зерна розмірами у 30–50 мкм з розташованими на межах частинками силіцію розмірами до 10 мкм; субзеренна структура у вигляді осередків кристалізації розмірами від 100 нм до 250 нм). Виявлено, що джерелами утомних микротріщин є платівки силіцію микронних і субмикронних розмірів, що не розчинилися при електронно-пучковому обробленні. Обговорено можливі причини підвищення утомного ресурсу силуміну електронно-пучковим обробленням. Показано, що основними причинами збільшення утомної довговічності силуміну є: значне збільшення критичної довжини тріщини, коефіцієнта безпеки, зниження середньої віддалі між утомними борозенками (пробіг тріщини за цикл навантаження), формування мультимодальної багатофазної субмікро- і нанорозмірної структури. Ви-

вчено трибологічні та міцнісні властивості поверхні силуміну після електронно-пучкового оброблення й утомних випробувань і виявлено зниження твердості, збільшення швидкості зношування та коефіцієнта тертя з ростом числа циклів до руйнування. Обговорено можливі причини погіршення міцнісних і трибологічних властивостей поверхневих шарів силуміну.

At present, the aluminium-alloy productions become increasingly popular in different branches of industry. However, the relatively low strength properties of silumin significantly restrict its scope of application. Silumins are not strengthened by heat treatment due to the small differences in the solubility of silicon at the high and low temperatures. Therefore, modification is the most important method of improving their mechanical properties. Processing of eutectic silumin by high-intensive electron beam in various regimes is carried out. High-cycle fatigue tests are performed to determine irradiation regime allowing increasing the material fatigue life by more than 3.5 times. Investigations of structure–phase states and defect substructure of silumin subjected to high-cycle fatigue tests up to failure are carried out by methods of the scanning and transmission electron-diffraction microscopy. As shown for the regime of partial melting of the irradiation surface, the process of surface modification is accompanied with the formation of numerous large micropores over the boundary plate–matrix and microcracks located in the silicon plates. A multimodal structure (grains of 30–50  $\mu\text{m}$  sizes and silicon particles of up to 10  $\mu\text{m}$  located on the boundaries) is formed in stable melting regime as well as subgrain structure in the form of crystallization cells of sizes from 100 nm up to 250 nm). As revealed, the sources of fatigue microcracks are silicon plates of the micron and submicron sizes, which are not soluble at the electron-beam treatment. The possible reasons of the silumin fatigue life increasing under electron-beam treatment are discussed. As shown, the main reasons for silumin fatigue-life increase are the considerable increase of the critical crack length, the safety coefficient, and the reduction of average distance between fatigue striations (crack path for loading cycle), the formation of multimodal, multiphase, submicro- and nanosize structure. The tribology and strength properties of silumin surface after electron-beam treatment and fatigue tests are studied; and hardness decrease, wear rate, and friction coefficient increase with the growth of cycles' number are revealed. The possible reasons for deterioration of the tribology and strength properties of silumin surface layers are discussed.

**Ключевые слова:** силумин, структура, усталость, электронный пучок, ячеистая кристаллизация.

**Ключові слова:** силумін, структура, втома, електронний пучок, коміркова кристалізація.

**Keywords:** silumin, structure, fatigue, electron beam, cellular crystallization.

*(Получено 27 апреля 2015 г.)*

## 1. ВВЕДЕНИЕ

В соответствии с диаграммой состояния сплавы Al–Si эвтектического типа содержат 9–13% Si, а структура их, кроме эвтектики, может включать в себя дендриты  $\alpha$ -твёрдого раствора и небольшое количество первичных кристаллов кремния [1, 2].

В настоящее время разработан ряд новых перспективных способов модифицирования силуминов, применяемых при изготовлении ответственных деталей, работающих при повышенных нагрузочно-скоростных условиях, резком перепаде температур, наличии агрессивных сред (цилиндропоршневые группы, компрессоры автомобильной и авиакосмической техники, подшипники турбокомпрессоров, тормозные пары в авто- и авиастроении, трубы для нефтегазового комплекса). Данные способы основаны на использовании концентрированных потоков энергии и обеспечивают высокие физико-химические характеристики сплавов (лазерная обработка, обработка потоками плазмы, мощными ионными и низкоэнергетическими электронными пучками, метод оплавления электродугой в магнитном поле и некоторые другие [3, 4]).

Большими возможностями по сравнению с лазерной обработкой, а также обработкой потоками плазмы и мощными ионными пучками, обладают способы модифицирования структуры приповерхностного слоя изделий из различных материалов, основанные на воздействии высокоинтенсивными импульсными электронными пучками микро- и субмиллисекундной длительности. Электронно-пучковая технология обладает большими возможностями контроля и регулирования количества подводимой к обрабатываемой поверхности энергии, отличается высокой локальностью распределения энергии в приповерхностном слое обрабатываемого материала и высоким коэффициентом полезного действия. Сверхвысокие скорости (до  $10^9$  К/с) нагрева до температур плавления и последующего охлаждения тонкого приповерхностного слоя материала ( $10^{-7}$ – $10^{-6}$  м), формирование в нём предельных градиентов температуры (до  $10^7$ – $10^8$  К/м), обеспечивающих охлаждение приповерхностного слоя за счёт теплоотвода в основной объём материала со скоростью  $10^4$ – $10^9$  К/с, создают условия для образования в приповерхностном слое аморфной, нано- и субмикроструктурной структуры. Использование пучков в качестве средства модификации металлов и сплавов приводит к существенному изменению структурно-фазового состояния поверхностных слоёв и, как следствие, к увеличению коррозионной стойкости, износостойкости и микротвёрдости, недостижимым при традиционных методах поверхностной обработки [3, 4].

Детальный анализ методами просвечивающей электронной ди-

фракционной микроскопии фазового состава и дефектной субструктуры силумина, подвергнутого электронно-пучковой обработке (ЭПО) с параметрами плотность энергии 20 Дж/см<sup>2</sup>, длительность импульсов воздействия 50–150 мкс, частота 0,3 с<sup>-1</sup>, количество импульсов воздействия пучка электронов 1 до 200, показал, что в зависимости от концентрации растворившегося в алюминии на стадии плавления поверхностного слоя кремния, при последующей высокоскоростной кристаллизации формируются структуры следующего типа. Во-первых, структура ячеистой кристаллизации. Объём ячеек является твёрдым раствором на основе алюминия. При количестве импульсов облучения 1 и 5 в объёме ячеек обнаруживаются наноразмерные выделения второй фазы. По границам ячеек располагаются прослойки кремния. Во-вторых, формируются зерна алюминия, содержащие хаотически распределённые ламели кремния. В-третьих, зерна алюминия, объём которых свободен от выделений кремния. В этом случае кремний выделяется в виде протяжённых прослоек вдоль границ зёрен. В-четвертых, зерна алюминия, в объёме которых наблюдаются выделения кремния глобулярной формы; размеры частиц изменяются в пределах от 20 до 40 нм [4].

Обработка силуминов эвтектического и заэвтектического составов более короткими электронными пучками длительностью в несколько микросекунд также обеспечивает существенную модификацию свойств поверхностных слоёв [5–8], благодаря действию динамических полей напряжений, формирующихся при нагреве, плавлении и охлаждении. Это выражается в значительном измельчении структуры, улучшении характеристик износостойкости, коррозионной стойкости, увеличении твёрдости. Наличие на поверхности C, Cr, Ti, TiN покрытий приводит к существенной диффузии на несколько микрон этих элементов.

Для нержавеющей коррозионностойкой стали 316L при ЭПО импульсами микросекундной длительности наблюдается измельчение структурно-фазовых состояний и рост коррозионной стойкости [9]. Для низкоуглеродистой стали (C = 0,2 вес.%) отмечается формирование наноразмерного цементита и аустенита, пересыщенного углеродом [10]. Проведены комплексные исследования, выполненные методами современного металловедения, позволяющие заключить, что импульсно-периодическая электронно-пучковая обработка промышленных сталей, структурно-фазовое состояние которых варьируется от квазиоднородного (закалённая сталь 38ХНЗМФА) до высоконеоднородного (высокоотпущенная сталь 13Х11Н2В2МФ), твёрдых сплавов, содержание связующего материала которых изменяется в пределах от 8 вес.% (сплав ВК8) до  $\approx$  50% (сплав TiC–NiCr), металлических (сплав Ni–Cr–Al–Y–Ti) и керамических (состав ZrO<sub>2</sub> + 6–8% Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) покрытий, а

также порошковых материалов сопровождается формированием многослойной структуры с существенным измельчением элементов структурно-фазового состояния материала приповерхностного слоя. Последнее приводит к значительному повышению механических и триботехнических характеристик материала. Полученные результаты являются основой для разработки технологии электронно-пучковой обработки металлических, металлокерамических и керамических материалов с целью кратного повышения их служебных характеристик [11].

Для нержавеющей стали различных структурных классов ЭПО обеспечивает существенное повышение (до 3,5 раз) усталостной долговечности [12]. Так, для стали 20Х23Н18 ЭПО поверхности стали при вариации плотности энергии пучка электронов 20, 30 и 40 Дж/см<sup>2</sup>, длительности импульса пучка 50 мкс и 150 мкс, количестве импульсов воздействия 3 и частоте следования импульсов 0,3 с<sup>-1</sup> приводит к существенному (в  $\cong$  2,3 раза) измельчению зёрненной структуры стали. Предположительно, в стали протекает процесс динамической рекристаллизации, инициированный высоким уровнем напряжений, возникающих в материале при высокоскоростном охлаждении [13–15].

ЭПО и последующие усталостные испытания приводят к формированию многослойной структуры, состоящей из: поверхностного слоя, толщина которого варьируется в пределах от десятых долей до единиц микрометра; переходного слоя толщиной до 10 мкм, имеющего столбчатую структуру, образовавшуюся в результате кристаллизации расплава; слоя термического влияния.

Усталостные испытания стали 20Х23Н18 после ЭПО сопровождаются значительным расширением (по сравнению с зёрненным ансамблем стали без ЭПО) спектра размеров зёрен. Выявлен режим ЭПО ( $E_s = 20$  Дж/см<sup>2</sup>, длительность импульса воздействия пучка электронов  $\tau = 50$  мкс, количество импульсов воздействия — 3, частота следования — 0,3 Гц), позволяющий значительно (в 2,1 раза) увеличить усталостную долговечность стали [16–18].

Воздействие высокоинтенсивных электронных пучков смещает формирование при усталостных испытаниях областей критической структуры, являющихся потенциальным местом формирования микротрещин, в сторону большего количества циклов нагружения. Другими факторами повышения усталостной долговечности, инициированными ЭПО, является измельчение зёрненной структуры, снижение уровня дальнедействующих полей напряжений, подавление процессов множественного микродвойникования и деформационного превращения  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -мартенсит [19–21].

Установлено, что увеличение плотности энергии пучка электронов в интервале 10–30 Дж/см<sup>2</sup> (50 мкс, 0,3 Гц, 3 имп) при обработке поверхности предварительно закалённой стали 20Х13

высокоинтенсивным электронным пучком приводит к увеличению толщины расплавленного поверхностного слоя; к растворению частиц карбидной фазы, присутствовавших в стали перед облучением электронным пучком; к снижению концентрации хрома в поверхностном слое; к формированию структуры ячеистой кристаллизации; к немонотонному изменению среднего размера зёрен [22–24].

Показано, что электронно-пучковая обработка поверхности стали 20X13 в интервале плотности энергии пучка электронов  $E_s = 10\text{--}30$  Дж/см<sup>2</sup> приводит к увеличению усталостной долговечности в 1,4–2 раза [25, 26].

