

Морфология и микротвердость поверхности сплава АК5М2, облученного электронным пучком

© 2020

Загуляев Дмитрий Валерьевич^{*1,3}, кандидат технических наук, доцент,
доцент кафедры естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля
Абатурова Анна Александровна^{1,4}, магистрант
кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства
Аксенова Кристина Владимировна^{1,5}, кандидат технических наук,
доцент кафедры естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля
Леонов Андрей Андреевич^{2,6}, младший научный сотрудник
Якупов Дамир Флюрович^{1,7}, аспирант

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк (Россия)

²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск (Россия)

*E-mail: zagulyaev_dv@physics.sibsiu.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9859-8949>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4478-2254>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4908-6776>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6645-3879>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4920-4456>

Аннотация: Цель исследования – анализ изменения морфологии и микротвердости сплава АК5М2, облученного электронным пучком в различных режимах. Выполнено модифицирование поверхности сплава Al-5wt%Si электронным пучком в режимах, различающихся плотностью энергии пучка электронов (10, 20, 30, 40 и 50 Дж/см²) и длительностью импульсов (50 и 200 мкс). Установлено, что при параметрах пучка электронов 30 Дж/см², 200 мкс и 50 Дж/см², 50 мкс наблюдается максимальное увеличение микротвердости до 860 и 950 МПа для каждого из режимов соответственно. Значение микротвердости литого сплава равно 520 МПа. Морфология поверхности облучения при параметрах пучка 30 Дж/см², 200 мкс характеризуется многочисленными микропорами и микротрещинами. Причиной формирования микропор может являться усадка материала при его высокоскоростной кристаллизации. Можно предположить, что образование микротрещин обусловлено формированием в поверхностном слое растягивающих напряжений, являющихся следствием высоких скоростей охлаждения поверхностного слоя материала из расплавленного состояния. Режим облучения 50 Дж/см², 50 мкс приводит к полному растворению в поверхностном слое частиц интерметаллидов и кремния, плотность трещин на единицу поверхности образца снижается в сравнении с режимом 30 Дж/см², 200 мкс. Поверхностный слой характеризуется структурой высокоскоростной ячеистой кристаллизации с размерами от 500 до 800 нм, сформированной в объеме зерен, что может являться причиной увеличения прочностных свойств материала.

Ключевые слова: сплав Al-5wt%Si; электронный пучок; микротвердость; ячеистая кристаллизация.

Благодарности: Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (проект № 19-79-10059).

Для цитирования: Загуляев Д.В., Абатурова А.А., Аксенова К.В., Леонов А.А., Якупов Д.Ф. Морфология и микротвердость поверхности сплава АК5М2, облученного электронным пучком // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 4. С. 7–14. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-4-7-14.

ВВЕДЕНИЕ

Алюминиевые сплавы в настоящее время достаточно широко используются в различных отраслях промышленности. Однако образующиеся в структуре сплавов включения кремния и интерметаллидов разнообразных форм, а также пористость пагубно влияют на прочность и пластичность готовых изделий [1; 2], поэтому проводятся различные исследования в направлении измельчения эвтектики и снижения пористости в структуре сплава [3; 4]. Перспективным методом модификации различных материалов, в том числе алюминий-кремниевых сплавов, является импульсная электронно-пучковая обработка (ЭПО) в плавильном режиме [5].

Основным научным направлением исследования влияния ЭПО является путь прецизионного изменения структурно-фазовых состояний и, следовательно, свойств поверхности и поверхностных слоев металлических материалов. Так, в работе [6] было установлено, что облучение карбида YG10X сильноточным импульсным электронным пучком с постоянной плотностью энергии 6 Дж/см² и различным количеством импульсов приводит к увеличению микротвердости материала в 1,5–2 раза. Трибологические исследования показали, что коэффициент трения после 10 импульсов был снижен на треть от исходного состояния, что связано с эффектом упрочнения композитной микроструктуры. Согласно [7], к росту микротвердости может привести не только увеличение количества импульсов обработки, но и изменение

параметра тока пучка электронов. Микротвердость сплава Ti–47Al–2Cr–2Nb повышается на 11,66 % с 330,45 HV до 368,98 HV при увеличении тока пучка с 4,5 до 8,5 мА соответственно.