Формируемая в результате усталостного нагружения структура определяется режимом предварительной электронно-пучковой обработки:

— при облучении электронным пучком с  $E_s = 10$  Дж/см<sup>2</sup> (режим оплавления поверхности) в слое толщиной  $\cong 5$  мкм наблюдается формирование: во-первых, полосовой субструктуры; во-вторых, субзёрен наноразмерного диапазона, расположенных вдоль границ и в стыках границ полос деформации и зёрен; в-третьих, переходного слоя, разделяющего карбид и матрицу; в-четвертых, внутренних полей напряжений в объёме частиц карбидной фазы; в-пятых, частиц карбидов хрома;

— при облучении электронным пучком с  $E_s = 20$  Дж/см<sup>2</sup> (режим плавления поверхностного слоя толщиной  $\cong 5$  мкм) в слое толщиной  $\cong 5$  мкм фиксируется, во-первых, полное растворением субмикронных частиц карбида типа  $M_{23}C_6$ , присутствующих в стали исходного состояния, во-вторых, формирование зёрненно-субзёрненной структуры;

— при облучении электронным пучком с  $E_s = 30$  Дж/см<sup>2</sup> (режим плавления поверхностного слоя толщиной  $\cong 8\text{--}10$  мкм) выявлено, во-первых, разрушение структуры ячеек кристаллизации, во-вторых, формирование разнообразной дислокационной субструктуры (сетчатая, ячеисто-сетчатая, полосовая, оборванные субграницы, субзёрна).

Установлено, что основными причинами повышения усталостной долговечности, инициированной электронно-пучковой обработкой стали, является измельчение зёрненной и субзёрненной структуры, растворение частиц карбидной фазы в поверхностном слое [27, 28].

Облучение рельсовой стали высокоинтенсивным электронным пучком сопровождается плавлением поверхностного слоя и формированием структуры ячеистой кристаллизации. Выявлено расслоение поверхностного слоя стали по углероду с образованием в стыках ячеек кристаллизации частиц графита при высокоскоростной кристаллизации, инициированной обработкой высокоин-

тенсивным электронным пучком.

Выявлен градиентный характер структуры, формирующейся в поверхностном слое стали, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком. Показано, что в условиях высокоскоростного нагрева и охлаждения в режиме оплавления ( $E_s = 10$  Дж/см<sup>2</sup>) в поверхностном ( $\cong 0,5-1,0$  мкм) слое стали формируется микронеоднородное структурно-фазовое состояние, представленное зёрнами  $\alpha$ -фазы с ячейками кристаллизации, в объёме которых образуются кристаллы мартенсита наноразмерного диапазона, и зёрнами  $\alpha$ -фазы с кристаллами мартенсита субмикронного диапазона [29–34].

Выявлен режим облучения высокоинтенсивным электронным пучком, позволяющий в  $\cong 2,5$  раза увеличить усталостную долговечность рельсовой стали Э76Ф. Показано, что преимущественным местом формирования концентраторов напряжений в облучённой электронным пучком стали является граница раздела слоя высокоскоростной кристаллизации и слоя термического влияния (дно ванны расплава). Установлено, что увеличение усталостной долговечности стали, облучённой электронным пучком, обусловлено формированием игольчатого профиля границы раздела, приводящего к диспергированию концентраторов напряжений и способствующего более однородному пластическому течению в подложке [35–40].

При электронно-пучковой обработке эвтектического силумина выявлен режим облучения, позволивший повысить усталостную долговечность материала в более чем в 3,5 раза. Диспергирование и квазиоднородное распределение кристаллов кремния в модифицированном слое является основной причиной увеличения усталостной долговечности силумина. Высказано предположение о том, что при оптимальном режиме облучения концентраторы напряжений формируются в подповерхностном слое на границе раздела жидкой и твёрдой фаз [41].

Целью настоящей работы является анализ эволюции структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и свойств поверхности силумина, подвергнутого электронно-пучковой обработке и последующему усталостному нагружению до разрушения.

## 2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

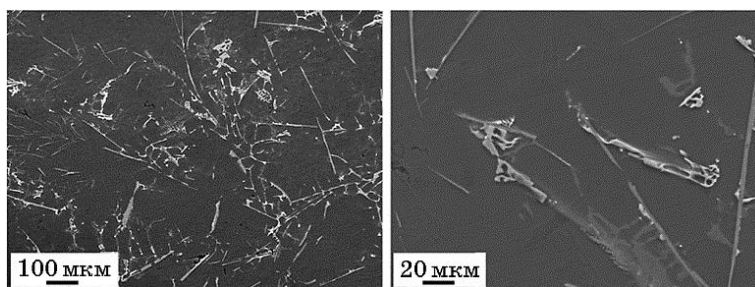
Усталостным испытаниям подвергали силумин марки АК12 по схеме циклического несимметричного консольного изгиба [42]. Образцы имели форму параллелепипеда с размерами 8×14×145 мм. Имитация трещины осуществлялась надрезом в виде полуокружности радиуса 10 мм. Температура испытаний 300 К, частота нагружения образцов изгибом составляла 15 Гц при



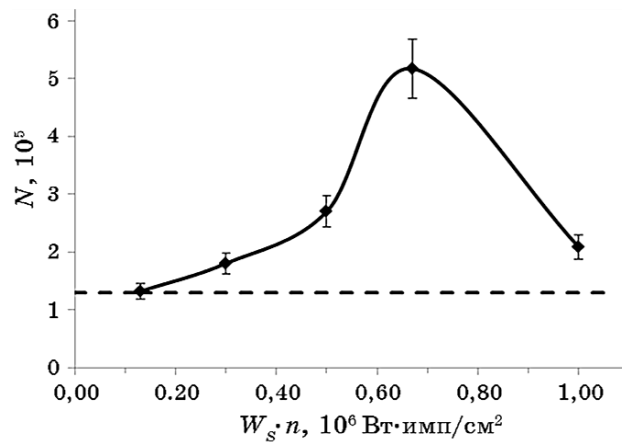
нагрузке 10 МПа. Облучение поверхности образцов, приготовленных к усталостным испытаниям, осуществляли на установке «СОЛО» [4] при следующих параметрах: энергия электронов  $U = 18$  кэВ, частота следования импульсов  $f = 0,3$  с<sup>-1</sup>, длительность импульса пучка электронов  $\tau = 150$  мкс, плотность энергии пучка электронов  $E_s = 15$  и  $20$  Дж/см<sup>2</sup>, количество импульсов воздействия  $N = 1, 3, 5$ . Облучали лицевую поверхность образцов, т.е. поверхность, находящуюся над надрезом, имитирующим трещину. На каждый режим облучения испытывали не менее 5 образцов. Исследования поверхности разрушения осуществляли методами сканирующей электронной микроскопии (прибор LEO EVO 50), дефектную структуру разрушенных образцов анализировали методами просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг (прибор JEM-2100, JEOL). Фольги готовили методом ионного утонения (прибор Ion Slicer) из пластинок, вырезанных параллельно поверхности излома на минимально возможном расстоянии от поверхности разрушения. Прочностные свойства материала изучали, определяя нанотвёрдость (нанотвёрдомер NANO Hardness Tester NHT-S-AX-000X, нагрузка на индентор 5–300 мН). Исследования скорости износа системы плёнка–подложка проводилось в геометрии диск–штифт с помощью трибометра (CSEM, Швейцария) при комнатной температуре и влажности. Объём износа материала определялся после проведения профилометрии образовавшегося трека с помощью лазерного оптического профилометра MicroMeasure 3D Station (Stil, Франция).

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Характерной особенностью силумина эвтектического состава является наличие большого количества кристаллитов кремния преимущественно пластинчатой формы (рис. 1). Пластинки располагаются хаотически, либо декорируют границы зёрен сплава. Раз-



**Рис. 1.** Структура силумина перед усталостными испытаниями. Металлография травлёного шлифа.<sup>1</sup>



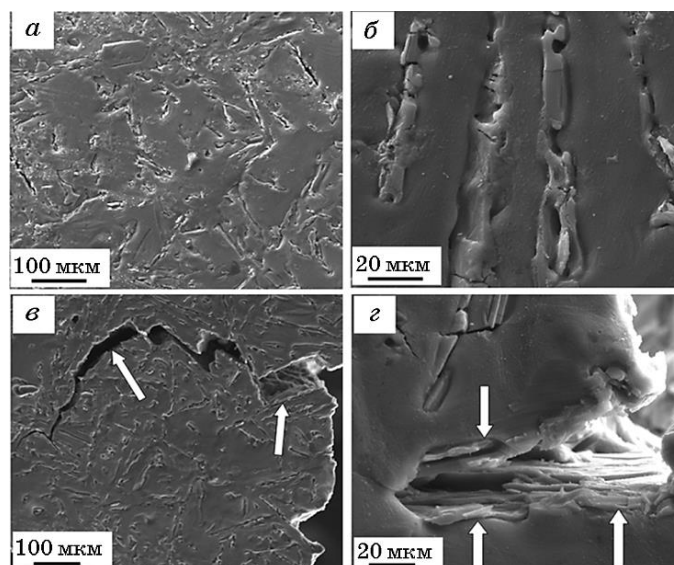
**Рис. 2.** Зависимость среднего количества циклов до разрушения  $N$  от произведения плотности мощности  $W_s$  на количество импульсов воздействия пучка электронов  $n$ . Пунктирной линией указаны значения усталостной долговечности исходного материала.<sup>2</sup>

меры пластин исследуемого в настоящей работе силумина в плоскости шлифа изменяются в пределах от единиц до десятков микрометров. Очевидно, что материал, содержащий такое количество хрупких включений разнообразной формы и размеров, будет обладать большим разбросом характеристик усталостной долговечности.

Действительно, выполненные нами испытания на усталостную долговечность выявили весьма широкий набор результатов, существенным образом зависящих как от структуры образца, так и от режима его облучения (рис. 2).

Для структурных исследований поверхности обработки и поверхности разрушения силумина были выбраны образцы, показавшие минимальную (при режимах облучения 15 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 3 имп и 20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 1 имп) и максимальную (при режиме облучения 20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 5 имп) усталостную долговечность.

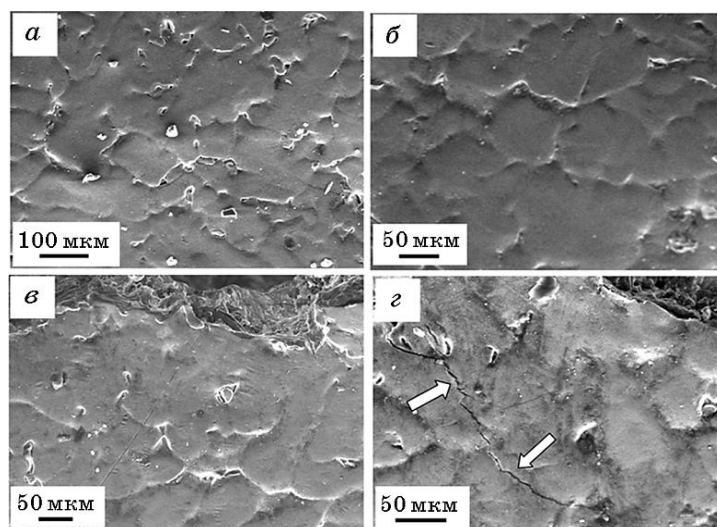
Как отмечалось выше, усталостная долговечность материала существенным образом зависит от структуры поверхностного слоя испытываемого образца. На рисунке 3 представлены результаты исследования структуры поверхности образца силумина, подвергнутого облучению электронным пучком по режиму (15 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 3 имп) и показавшему при усталостных испытаниях минимальную долговечность. Анализ структуры, формирующейся при облучении силумина по данному режиму, даёт основание заключить, что электронно-пучковая обработка приводит лишь к частичному плавлению пластин избыточного кремния



**Рис. 3.** Структура поверхности силумина, обработанного электронным пучком ( $15 \text{ Дж/см}^2$ , 150 мкс, 3 имп); *а, б* — состояние перед усталостными испытаниями; *в, г* — состояние после усталостных испытаний. Стрелки на (*в*) указывают трещину, сформировавшуюся при усталостных испытаниях, а на (*г*) — пластины кремния, разрушенные в процессе испытаний.<sup>3</sup>

(рис. 3, *а*). Процесс оплавления пластин сопровождается формированием многочисленных микропор, расположенных вдоль границы раздела пластина–матрица, и микротрещин, расположенных в пластинах (рис. 3, *б*). Пластины кремния являются концентраторами напряжений. Усталостные испытания приводят к разрушению пластин и формированию протяжённых микротрещин (рис. 3, *в, г*). Таким образом, облучение поверхности силумина высокоинтенсивным импульсным электронным пучком в режиме оплавления включений избыточного кремния сопровождается формированием в поверхностном слое микропор и микротрещин, ослабляющих материал. Последнее является определяющим фактором, способствующим незначительному повышению (см. рис. 2) усталостной долговечности материала.