Исследования возможностей электронно-пучковой обработки ведутся не только на объемных материалах, но и на различных покрытиях. Например, было установлено, что электронно-пучковая обработка покрытия TiN/TiO₂, нанесенного на подложку из сплава Ti₅Al₄V [8], приводит к увеличению шероховатости поверхности с 8 до 25 нм. Возможны и отрицательные эффекты воздействия облучения электронным пучком. Так, например, в работе [9] обнаружено, что при 20 импульсах воздействия ЭПО нанотвердость покрытия TiN снижается с 26 до ~25 ГПа при плотности энергии пучка 3 Дж/см², а при 5 Дж/см² – до ~24 ГПа. При дальнейшем увеличении плотности энергии облучения до 8 Дж/см² нанотвердость облученного покрытия TiN резко снижается до ~10 ГПа. Авторы связывают это с появлением и распространением поверхностных трещин при облучении.

Влияние скорости сканирования электронным пучком на структуру сплава Al–3Ti–1Sc было описано в работе [10]. Установлено, что скорость обработки электронным пучком играет ключевую роль в определении фазового состава и развития микроструктуры в этом сплаве: увеличение скорости обработки и энергии пучка приводит к увеличению площади и глубины переплава поверхности.

Научные исследования последних лет, проведенные на образцах доэвтектического сплава, показывают, что обработка сильноточным импульсным электронным пучком увеличивает прочность на разрыв обработанного сплава Al–15%Si на 41,4 % – с 138,8 до 196,2 МПа [11], а также в 4,5 раза микротвердость и в 1,2 раза износостойкость сплава Al–(20–22)%Si [12].

Авторы работы [13] связывают увеличение прочностных характеристик сплавов Al–Si, подвергнутых ЭПО, с измельчением фазы кремния до размеров 0,5–2 мкм и повторным их выделением внутри зерен твердого раствора Al. Максимальное увеличение пластичности составило 32,7 % для сплава Al–Si10–Mg.

В работе [14] наблюдался аномальный рост зерен в холоднокатаном сплаве Al2024 после обработки сильноточным импульсным электронным пучком. Крупные зерна образовались на поверхности после ЭПО из-за сочетания двух механизмов: эпитаксиального затвердевания и аномального роста зерна в твердом состоянии. Размер образовавшихся в результате обработки зерен составлял от 6 до 8 мкм, что в 4–5 раз больше толщины расплавленного слоя. В работе [15] тот же холоднокатаный сплав 2024Al был обработан сильноточным импульсным электронным пучком при более высокой плотности энергии и различных числах импульсов (6, 12 и 24). Результаты исследований показали, что поверхность облучения претерпевает изменение элементного состава; создание термических нестабильностей в поверхностных слоях материала, вызванных высокоскоростным нагревом и охлаждением, приводит к испарению и повторному осаждению некоторого количества магния. Переплавленный верхний поверхностный слой состоял в основном из перенасыщенного твердого раствора на основе Al. Толщина расплавленной зоны незначительно увеличивалась с увеличением

количества импульсов облучения. После 24 импульсов наблюдалось растворение крупных интерметаллических частиц с высоким содержанием Cu. Исследования на коррозионную стойкость в 3,5%-ном водном растворе NaCl показали ее увеличение.

Расплавление поверхностных слоев электронным пучком с последующей кристаллизацией сопровождается более тщательным перемешиванием алюминия с кремнием и заполнением пор расплавом, что приводит к уменьшению степени неоднородности распределения химических элементов и фаз обрабатываемой поверхности [16]. В работе [17] установлено, что увеличение твердости поверхностного слоя доэвтектического силумина в 1,6 раза обусловлено образованием ячеек высокоскоростной кристаллизации субмикронных размеров с наноразмерными прослойками второй фазы, расположенными на границах ячеек. В работах [18–20] представлены результаты многолетних экспериментальных исследований влияния электронно-пучковой обработки на формирование свойств, структуры и фазового состава поверхностных слоев силумина различных марок. Таким образом, обработка сильноточным импульсным электронным пучком является универсальным методом для улучшения механических свойств сплавов системы Al–Si.