Характерные изображения структуры, формирующейся при облучении силумина высокоинтенсивным импульсным электронным пучком по режиму  $20 \text{ Дж/см}^2$ , 150 мкс, 5 имп, показавшего при испытаниях максимальную усталостную долговечность, представлены на рис. 4, *а, б*. Отчётливо видно, что структура поверхностного слоя по морфологическому признаку кардинально отличается от структуры исходного образца (рис. 1) и образца,

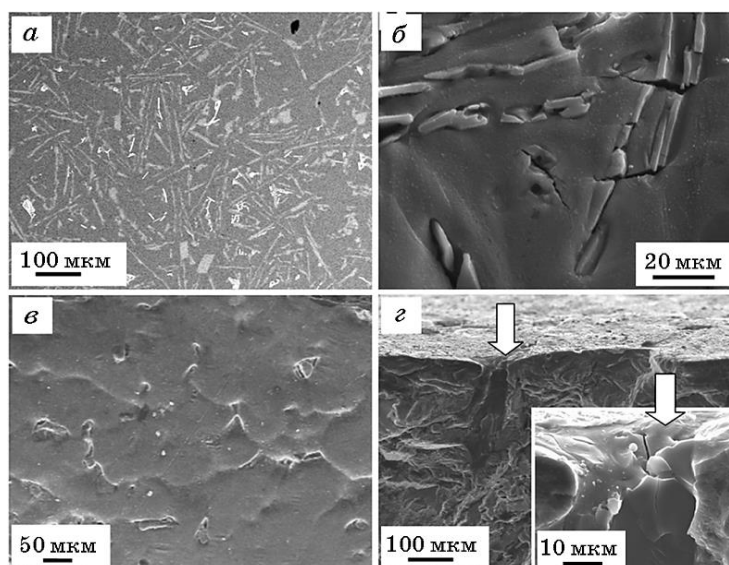


**Рис. 4.** Структура поверхности силумина, обработанного электронным пучком ( $20 \text{ Дж/см}^2$ , 150 мкс, 5 имп); *а, б* — состояние перед усталостными испытаниями; *в, г* — состояние после усталостных испытаний. Стрелками на (*г*) указана микротрещина, сформировавшаяся в процессе усталостных испытаний.<sup>4</sup>

облучённого по режиму ( $15 \text{ Дж/см}^2$ , 150 мкс, 3 имп) (рис. 3). На поверхности облучения формируется однородная структура зёрненного (ячеистого) типа (размер зёрен эвтектики изменяется в пределах 30–50 мкм). Зёрна разделены прослойками кремния, поперечные размеры которых не превышают 20 мкм (рис. 4, б). Концентраторы напряжений, способные являться источниками разрушения образца, на кромке излома не обнаруживаются (рис. 4, в). Трещины, параллельные поверхности разрушения, располагаются на некотором удалении от неё (рис. 4, г). Это, очевидно, указывает на то, что концентратор, явившийся причиной разрушения образца, располагался под поверхностью, по всей видимости, на границе раздела жидкой и твёрдой фаз.

Таким образом, анализ поверхности силумина, облучённого высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, показал, что высокоскоростное плавление и последующая кристаллизация поверхностного слоя с образованием структуры ячеистого типа с распределёнными по границам ячеек прослойками избыточного кремния, позволяет повысить усталостную долговечность эвтектического силумина в среднем более чем в 3,5 раза по отношению к исходному состоянию (рис. 2).

Анализ поверхности модифицирования методами сканирующей электронной микроскопии показал, что облучение силумина

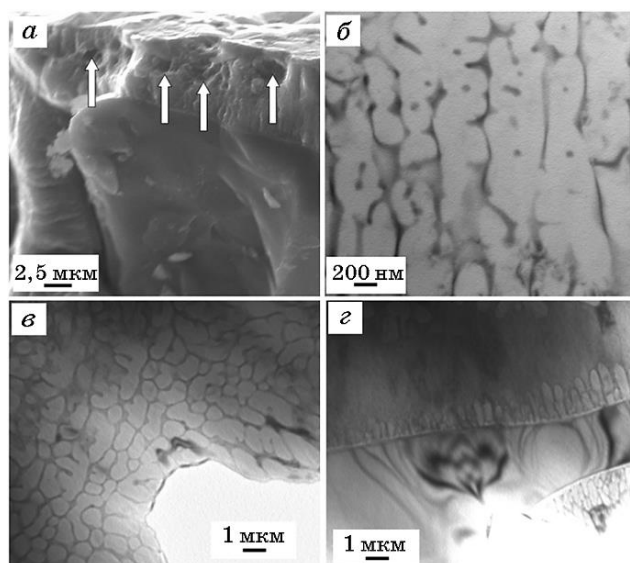


**Рис. 5.** Электронно-микроскопическое изображение структуры силумина в исходном состоянии (*а*), после облучения электронным пучком по режиму ( $20 \text{ Дж/см}^2$ , 150 мкс, 1 имп) (*б*, *г*) и по режиму ( $20 \text{ Дж/см}^2$ , 150 мкс, 5 имп) (*в*); стрелками на (*г*) указана микротрещина, сформировавшаяся при усталостных испытаниях на поверхности облучения.<sup>5</sup>

электронным пучком по режиму ( $20 \text{ Дж/см}^2$ , 150 мкс, 1 имп) приводит к частичному оплавлению кристаллов кремния, расположенных в поверхностном слое; вокруг пластин формируются микропоры (рис. 5, б). При усталостных испытаниях пластины кремния являются концентраторами напряжений, способствуя преждевременному разрушению материала (рис. 5, г, трещина, сформировавшаяся вдоль пластины кремния, указана стрелками). Таким образом, облучение силумина по режиму с оплавлением включений избыточного кремния, сопровождающееся формированием микропор, ослабляет материал.

Облучение силумина электронным пучком по режиму ( $20 \text{ Дж/см}^2$ , 150 мкс, 5 имп) приводит к глобуляризации включений кремния. В поверхностном слое формируется структура, в которой кремний в виде включений глобулярной формы располагается преимущественно по границам зёрен (рис. 5, в). Очевидно, что это является определяющим фактором, позволившим многократно увеличить усталостную долговечность материала.

Плавление поверхностного слоя силумина интенсивным импульсным электронным пучком и последующая высокоскоростная кристаллизация (независимо от используемых в работе режимов облучения) приводят к формированию эвтектики, имею-

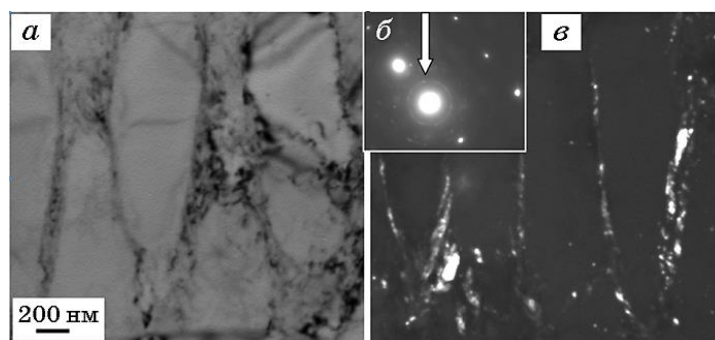


**Рис. 6.** Электронно-микроскопическое изображение структуры силумина, обработанного интенсивным импульсным электронным пучком; *a* — сканирующая микроскопия; *б–г* — просвечивающая микроскопия; на (*a*) стрелками указаны поры, формирующиеся в поверхностном слое силумина, облучённого электронным пучком по режиму (20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 1 имп).<sup>6</sup>

щей столбчатое строение, выявляемое методами сканирующей (рис. 6, *a*) и просвечивающей (рис. 6, *б–г*) электронной микроскопии.

Как и следовало ожидать, столбчатая структура имеет двухфазное строение и сформирована слоями твёрдого раствора на основе алюминия, разделёнными прослойками кремния. Весьма часто столбчатая структура имеет ячеистое строение (рис. 6, *в*). Средние размеры ячеек 450 нм, поперечные размеры прослоек кремния 80 нм. Как отмечалось выше, облучение силумина электронным пучком по режиму (20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 1 имп) приводит к формированию микропор, расположенных вдоль поверхности пластин кремния. Анализ поперечных изломов выявил микропоры и в приповерхностном слое, имеющем столбчатое строение (рис. 6, *a*, поры указаны стрелками). Исследования, выполненные методами просвечивающей электронной микроскопии, показали, что центрами кристаллизации эвтектики являются свободная поверхность образца, не растворившиеся при электронно-пучковой обработке включения интерметаллидов и кристаллов кремния (рис. 6, *г*).

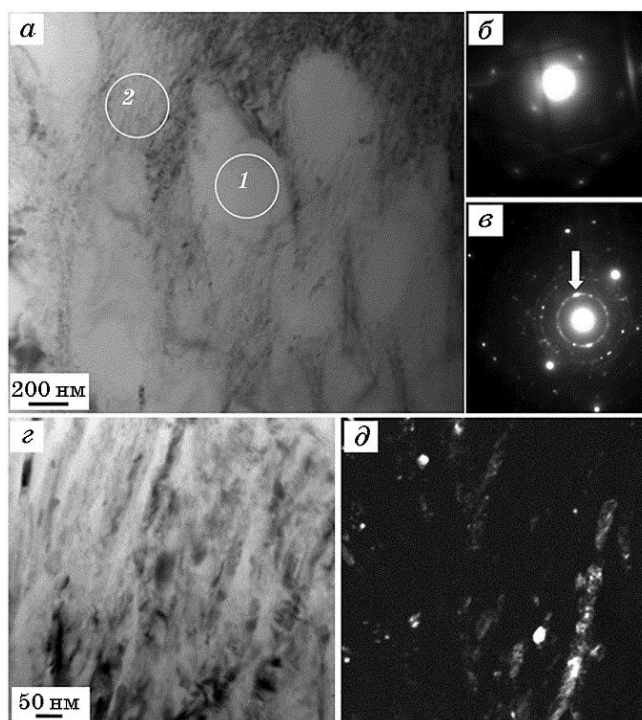
Усталостные испытания при числе циклов нагружения 132000



**Рис. 7.** ПЭМ-изображение структуры силумина, подвергнутого обработке по режиму (20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 1 имп) и последующему усталостному нагружению до разрушения при 132000 циклах; *a* — светлопольное изображение; *б* — микроэлектронграмма, где стрелкой указан рефлекс, в котором получено тёмнопольное изображение; *в* — тёмнопольное изображение, полученное в рефлексе [111]Si.<sup>7</sup>

не приводят к разрушению структуры столбчатой (ячеистой) кристаллизации (рис. 6, *б–г*). Однако существенным образом преобразуется структура прослоек кремния. Анализируя представленные на рис. 7 характерные микрофотографии, можно отметить, что прослойки кремния разбиваются на отдельно расположенные частицы, размеры которых изменяются в пределах 15–30 нм. В пользу вывода о том, что прослойки кремния не фрагментируются, а именно разрезаются на отдельно расположенные частицы, указывает формирование на микроэлектронграмме дифракционных колец кремния (рис. 7, *б*). При этом микроэлектронграмма алюминия является точечной. Наноразмерные частицы кремния выявляются как на границе раздела ячеек алюминия, так и в объёме ячеек (рис. 7, *в*). Последнее может указывать на вынос кремния в атомарном виде или в виде наноразмерных частиц из прослоек в объём ячеек. Факт перемещения дислокаций в процессе усталостных испытаний подтверждается формированием в объёме ячеек дислокационной субструктуры в виде сеток или хаотически распределённых дислокаций; скалярная плотность дислокаций  $\approx 2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ .

После 574000 циклов нагружения в поверхностном слое формируется структура лишь отдалённо напоминающая структуру высокоскоростной ячеистой кристаллизации. Во-первых, в 2–3 раза увеличивается толщина прослоек, разделяющих ячейки алюминия (рис. 8, *а*). Во-вторых, микроэлектронграммы, полученные с прослоек, приобретают ярко выраженный кольцевой характер (рис. 8, *в*). При этом микроэлектронграммы, полученные с объёма ячеек, остаются точечными (рис. 8, *б*). В-третьих,



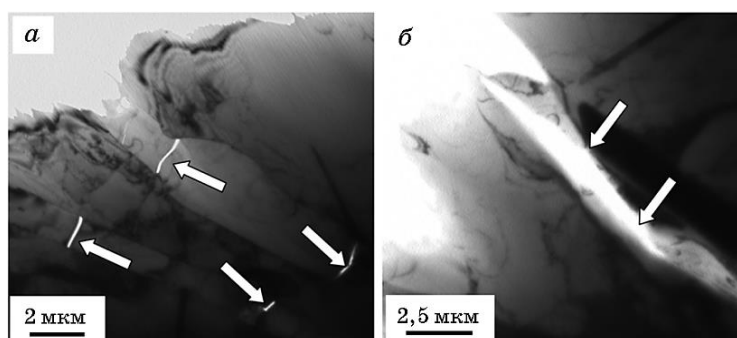
**Рис. 8.** ПЭМ-изображение структуры силумина, подвергнутого обработке по режиму ( $20 \text{ Дж/см}^2$ , 150 мкс, 5 имп) и последующему усталостному нагружению до разрушения при 574000 циклах; *а, с* — светлые поля; *б, в* — микроэлектронogramмы, полученные с участков 1 и 2, соответственно; *д* — тёмное поле, полученное в рефлексе  $[111]\text{Si}$  (рефлекс, в котором получено тёмное поле, указан стрелкой на (*в*)).<sup>8</sup>

прослойки фрагментируются, т.е. разбиваются на разориентированные полосы (рис. 8, *с*). В объёме полос выявляется наноразмерная (в пределах 10 нм) субструктура (рис. 8, *д*).

Структура приповерхностного слоя силумина, подвергнутого многоцикловым (574000 циклов) испытаниям, также содержит микротрещины. Микротрещины расположены исключительно в пластинах кремния, не растворившегося при облучении электронным пучком (рис. 9, *а*), либо вдоль границы, разделяющей пластину кремния и зерно алюминия (рис. 9, *б*), что ещё раз подчёркивает негативное влияние включений кремния пластинчатой морфологии на усталостную долговечность силумина.

Как правило, усталостное разрушение является процессом, развивающимся во времени в локальных объёмах материала. При достижении определённого критического состояния наступает разрушение образца в целом. На поверхности разрушения



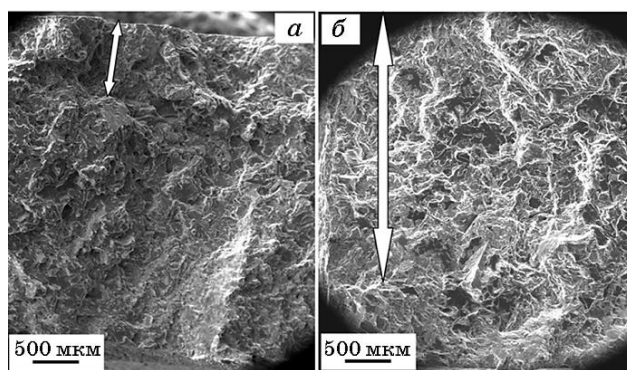


**Рис. 9.** Микротрещины (указаны стрелками), формирующиеся в приповерхностном слое силумина, облучённого электронным пучком (20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 5 имп) (а) и подвергнутого многоцикловым (574000 цикла) усталостным испытаниям (б).<sup>9</sup>

выявляются три характерные зоны — зона усталостного роста трещины, зона долома и разделяющая их зона ускоренного роста трещины [43, 44]. Деформационные процессы, имеющие место при усталостных испытаниях материала, в полной мере развиваются в зоне усталостного роста трещины и, в существенно меньшей степени, в зоне долома. Характерное изображение поверхности разрушения образцов силумина, разрушенных при режимах облучения 15 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 3 имп и 20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 5 имп, представлено на рис. 10. Ширина зоны усталостного роста трещины в исследуемых образцах силумина коррелированным образом связана с числом циклов до разрушения, т.е. зависит от режима облучения материала электронным пучком. Выполненные исследования показали, что толщина зоны усталостного роста трещины в образце, разрушенном при режиме 15 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 3 имп, составляет 0,96 мм, а в образце, разрушенном при режиме 20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 5 имп — 3,45 мм (рис. 10).

Ширину зоны усталостного роста трещины приравнивают к критической длине трещины [45]. Следовательно, при оптимальном режиме облучения поверхности силумина пучком электронов удаётся увеличить критическую длину трещины более чем в три раза, увеличивая тем самым ресурс работоспособности материала. Подобные результаты были получены при многоцикловом нагружении феррито-перлитной стали 60ГС2 после электроимпульсной обработки на определённой стадии нагружения [46, 47].

По величине отношения площади чисто усталостной зоны к площади зоны, занятой доломом, можно ориентировочно судить о значении коэффициента безопасности данного материала [45]: чем меньше это отношение, тем ниже коэффициент безопасности при одной и той же величине нагрузки усталостных испытаний.

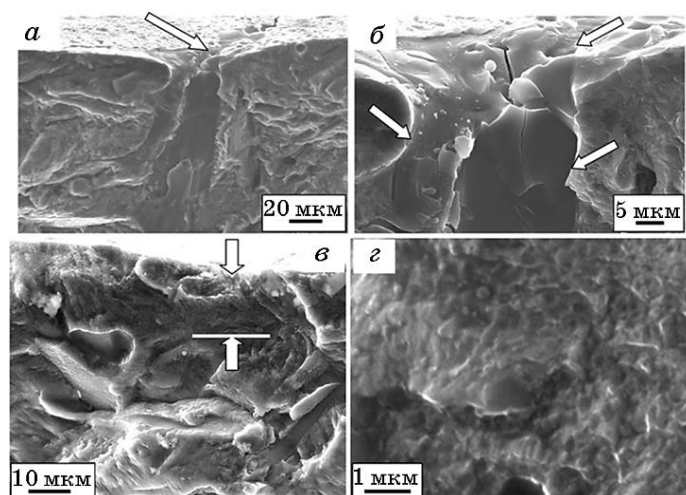


**Рис. 10.** Структура поверхности разрушения образцов силумина, подвергнутых облучению электронным пучком; *a* — режим облучения: 15 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 3 имп; *б* — режим облучения: 20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 5 имп. Стрелками указана зона усталостного роста трещины.<sup>10</sup>

Анализ фрактограмм исследуемого материала показал, что значение данного коэффициента изменяется от 0,24 (15 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 3 имп) до 0,86 (20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 5 имп). Следовательно, облучение силумина при оптимальном режиме существенно повышает коэффициент безопасности эксплуатации материала.

Как правило, трещины при усталостных испытаниях зарождаются на поверхности образца, либо в приповерхностном слое. Анализ структуры поверхностного слоя образцов силумина, показавших сравнительно низкий уровень усталостной долговечности (при режимах облучения 15 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 3 имп и 20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 1 имп), позволил выявить источник разрушения материала. Как и следовало ожидать, концентратором критических напряжений являлись крупные пластины кремния, расположенные на поверхности (рис. 3, *в*, *г*) и в приповерхностном слое (рис. 11, *а*, *б*) образца. При облучении поверхности силумина электронным пучком по режиму (20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 5 имп) плавится поверхностный слой толщиной не менее 20 мкм (рис. 11, *в*). На рисунке 11, *г* представлено электронно-микроскопическое изображение поверхности разрушения, размеры фасеток которой изменяются в пределах от 100 до 250 нм, что, по всей видимости, отражает субмикрокристаллическое строение поверхностного слоя материала. Очевидно, формирование подобной субмикро- и наноразмерной структуры и является определяющей причиной, способствующей многократному увеличению усталостной долговечности силумина.

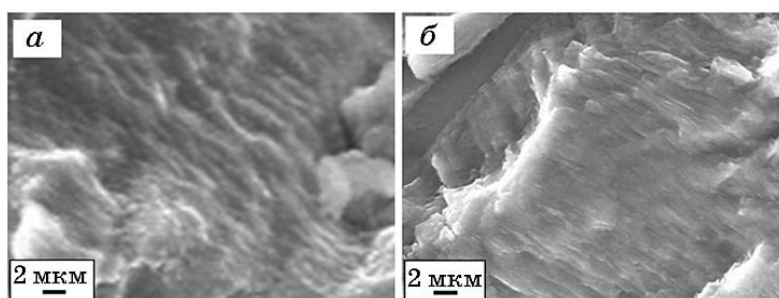
При каждом цикле изменения нагрузки у вершины трещины имеет место значительная, но сильно локализованная пластическая деформация. Поликристаллический характер структуры



**Рис. 11.** Электронно-микроскопическое изображение поверхности усталостного разрушения силумина при режиме облучения  $20 \text{ Дж/см}^2$ ,  $150 \text{ мкс}$ ,  $1 \text{ имп}$  (*а, б*) и при режиме облучения  $20 \text{ Дж/см}^2$ ,  $150 \text{ мкс}$ ,  $5 \text{ имп}$  (*в, г*). Стрелками на (*а, б*) указаны пластины кремния; на (*в*) — толщина расплавленного электронным пучком слоя силумина.<sup>11</sup>

(зёрненное строение твёрдого раствора на основе алюминия и большое количество сравнительно крупных пластин первичного кремния) приводит к многократному ветвлению фронта разрушения материала. Образуется большое число микроскопически видимых параллельно расположенных следов разрушения, что особенно характерно для образца с максимальным числом циклов до разрушения (рис. 10, б).

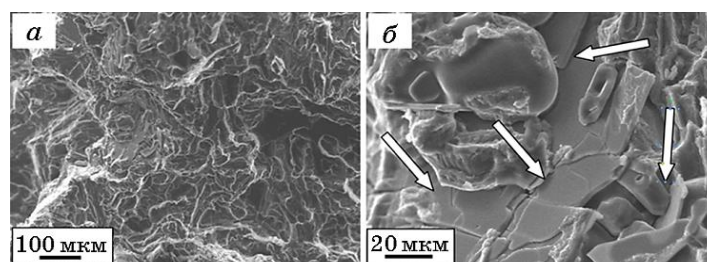
К важным признакам усталостной зоны разрушения материала относятся усталостные бороздки [45–48], характерное изображение которых приведено на рис. 12. Известно, что под понятием «усталостные бороздки» понимают полосы последовательно расположенных углублений и выступов или полосы со ступеньками сброса, ограниченные этими углублениями, располагающиеся параллельно фронту трещины. С каждым циклом нагружения трещина (излом) продвигается вперёд на определённое расстояние. При этом на поверхности разрушения остаётся последовательный ряд полосок. Следовательно, полоски являются следом перемещающейся в общем случае на один шаг за каждый цикл нагружения трещины. По предложению Шмитт-Томаса и Клингеле данные полоски и названы усталостными бороздками [49]. Они перпендикулярны или почти перпендикулярны к направлению распространения трещины. Бороздки могут быть непрерывными и правильными (характерны для сплавов алюминия) с уменьша-



**Рис. 12.** Усталостные бороздки, формирующиеся в силумине в результате усталостного разрушения; *a* — образец, разрушенный при режиме облучения: 20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 1 имп; *б* — образец, разрушенный при режиме облучения: 20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 5 имп.<sup>12</sup>

ющимся расстоянием между ними по мере уменьшения уровня напряжений и скорости распространения трещины. Они могут быть прерывистыми и неправильными, что характерно для поверхности разрушения сталей.