В соответствии с представленным анализом литературы можно заключить, что применение электронно-пучковой обработки для поверхностного модифицирования материалов с целью улучшения свойств изделий из них является перспективным методом и вызывает широкий интерес как у российских, так и зарубежных исследователей.

Цель работы – анализ изменения морфологии и микротвердости сплава АК5М2, облученного электронным пучком в различных режимах.

ОБРАЗЦЫ И МЕТОДИКИ

Материалом исследования является промышленный доэвтектический силумин марки АК5М2, его элементный состав, выявленный по результатам рентгеноспектрального анализа сплава (XRD-7000s, Shimadzu, Япония), находящегося в литом состоянии, приведен в таблице 1.

ЭПО материала проводили на установке «СОЛО», изготовленной сотрудниками лаборатории плазменной эмиссионной электроники ИСЭ СО РАН, г. Томск. Она включает в себя: импульсный электронный источник на основе плазменного катода с сеточной стабилизацией плазменной границы; блок питания электронного источника; вакуумную технологическую камеру со смотровым окном и двухкоординатным столом-манипулятором, в которой располагаются плазменный источник электронов и облучаемые образцы; систему управления и диагностики параметров источника и пучка электронов.

В работе использовали следующие параметры ЭПО: энергия ускоренных электронов – 17 кэВ; количество импульсов $N=3$; длительность импульсов $\tau=50$ и 200 мкс; плотность энергии $E_s=10, 20, 30, 40, 50$ Дж/см²; частота следования импульсов – $0,3 \text{ с}^{-1}$; давление остаточного газа (аргон) в рабочей камере установки – $2 \cdot 10^{-2}$ Па.

Образцы силумина представляли собой параллелепипед с размерами $15 \times 15 \times 5 \text{ мм}^3$. Облучению подвергалась поверхность с размерами $15 \times 15 \text{ мм}^2$, угол между

Таблица 1. Результаты рентгеноспектрального анализа сплава (масс. %, остальное – Al)
 Table 1. The results of X-ray analysis of the alloy (wt.%; Al – the rest)

Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Ni	Ti	Cr	Zn	Pb
5,39	1,33	0,64	0,24	0,64	0,07	0,03	0,03	1,07	0,04

поверхностью облучения и электронным пучком составлял 90° . Диаметр пучка был подобран таким образом, чтобы облучению подвергалась вся площадь поверхности.

Морфологию и структурные составляющие поверхностного слоя определяли с использованием прибора Philips SEM 515, оборудованного микроанализатором EDAX ECON IV (сканирующая электронная микроскопия). Микротвердость измеряли на поверхности облучения по методу Виккерса согласно международному стандарту ISO 6507:2005 (микротвердомер HVS-1000). Время нагружения при нагрузке на индентор 1 Н составляло 10 с, а время снятия нагрузки – 5 с (по 10 отпечаткам определяли средние значения микротвердости).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Анализируя результаты измерения микротвердости (HV) (рис. 1), можно отметить, что величина HV_{0,1} поверхностного слоя силумина зависит от плотности энергии (E_s) и длительности импульсов (τ) электронного пучка. При $\tau=50$ мкс HV_{0,1} поверхности увеличивается с ростом E_s , достигая максимального значения 950 МПа при $E_s=50$ Дж/см² и превышая HV_{0,1} исходного материала на 83 %. Максимальное увеличение HV_{0,1} для параметров $E_s=30$ Дж/см², $\tau=200$ мкс составляет 860 МПа, что превышает HV_{0,1} сплава в литом состоянии на 65 %.