При прочих равных условиях, связанных с организацией эксперимента усталостного нагружения, расстояние между бороздками будет определяться способностью материала сопротивляться распространению усталостной трещины: чем меньше расстояние между бороздками, тем большей сопротивляемостью распространению трещины обладает материал. Проведённые нами исследования показали, что среднее расстояние между усталостными бороздками в образцах силумина, разрушенных при режимах облучения 15 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 3 имп и 20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 1 имп близки и в среднем равны 0,95 мкм, а в образце, разрушенном при режиме облучения 20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 5 имп — 0,28 мкм. Следовательно, шаг трещины за один цикл усталостного нагружения в образце силумина, обработанном по оптимальному ре-



**Рис. 13.** Электронно-микроскопическое изображение поверхности усталостного разрушения силумина (при режиме облучения: 20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 1 имп). Стрелками на (*б*) указаны пластины кремния.<sup>13</sup>

жиму, в 3,5 раза меньше, следовательно, данный образец обладает более высокой сопротивляемостью распространению усталостной трещины.

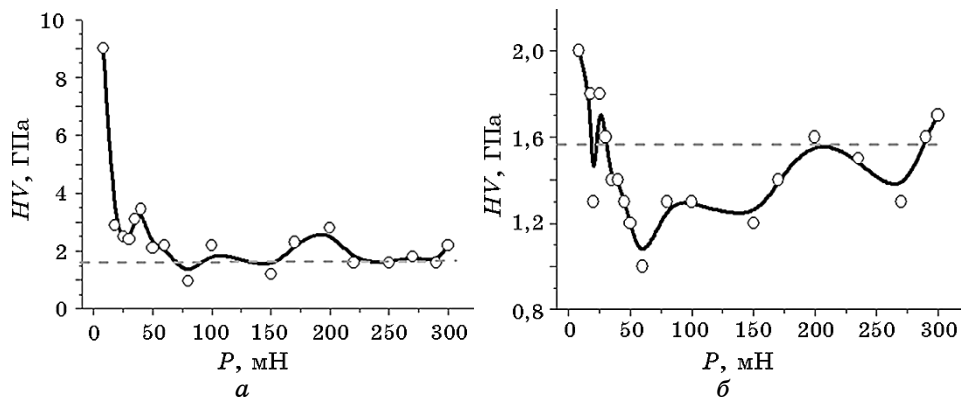
Поверхность разрушения, как правило, имеет сложное строение. В двухфазных материалах, к которым относится анализируемый в настоящей работе сплав, как правило, реализуется смешанный механизм усталостного разрушения. При анализе приведённой на рис. 13 фотографии выявляются ямки вязкого разрушения и фасетки квазискола. Ямки являются преобладающим элементом структуры поверхности разрушения и образуются в результате срезания микропор, через которые прошло разрушение зёрен алюминия (рис. 13, а). Пластинки кремния разрушаются по механизму скола (рис. 13, б).

ЭПО значительно повышает сопротивление износу эвтектического и заэвтектического силуминов [5–8]. Результаты трибологических испытаний силумина представлены в табл. 1. Минимальной скоростью изнашивания обладают образцы, прошедшие усталостные испытания в течение 132000 циклов. После 574000 циклов усталостных испытаний скорость изнашивания материала возрастает, однако остаётся ниже относительно показателей, зафиксированных для исходного материала (необлучённого материала перед усталостными испытаниями). Практически подобным образом изменяется и величина коэффициента трения (табл. 1).

Результаты испытаний на нанотвёрдость представлены на рис. 14. Отчётливо видно, что увеличение числа циклов усталостного нагружения в  $\approx 4,4$  раза приводит к снижению твёрдости поверхностного слоя в  $\approx 4,5$  раза. Подобным же образом изменяется и величина модуля Юнга силумина (рис. 15): увеличение числа циклов усталостных испытаний приводит к многократному (в 3–

**ТАБЛИЦА 1.** Изменение трибологических параметров силумина после облучения и последующего усталостного нагружения до разрушения.<sup>14</sup>

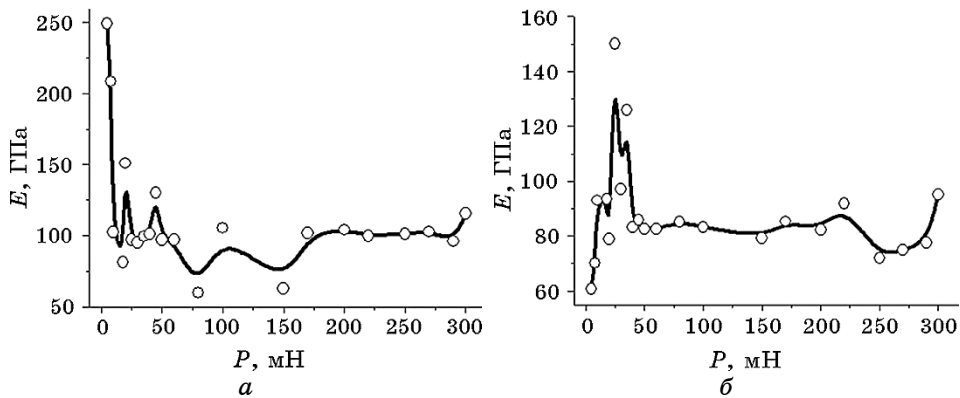
Режим ЭПО	Скорость изнашивания, $10^{-6} \cdot \text{мм}^3/\text{Н} \cdot \text{м}$	Коэффициент трения
Без ЭПО исходное состояние	8927	0,527
Без ЭПО 130000 циклов до разрушения	13520	0,520
Без ЭПО 466000 циклов до разрушения	13920	0,444
20 Дж/см <sup>2</sup> , 150 мкс, 1 имп 132000 циклов до разрушения	6466	0,457
20 Дж/см <sup>2</sup> , 150 мкс, 5 имп 574000 циклов до разрушения	8135	0,480



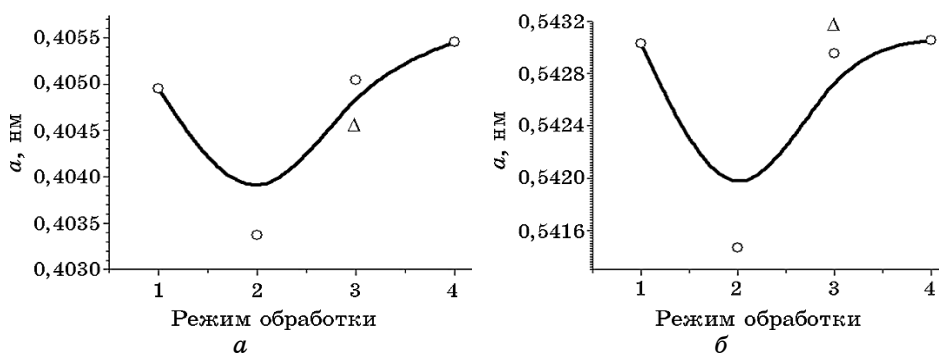
**Рис. 14.** Зависимость твёрдости поверхностного слоя силумина, обработанного высокоинтенсивным импульсным электронным пучком и подвергнутого усталостным испытаниям до разрушения; *a* — 132000 циклов; *б* — 574000 циклов.<sup>15</sup>

4 раза) снижению модуля Юнга поверхностного слоя материала.

Очевидно, что подобные изменения трибологических и прочностных характеристик материала вызваны изменением структуры поверхностного слоя силумина в процессе усталостных испытаний. Зависимости параметра кристаллической решётки твёрдого раствора на основе алюминия (*a*) и кремния (*б*), определённые методами рентгенофазового анализа, от режима обработки образцов (исходный и усталостно разрушенные) представлены на рис. 16.



**Рис. 15.** Зависимость модуля Юнга поверхностного слоя силумина, обработанного высокоинтенсивным импульсным электронным пучком и подвергнутого усталостным испытаниям до разрушения; *a* — 132000 циклов; *б* — 574000 циклов.<sup>16</sup>



**Рис. 16.** Зависимость параметра решётки твёрдого раствора на основе алюминия (а) и кремния (б) от плотности поглощённой энергии пучка электронов. Режим воздействия: 1 — силумин без облучения; 2 — силумин без облучения после усталостных испытаний (130000 циклов); 3 — после облучения (20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 1 имп) и усталостных испытаний (132000); 4 — после облучения (20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 5 имп) и усталостных испытаний (574000); значком Δ указаны параметры кристаллической решётки алюминия и кремния, соответственно для силумина, облучённого по режиму (20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 1 имп).<sup>17</sup>

Анализируя результаты, представленные на рис. 16, можно отметить, что максимальное изменение параметра кристаллической решётки алюминия и кремния после усталостных испытаний выявлено в силумине, не обработанном электронным пучком. Уменьшение параметра кристаллической решётки алюминия при усталостных испытаниях исходных образцов (рис. 16, а, режим 2) связано, очевидно, с растворением включений кремния и внедрением атомов кремния в решётку алюминия. Радиус атома кремния меньше радиуса атома алюминия на 0,0054 нм [50], следовательно, обогащение твёрдого раствора на основе алюминия атомами кремния будет сопровождаться уменьшением параметра его решётки. Облучение силумина электронным пучком при плотности энергии 20 Дж/см<sup>2</sup> приводит к относительно малому уменьшению параметра кристаллической решётки алюминия, что связано с растворением частиц кремния и интерметаллидных фаз и обогащением твёрдого раствора атомами кремния, уменьшающими параметр кристаллической решётки алюминия, и атомами магния, обладающими большим, по сравнению с алюминием, атомным радиусом и, следовательно, увеличивающими параметр кристаллической решётки алюминия. Следовательно, электронно-пучковая обработка приводит к растворению фаз на основе кремния и магния и обогащению твёрдого раствора на основе алюминия этими элементами. Последующие усталостные испытания силумина сопровождаются дополнительным увеличе-

нием параметра кристаллической решётки алюминия, что может быть связано с уходом атомов кремния из кристаллической решётки алюминия (эффект деформационного старения материала).

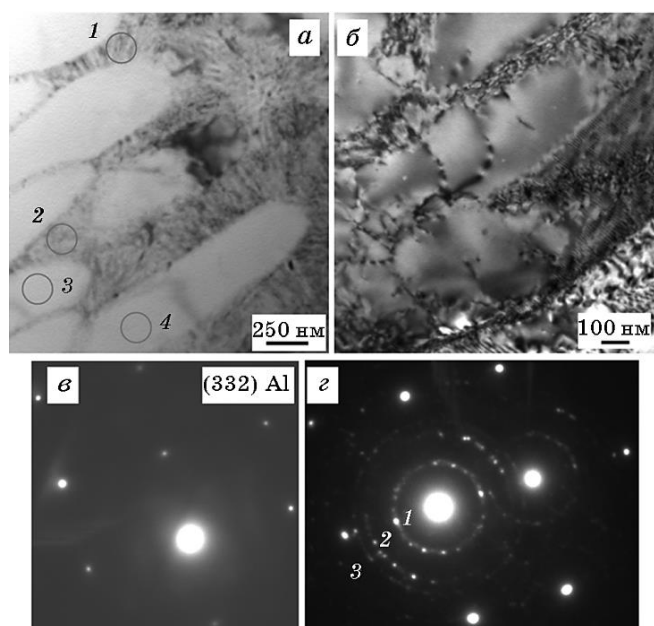
В работе [4] было показано, что облучение поверхности силумина высокоинтенсивным импульсным электронным пучком в режиме плавления и последующей высокоскоростной кристаллизации сопровождается формированием структуры ячеистой кристаллизации. Размер ячеек изменяется в пределах 120–450 нм. Объём ячеек сформирован твёрдым раствором на основе алюминия. Ячейки разделены тонкими (до 100 нм) прослойками кремния.

Усталостные испытания приводят к существенному преобразованию структуры высокоскоростной кристаллизации. При сравнительно малом количестве циклов нагружения (132000 циклов) структура ячеистой кристаллизации сохраняется, однако существенным образом модифицируется состояние прослоек кремния. Во-первых, увеличиваются поперечные размеры прослоек (рис. 17, *а*). Во-вторых, прослойки кремния разбиваются на отдельно расположенные частицы размерами в пределах (15–30) нм (рис. 17, *а*). Микроэлектронограммы, полученные с прослоек кремния, имеют кольцевое строение (рис. 17, *з*), что указывает на наноструктурное состояние прослоек, т.е. формирование отдельно расположенных частиц кремния наноразмерного диапазона. В объёме ячеек кристаллизации присутствует дислокационная субструктура в виде отдельно расположенных дислокаций (рис. 17, *б*). Микроэлектронограммы, полученные с объёма ячеек, указывают на их монокристаллическое состояние (рис. 17, *в*).

Структура поверхностного слоя силумина после 574000 циклов нагружения представлена на рис. 18 и рис. 19. Отчётливо видно, что деформационное воздействие, имеющее место при многоциклового усталости, приводит не только к наноструктуризации прослоек кремния, расположенных по границам ячеек алюминия, подобно наблюдаемому при числе циклов нагружения 132000, но и к частичному (рис. 18) или полному (рис. 19) разрушению структуры ячеистой кристаллизации.

Разрушение структуры ячеистой кристаллизации сопровождается глобуляризацией частиц кремния, располагающихся равномерно в объёме зерна (рис. 19, *а*). Размножение и перемещение дислокаций в процессе усталостных испытаний приводит к формированию в объёме зерна развитой дислокационной (сетчатой) субструктуры; скалярная плотность дислокаций —  $2,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  (рис. 19, *б*). Учитывая результаты трибологических и механических испытаний силумина, подвергнутого усталостным испытаниям, представленных в табл. 1 и на рис. 14, 15, можно заключить, что разрушение структуры ячеистой кристаллизации, имеющее место при усталостных испытаниях, является одной из



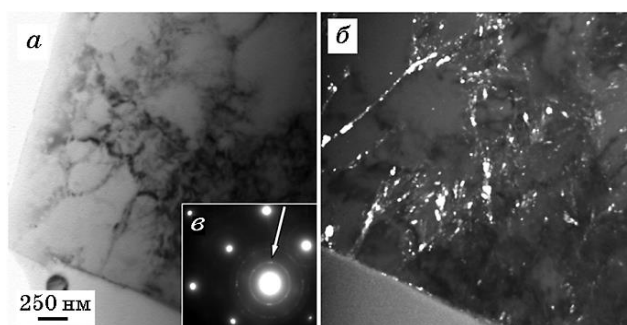


**Рис. 17.** Электронно-микроскопическое изображение структуры силумина, обработанного интенсивным импульсным электронным пучком с параметрами (20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 1 имп) и разрушенного при 132000 циклах усталостного нагружения; *a*, *б* — светлые поля; *в* — микроэлектроннограмма, полученная с участков 3 и 4, указанных на (*a*); *г* — микроэлектроннограмма, полученная с участков 1 и 2, указанных на (*a*); на (*г*) цифрами обозначены дифракционные кольца кремния: 1 — (111); 2 — (220); 3 — (113).<sup>18</sup>

причин снижения указанных свойств материала.

#### 4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

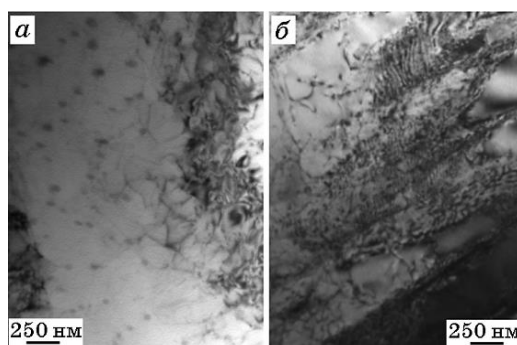
Облучение высокоинтенсивным импульсным электронным пучком силумина приводит к формированию в поверхностном слое структуры ячеистой (столбчатой) кристаллизации (средний размер ячеек 450 нм). Показано, что ячейки разделены прослойками кремния толщиной 80 нм. Установлено, что многоцикловые усталостные испытания силумина, подвергнутого облучению высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, приводят к преобразованию структуры ячеистой кристаллизации, заключающемуся в разрушении прослоек кремния и формировании протяжённых (толщиной до 250 нм) двухфазных слоёв, оконтуривающих ячейки алюминия и содержащих наноразмерные (до 10 нм) частицы кремния. Выявлено, что источниками усталостных



**Рис. 18.** ПЭМ-изображение структуры силумина, обработанного интенсивным импульсным электронным пучком по режиму (20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 5 имп) и разрушенного при 574000 циклах усталостного нагружения; *a* — светлое поле; *б* — тёмное поле, полученное в рефлексе первого дифракционного кольца типа (111)Si; *в* — микроэлектроннограмма, стрелкой указан рефлекс, в котором получено тёмное поле (*б*).<sup>19</sup>

микротрещин являются исключительно пластины кремния микронных и субмикронных размеров, не растворившиеся при электронно-пучковой обработке.

Осуществлено модифицирование поверхности эвтектического силумина высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, осуществлены многоцикловые усталостные испытания и выявлен режим облучения, позволивший повысить усталостную долговечность материала более чем в 3,5 раза. Показано, что основными причинами увеличения усталостной долговечности силумина являются: значительное увеличение критической длины трещины, коэффициента безопасности, снижение среднего рас-



**Рис. 19.** ПЭМ-изображение структуры силумина, обработанного интенсивным импульсным электронным пучком по режиму (20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 5 имп) и разрушенного при 574000 циклах усталостного нагружения.<sup>20</sup>

стояния между усталостными бороздками (пробег трещины за цикл нагружения), формирование субмикро- и наноразмерной структуры.

Проведены исследования трибологических и прочностных свойств поверхности силумина, подвергнутого усталостным испытаниям, и выявлено снижение твёрдости, увеличение скорости изнашивания и коэффициента трения с ростом числа циклов усталостного нагружения. Выполнены исследования структуры и фазового состава силумина, подвергнутого усталостным испытаниям, и установлено, что усталостное нагружение сопровождается разрушением структуры высокоскоростной кристаллизации, сформированной при электронно-пучковой обработке. Высказано предположение, что это является одной из основных причин снижения прочностных и трибологических свойств поверхностного слоя силумина.

Работа выполнена при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских учёных — докторов наук МД-2920.2015.8, в рамках научных проектов РФФИ №№ 13-02-12009 офи-м, 15-08-03411, 14-08-00506а, госзаданий Минобрнауки №№ 2708 и 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы.

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Г. Б. Строганов, В. А. Ротенберг, Г. Б. Гершман, *Сплавы алюминия с кремнием* (Москва: Металлургия: 1977).
2. В. С. Золоторевский, Н. А. Белов, *Металловедение литейных алюминиевых сплавов* (Москва: МИСИС: 2005).
3. Дж. Поут, Г. Фоти, Д. Джекобсона, *Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками* (Москва: Машиностроение: 1987).
4. А. П. Ласковнев, Ю. Ф. Иванов, Е. А. Петрикова, Н. Н. Коваль, В. В. Углов, Н. Н. Черенда, Н. В. Бирик, В. М. Асташинский, *Модификация структуры и свойств эвтектического силумина электронно-ионно-плазменной обработкой* (Минск: Белорусская наука: 2013).
5. Y. Hao, B. Gao, G. F. Tu, H. Cao, S. Z. Hao, and C. Dong, *Appl. Surf. Sci.*, **258**, No. 6: 2052 (2012).
6. Y. Hao, B. Gao, G. F. Tu, S. W. Li, C. Dong, and Z. G. Zhang, *Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. B*, **269**: 1499 (2011).
7. C. Dong, A. Wu, S. Hao, J. Zou, Z. Liu, P. Zhong, A. Zhang, T. Xu, J. Chen, J. Xu, Q. Liu, and Z. Zhou, *Surf. Coat. Tech.*, **163–164**: 620 (2003).
8. Y. Hao, B. Gao, G. F. Tu, S. W. Li, S. Z. Hao, and C. Dong, *Appl. Surf. Sci.*, **257**, No. 9: 3913 (2011).
9. S. Hao, P. Wu, J. Zou, T. Grosdidier, and C. Dong, *Appl. Surf. Sci.*, **253**, No. 12: 5349 (2007).
10. Q. F. Guan, H. Zou, G. T. Zou, A. M. Wu, S. Z. Hao, J. X. Zou, Y. Qin, C. Ding,

- and Q. Y. Zhang, *Surf. Coat. Tech.*, **196**, Nos. 1–3: 145 (2005).
11. Ю. Ф. Иванов, Н. Н. Коваль, Низкоэнергетические электронные пучки субмиллисекундной длительности: получение и некоторые аспекты применения в области материаловедения, *Структура и свойства перспективных материалов* (Томск: Изд-во НТЛ: 2007).
  12. V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, S. V. Vorobiev, and S. V. Konovalov, *Fatigue of Steels Modified by High Intensity Electron Beams* (Cambridge: Cambridge International Science Publishing Ltd: 2015).
  13. В. В. Сизов, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, С. В. Воробьёв, С. В. Коновалов, *Изв. ВУЗов. Чёр. металлургия*, **55**, № 10: 56 (2012).
  14. В. В. Сизов, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, С. В. Воробьёв, С. В. Коновалов, *Изв. ВУЗов. Чёр. металлургия*, **55**, № 6: 35 (2012).
  15. В. В. Сизов, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, С. В. Воробьёв, С. В. Коновалов, *Фунд. пробл. современного материаловедения*, **9**, № 2: 136 (2012).
  16. Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, В. В. Сизов, С. В. Воробьёв, В. И. Базайкин, *Пробл. чёр. металлургии и материаловедения*, № 1: 66 (2012).
  17. Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, В. В. Сизов, С. В. Воробьёв, А. Ф. Софрошенков, *Фунд. пробл. современного материаловедения*, **8**, № 4: 131 (2011).
  18. С. В. Воробьёв, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, В. В. Сизов, А. Ф. Софрошенков, *Изв. ВУЗов. Чёр. металлургия*, **55**, № 4: 151 (2012).
  19. В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, В. В. Сизов, С. В. Воробьёв, С. В. Коновалов, *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*, № 1: 99 (2013).
  20. Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, В. В. Сизов, С. В. Воробьёв, С. В. Коновалов, *Физ. мезомеханика*, **16**, № 1: 85 (2013).
  21. Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, В. В. Сизов, С. В. Воробьёв, С. В. Коновалов, *Материаловедение*, № 4: 34 (2013).
  22. Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, Д. А. Бессонов, С. В. Воробьёв, А. Д. Тересов, Н. Н. Коваль, С. В. Коновалов, *Фунд. пробл. современного материаловедения*, **8**, № 3: 28 (2011).
  23. Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, С. В. Воробьёв, Д. А. Бессонов, Ю. А. Колубаева, С. В. Коновалов, *Физ. мезомеханика*, **14**, № 6: 111 (2011).
  24. Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, Д. А. Бессонов, С. В. Воробьёв, С. В. Коновалов, *Деформация и разрушение материалов*, № 12: 19 (2011).
  25. Д. А. Бессонов, С. В. Воробьёв, Ю. Ф. Иванов, *Изв. ВУЗов. Чёр. металлургия*, **54**, № 10: 48 (2011).
  26. С. В. Воробьёв, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, Д. А. Бессонов, Н. Н. Коваль, А. Д. Тересов, *Физика и химия обработки материалов*, № 4: 97 (2012).
  27. Д. А. Бессонов, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, В. Я. Целлермаер, *Изв. ВУЗов. Чёр. металлургия*, **55**, № 2: 44 (2012).
  28. Д. А. Бессонов, С. В. Воробьёв, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, *Наноинженерия*, № 3: 20 (2013).
  29. В. Е. Громов, В. А. Гришунин, Ю. Ф. Иванов, С. В. Коновалов, *Проблемы чёрной металлургии и материаловедения*, № 3: 23 (2012).
  30. В. Е. Громов, В. А. Гришунин, Ю. Ф. Иванов, С. В. Коновалов, *Проблемы чёрной металлургии и материаловедения*, № 4: 49 (2012).
  31. Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, В. А. Гришунин, А. Д. Тересов, С. В. Коновалов, *Физ. мезомеханика*, **16**, № 2: 47 (2013).
  32. В. А. Гришунин, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, К. В. Волков, С. В. Коновалов,

- Изв. ВУЗов. Чёр. металлургия*, **56**, № 11: 58 (2013).
33. В. А. Гришунин, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, А. Б. Юрьев, С. В. Воробьёв, *Изв. ВУЗов. Чёр. металлургия*, **56**, № 2: 51 (2013).
  34. Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, В. А. Гришунин, С. В. Коновалов, *Вопросы материаловедения*, № 1(73): 20 (2013).
  35. В. А. Гришунин, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, А. Д. Тересов, С. В. Коновалов, *Перспективные материалы*, № 6: 75 (2013).
  36. В. А. Гришунин, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, А. Д. Тересов, С. В. Коновалов, *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*, № 10: 82 (2013).
  37. В. Е. Громов, В. А. Гришунин, С. В. Райков, Ю. Ф. Иванов, С. В. Коновалов, *Деформация и разрушение материалов*, № 6: 37 (2013).
  38. В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, В. А. Гришунин, С. В. Райков, С. В. Коновалов, *Успехи физ. мет.*, **14**, № 1: 67 (2013).
  39. В. А. Гришунин, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, Ю. А. Денисова, *Электронно-пучковая модификация структуры и свойств стали* (Новокузнецк: Изд-во «Полиграфист»: 2012).
  40. К. В. Волков, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, В. А. Гришунин, *Повышение усталостной выносливости рельсовой стали электронно-пучковой обработкой* (Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс»: 2013).
  41. Ю. Ф. Иванов, К. В. Алсараева, В. Е. Громов, Е. А. Петрикова, А. Д. Тересов, А. В. Ткаченко, *Фунд. пробл. современного материаловедения*, **11**, № 3: 281 (2014).
  42. О. В. Соснин, В. Е. Громов, Э. В. Козлов, Ю. Ф. Иванов, *Усталость сталей при импульсном токовом воздействии* (Новокузнецк: Изд-во СибГИУ: 2004).
  43. В. С. Иванова, А. А. Шанявский, *Количественная фрактография. Усталостное разрушение* (Челябинск: Металлургия: 1988).
  44. В. Ф. Терентьев, *Усталость металлических материалов* (Москва: Наука: 2002).
  45. С. Коцаньда, *Усталостное разрушение металлов* (Москва: Металлургия: 1976) (пер. с польск.).
  46. О. В. Соснин, Ю. Ф. Иванов, В. В. Целлермаер, Д. В. Лычагин, В. Е. Громов, Э. В. Козлов, *Физ. мезомеханика*, **6**, № 3: 91 (2003).
  47. О. В. Соснин, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, Э. В. Козлов, В. В. Целлермаер, *Изв. ВУЗов. Чёр. металлургия*, № 12: 27 (2003).
  48. *Фрактография и атлас фрактограмм* (Ред. Дж. Феллоуз) (Москва: Металлургия: 1982).
  49. Л. Энгель, Г. Клингеле, *Растровая электронная микроскопия. Разрушение* (Москва: Металлургия: 1986).
  50. А. П. Бабичев, Н. А. Бабушкина, А. М. Братковский, *Физические величины: Справочник* (Москва: Энергоатомиздат: 1991).

## REFERENCES

1. G. B. Stroganov, V. A. Rotenberg, and G. B. Gershman, *Splavy Alyuminiya s Kremniem* [Alloys of Aluminium and Silicon] (Moscow: Metallurgiya: 1977) (in Russian).
2. V. S. Zolotarevskiy and N. A. Belov, *Metallovedenie Liteynykh Alyuminievykh Splavov* [Metallurgy of Cast Aluminium Alloys] (Moscow: MISIS: 2005) (in Russian).

- Russian).
3. J. M. Poate, G. Foti, and D. C. Jacobson, *Surface Modification and Alloying by Laser, Ion and Electron Beams* (New York: Plenum Press: 1983).
  4. A. P. Laskovnev, Yu. F. Ivanov, E.vA. Petrikova, N.vN. Koval, V. V. Uglov, N. N. Cherenda, N. V. Bibik, and V. M. Astashinskiy, *Modifikatsiya Struktury i Svoystv Evteticheskogo Silumina Elektronno-Ionno-Plazmennoy Obrabotkoy* [Modification of the Structure and Properties of the Eutectic Silumin Electron-Ion-Plasma Treatment] (Minsk: Belorusskaya Nauka: 2013) (in Russian).
  5. Y. Hao, B. Gao, G. F. Tu, H. Cao, S. Z. Hao, and C. Dong, *Appl. Surf. Sci.*, **258**, No. 6: 2052 (2012).
  6. Y. Hao, B. Gao, G. F. Tu, S. W. Li, C. Dong, and Z. G. Zhang, *Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. B*, **269**: 1499 (2011).
  7. C. Dong, A. Wu, S. Hao, J. Zou, Z. Liu, P. Zhong, A. Zhang, T. Xu, J. Chen, J. Xu, Q. Liu, and Z. Zhou, *Surf. Coat. Tech.*, **163–164**: 620 (2003).
  8. Y. Hao, B. Gao, G. F. Tu, S. W. Li, S. Z. Hao, and C. Dong, *Appl. Surf. Sci.*, **257**, No. 9: 3913 (2011).
  9. S. Hao, P. Wu, J. Zou, T. Grosdidier, and C. Dong, *Appl. Surf. Sci.*, **253**, No. 12: 5349 (2007).
  10. Q. F. Guan, H. Zou, G. T. Zou, A. M. Wu, S. Z. Hao, J. X. Zou, Y. Qin, C. Ding, and Q. Y. Zhang, *Surf. Coat. Tech.*, **196**, Nos. 1–3: 145 (2005).
  11. Yu. F. Ivanov and N. N. Koval, *Nizkoenergeticheskie Elektronnyye Puchki Submillisekundnoy Dlitelnosti: Poluchenie i Nekotoryye Aspekty Primeneniya v Oblasti Materialovedeniya* [Low-Energy Electron Beams of Submillisecond Duration: Obtaining and Some Aspects of Application in Materials Science], *Struktura i Svoystva Perspektivnykh Materialov* [Structure and Properties of Advanced Materials] (Tomsk: Izd-vo NTL: 2007) (in Russian).
  12. V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, S. V. Vorobiev, S. V. Konovalov, *Fatigue of Steels Modified by High Intensity Electron Beams* (Cambridge: Cambridge International Science Publishing Ltd: 2015).
  13. V. V. Sizov, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, S. V. Vorobiev, and S. V. Konovalov, *Izv. VUZov. Chern. Metallurgiya*, **55**, No. 10: 56 (2012) (in Russian).
  14. V. V. Sizov, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, S. V. Vorobiev, and S. V. Konovalov, *Izv. VUZov. Chern. Metallurgiya*, **55**, No. 6: 35 (2012) (in Russian).
  15. V. V. Sizov, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, S. V. Vorobiev, and S. V. Konovalov *Fund. Probl. Sovremennogo Materialovedeniya*, **9**, No. 2: 136 (2012) (in Russian).
  16. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, V. V. Sizov, S. V. Vorobiev, and V. I. Bazaykin, *Probl. Chern. Metallurgii i Materialovedeniya*, No. 1: 66 (2012) (in Russian).
  17. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, V. V. Sizov, S. V. Vorobiev, and A. F. Sofroshenkov, *Fund. Probl. Sovremennogo Materialovedeniya*, **8**, No. 4: 131 (2011) (in Russian).
  18. S. V. Vorobiev, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, V. V. Sizov, and A. F. Sofroshenkov, *Izv. VUZov. Chern. Metallurgiya*, **55**, No. 4: 151 (2012) (in Russian).
  19. V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, V. V. Sizov, S. V. Vorobiev, and S. V. Konovalov, *Poverkhnost. Rentgenovskie, Sinkhrotronnyye i Neitronnyye Issledovaniya*, No. 1: 99 (2013) (in Russian).
  20. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, V. V. Sizov, S. V. Vorobiev, and S. V. Konovalov, *Fiz. Mezomekhanika*, **16**, No. 1: 85 (2013) (in Russian).
  21. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, V. V. Sizov, S. V. Vorobiev, and S. V. Konovalov, *Materialovedenie*, No. 4: (2013) (in Russian).
  22. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, D. A. Bessonov, S. V. Vorobiev, A. D. Teresov, N. N. Koval, and S. V. Konovalov, *Fund. Probl. Sovremennogo*

- Materialovedeniya*, **8**, No. 3: 28 (2011) (in Russian).
23. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, S. V. Vorobiev, D. A. Bessonov, Yu. A. Kolubaeva, and S. V. Konovalov, *Fiz. Mezomekhanika*, **14**, No. 6: 111 (2011) (in Russian).
  24. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, D. A. Bessonov, S. V. Vorobiev, and S. V. Konovalov, *Deformatsiya i Razrushenie Materialov*, No. 12: 19 (2011) (in Russian).
  25. D. A. Bessonov, S. V. Vorobiev, and Yu. F. Ivanov, *Izv. VUZov. Chern. Metallurgiya*, **54**, No. 10: 48 (2011) (in Russian).
  26. S. V. Vorobiev, Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, D. A. Bessonov, N. N. Koval, and A. D. Teresov, *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, No. 4: 97 (2012) (in Russian).
  27. D. A. Bessonov, Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, and V. Ya. Tsellermaer, *Izv. VUZov. Chern. Metallurgiya*, **55**, No. 2: 44 (2012) (in Russian).
  28. D. A. Bessonov, S. V. Vorobiev, V. E. Gromov, and Yu. F. Ivanov, *Nanoinzheneriya*, No. 3: 20 (2013) (in Russian).
  29. V. E. Gromov, V. A. Grishunin, Yu. F. Ivanov, and S. V. Konovalov, *Probl. Chern. Metallurgii i Materialovedeniya*, No. 3: 23 (2012) (in Russian).
  30. V. E. Gromov, V. A. Grishunin, Yu. F. Ivanov, and S. V. Konovalov, *Probl. Chern. Metallurgii i Materialovedeniya*, No. 4: 49 (2012) (in Russian).
  31. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, V. A. Grishunin, A. D. Teresov, and S. V. Konovalov, *Fiz. Mezomekhanika*, **16**, No. 2: 47 (2013) (in Russian).
  32. V. A. Grishunin, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, K. V. Volkov, and S. V. Konovalov, *Izv. VUZov. Chern. Metallurgiya*, **56**, No. 11: 58 (2013) (in Russian).
  33. V. A. Grishunin, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, A. B. Yurev, and S. V. Vorobiev, *Izv. VUZov. Chern. Metallurgiya*, **56**, No. 2: 51 (2013) (in Russian).
  34. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, V. A. Grishunin, and S. V. Konovalov, *Voprosy Materialovedeniya*, No. 1(73): 20 (2013) (in Russian).
  35. V. A. Grishunin, Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, A. D. Teresov, and S. V. Konovalov, *Perspektivnye Materialy*, No. 6: 75 (2013) (in Russian).
  36. V. A. Grishunin, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, A. D. Teresov, and S. V. Konovalov, *Poverkhnost. Rentgenovskie, Sinkhrotronnyye i Neitronnyye Issledovaniya*, No. 10: 82 (2013) (in Russian).
  37. V. E. Gromov, V. A. Grishunin, S. V. Raikov, Yu. F. Ivanov, and S. V. Konovalov, *Deformatsiya i Razrushenie Materialov*, No. 6: 37 (2013) (in Russian).
  38. V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, V. A. Grishunin, S. V. Raikov, and S. V. Konovalov, *Usp. Fiz. Met.*, **14**, No. 1: 67 (2013) (in Russian).
  39. V. A. Grishunin, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, and Yu. A. Denisova, *Elektronno-Puchkovaya Modifikatsiya Struktury i Svoystv Stali* [Electron-Beam Modification of the Structure and Properties of Steel] (Novokuznetsk: Izd-vo 'Poligrafist': 2012) (in Russian).
  40. K. V. Volkov, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, and V. A. Grishunin, *Povyshenie Ustalostnoy Vynoslivosti Relsovoy Stali Elektronno-Puchkovoy Obrabotkoy* [Increase in Fatigue Endurance of Rail Steel by Electron-Beam Treatment] (Novokuznetsk: Izd-vo 'Inter-Kuzbass': 2013) (in Russian).
  41. Yu. F. Ivanov, K. V. Alsaraeva, V. E. Gromov, E. A. Petrikova, A. D. Teresov, and A. V. Tkachenko, *Fund. Probl. Sovremennogo Materialovedeniya*, **11**, No. 3: 281 (2014) (in Russian).

42. O. V. Sosnin, V. E. Gromov, E. V. Kozlov, and Yu. F. Ivanov, *Ustalost Staley pri Impulsnom Tokovom Vozdeystvii* [Fatigue of Steels at a Pulsed Tone Exposure] (Novokuznetsk: Izd-vo SibGIU: 2004) (in Russian).
43. V. S. Ivanova and A. A. Shanyavskiy, *Kolichestvennaya Fraktografiya. Ustalostnoe Razrushenie* [Quantitative Fractography. Fatigue Failure] (Chelyabinsk: Metallurgiya: 1988) (in Russian).
44. V. F. Terentev, *Ustalost Metallicheskih Materialov* [Fatigue of Metallic Materials] (Moscow: Nauka: 2002) (in Russian).
45. S. Kocańda, *Ustalostnoe Razrushenie Metallov* [Fatigue Failure of Metals] (Moscow: Metallurgiya: 1976) (Russian translation).
46. O. V. Sosnin, Yu. F. Ivanov, V. V. Tsellermaer, D. V. Lychagin, V. E. Gromov, and E. V. Kozlov, *Fiz. Mezomekhanika*, **6**, No. 3: 91 (2003) (in Russian).
47. O. V. Sosnin, Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, E. V. Kozlov, and V. V. Tsellermaer, *Izv. VUZov. Chern. Metallurgiya*, **46**, No. 12: 27 (2003) (in Russian).
48. *Fraktografiya i Atlas Fraktogramm* [Fractography and Atlas of Fractographs] (Ed. J. A. Fellows) (Moscow: Metallurgiya: 1982) (Russian translation).
49. L. Engele and H. Klingele, *Rastrovaya Elektronnaya Mikroskopiya. Razrushenie* [Scanning Electron Microscopy of Plastics Failure] (Moscow: Metallurgiya: 1986) (Russian translation).
50. A. P. Babichev, N. A. Babushkina, and A. M. Bratkovskiy, *Fizicheskie Velichiny: Spravochnik* [Physical Quantities: Handbook] (Moscow: Energoatomizdat: 1991) (in Russian).

---

\*Siberian State Industrial University,  
42, Kirov Str.,  
654007 Novokuznetsk, Russian Federation

\*\*National Research Tomsk Polytechnic University,  
2/3, Akademicheskij Avenue,  
634055 Tomsk, Russian Federation

\*\*\*Institute of High Current Electronics, SB RAS,  
2/3, Akademicheskij Avenue,  
634055 Tomsk, Russian Federation

<sup>1</sup> Fig. 1. The structure of silumin before fatigue testing. Metallography of etched thin section.

<sup>2</sup> Fig. 2. The dependence of the average number of cycles to failure  $N$  on the product of both the power density  $W_s$  and the number of pulses of electron-beam treatment  $n$ . Dotted lines indicate the values of fatigue life of the starting material.

<sup>3</sup> Fig. 3. The surface structure of silumin treated with an electron beam (15 J/cm<sup>2</sup>, 150 μs, 3 imp);  $a, \bar{\sigma}$ —the state before fatigue testing;  $\sigma, z$ —the state after fatigue testing. The arrows indicate a crack formed in the fatigue testing ( $\sigma$ ) and a plate of silicon destroyed during the testing ( $z$ ).

<sup>4</sup> Fig. 4. The surface structure of silumin treated with an electron beam (20 J/cm<sup>2</sup>, 150 μs, 5 imp);  $a, \bar{\sigma}$ —the state before fatigue testing;  $\sigma, z$ —the state after fatigue testing. The arrows in ( $z$ ) show microcracks formed during fatigue testing.

<sup>5</sup> Fig. 5. An electron-microscopy image of the silumin structure in the initial state ( $a$ ), after the electron-beam irradiation on the treatment mode (20 J/cm<sup>2</sup>, 150 μs, 1 imp) ( $\bar{\sigma}, z$ ) and (20 J/cm<sup>2</sup>, 150 μs, 5 imp) ( $\sigma$ ); arrows in ( $z$ ) show microcrack formed during fatigue testing on the irradiation surface.

<sup>6</sup> Fig. 6. An electron-microscopy image of the silumin structure treated with intense pulsed electron beam;  $a$ —scanning electron microscopy;  $\bar{\sigma}-z$ —transmission electron microscopy; on ( $a$ ), the arrows indicate the pores formed in the surface layer of silumin irradiated with electron beam of the treatment mode (20 J/cm<sup>2</sup>, 150 μs, 1 imp).

<sup>7</sup> Fig. 7. TEM image of the silumin structure subjected to treatment by the regime (20 J/cm<sup>2</sup>, 150 μs, 1 imp) and the subsequent fatigue loading up to failure after 132000 cycles;  $a$ —



bright-field image;  $\delta$ —microelectron diffraction pattern, where arrow indicates the reflex, in which the dark-field image is obtained;  $c$ —dark-field image obtained in reflex [111]Si.

<sup>8</sup> Fig. 8. TEM image of the silumin structure subjected to treatment by the regime (20 J/cm<sup>2</sup>, 150  $\mu$ s, 5 imp) and the subsequent fatigue loading up to failure after 574000 cycles;  $a$ ,  $\varepsilon$ —bright fields;  $\delta$ ,  $\sigma$ —microelectron diffraction pattern obtained from plots 1 and 2, respectively;  $\rho$ —dark field obtained in reflex [111]Si (reflex, where dark field is obtained, is indicated by the arrow on ( $\sigma$ )).

<sup>9</sup> Fig. 9. Microcracks (indicated by arrows), which are formed in the surface layer of silumin irradiated by electron beam (20 J/cm<sup>2</sup>, 150  $\mu$ s, 5 imp) ( $a$ ) and subjected to high-cycle (574000 cycle) fatigue tests ( $\delta$ ).

<sup>10</sup> Fig. 10. The structure of fracture surface of silumin samples subjected to electron-beam irradiation;  $a$ —irradiation regime with 15 J/cm<sup>2</sup>, 150  $\mu$ s, 3 imp;  $\delta$ —irradiation regime with 20 J/cm<sup>2</sup>, 150  $\mu$ s, 5 imp. Arrows indicate the area of fatigue-crack growth.

<sup>11</sup> Fig. 11. An electron-microscopy image of the surface of fatigue failure silumin for the irradiation regimes as follow: 20 J/cm<sup>2</sup>, 150  $\mu$ s, 1 imp ( $a$ ,  $\delta$ ); 20 J/cm<sup>2</sup>, 150  $\mu$ s, 5 imp ( $\sigma$ ,  $\varepsilon$ ). The arrows in ( $a$ ,  $\delta$ ) indicate silicon wafers; arrows in ( $\sigma$ ) show thickness of the layer silumin melted by the electron beam.

<sup>12</sup> Fig. 12. The fatigue striations formed in silumin as a result of fatigue failure;  $a$ —sample fractured in the irradiation regime: 20 J/cm<sup>2</sup>, 150  $\mu$ s, 1 imp;  $\delta$ —sample fractured in irradiation regime: 20 J/cm<sup>2</sup>, 150  $\mu$ s, 5 imp.

<sup>13</sup> Fig. 13. An electron-microscopy image of the surface of fatigue-failure silumin (for the regime of irradiation of 20 J/cm<sup>2</sup>, 150  $\mu$ s, 1 imp). Arrows in ( $\delta$ ) show silicon plates.

<sup>14</sup> TABLE 1. The change of tribological parameters of silumin after irradiation followed by the fatigue loading up to failure.

<sup>15</sup> Fig. 14. The dependence of the hardness of the surface layer of silumin treated by high-intensity pulsed electron beam and subjected to fatigue tests up to failure;  $a$ —132000 cycles;  $\delta$ —574000 cycles.

<sup>16</sup> Fig. 15. The dependence of the Young's modulus of the surface layer of silumin treated by high-intensity pulsed electron beam and subjected to fatigue tests up to failure;  $a$ —132000 cycles;  $\delta$ —574000 cycles.

<sup>17</sup> Fig. 16. Lattice parameter of ( $a$ ) aluminium- and ( $\delta$ ) silicon-based solid solution *vs.* density of absorbed energy of electron beam. Treatment regime: 1—silumin without irradiation; 2—silumin without irradiation after fatigue tests (130000 cycles); 3—after irradiation (20 J/cm<sup>2</sup>, 150  $\mu$ s, 1 imp) and fatigue tests (132000); 4—after irradiation (20 J/cm<sup>2</sup>, 150  $\mu$ s, 5 imp) and fatigue tests (574000); symbol  $\Delta$  shows the parameters of the crystal lattice of aluminium and silicon, respectively, for silumin irradiated by mode (20 J/cm<sup>2</sup>, 150  $\mu$ s, 1 imp).

<sup>18</sup> Fig. 17. An electron-microscopy image of the structure of silumin treated with intense pulsed electron beam with the parameters of 20 J/cm<sup>2</sup>, 150  $\mu$ s, 1 imp and fractured after 132000 cycles of fatigue loading;  $a$ ,  $\delta$ —bright fields;  $\sigma$ —microelectron diffraction pattern obtained from areas 3 and 4 indicated in ( $a$ );  $\varepsilon$ —microelectron diffraction pattern obtained from areas 1 and 2 indicated in ( $a$ ); on ( $\varepsilon$ ), silicon diffraction rings are denoted by figures: 1—(111); 2—(220); 3—(113).

<sup>19</sup> Fig. 18. TEM image of the silumin structure treated with intense pulsed electron beam by the regime (20 J/cm<sup>2</sup>; 150  $\mu$ s; 5 imp) and fractured at 574000 cycles of fatigue loading;  $a$ —bright field;  $\delta$ —dark field obtained in the first diffraction ring reflex (111)Si;  $c$ —microelectron diffraction pattern, arrow indicates reflex, in which a dark field was obtained ( $\delta$ ).

<sup>20</sup> Fig. 19. TEM image of the silumin structure treated with intense pulsed electron beam in the regime of 20 J/cm<sup>2</sup>, 150  $\mu$ s, 5 imp and fractured at 574000 cycles of fatigue loading.