Таким образом, учитывая данные изменения HV_{0,1} в зависимости от E_s и τ , оптимальными для исследуемого диапазона параметров E_s и τ можно считать режимы облучения $E_s=50$ Дж/см², $\tau=50$ мкс и $E_s=30$ Дж/см², $\tau=200$ мкс. В связи с этим для обозначенных режимов облучения исследовали морфологию поверхности и ее структурный анализ методами сканирующей электронной микроскопии.

Чтобы иметь возможность определить структурные изменения, произошедшие в результате облучения образцов, проведем анализ структурных особенностей сплава АК5М2 в исходном состоянии (рис. 2). Установлено, что в литом состоянии исследуемый сплав является поликристаллическим агрегатом, имеющим зеренную структуру, представленную преимущественно зернами Al (рис. 2 а). Обнаруживается эвтектика Al–Si (рис. 2 б, указана стрелками), расположенная в стыках и вдоль границ зерен алюминия. Диапазон изменения зерен Al составляет 30–100 мкм, зерен Al–Si – 11–26 мкм.

В исследуемом материале обнаружены дополнительные фазы интерметаллидов, имеющие форму «иероглифов» (рис. 2 с, включения указаны стрелками), игольчатую, глобулярную и, существенно реже, осколочную форму (рис. 2 а, 2 d). Продольные размеры частиц игольчатой формы часто превышают размеры зерен (рис. 2 б, 2 d), что указывает на их формирование до образования зерен алюминия. Частицы глобулярной

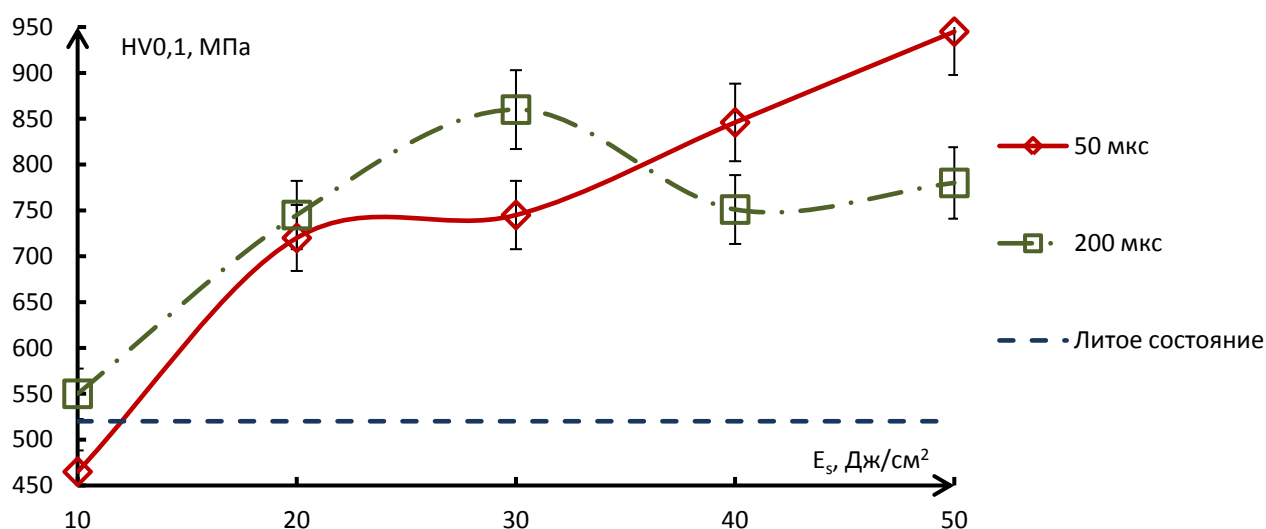


Рис. 1. Зависимость HV_{0,1} поверхности облучения сплава АК5М2 от E_s .

HV_{0,1} сплава в литом состоянии указана пунктирной линией

Fig. 1. The dependence of HV_{0,1} of the AK5M2 alloy irradiation surface on E_s .
 HV_{0,1} of the alloy in the as-cast condition is indicated by the dotted line

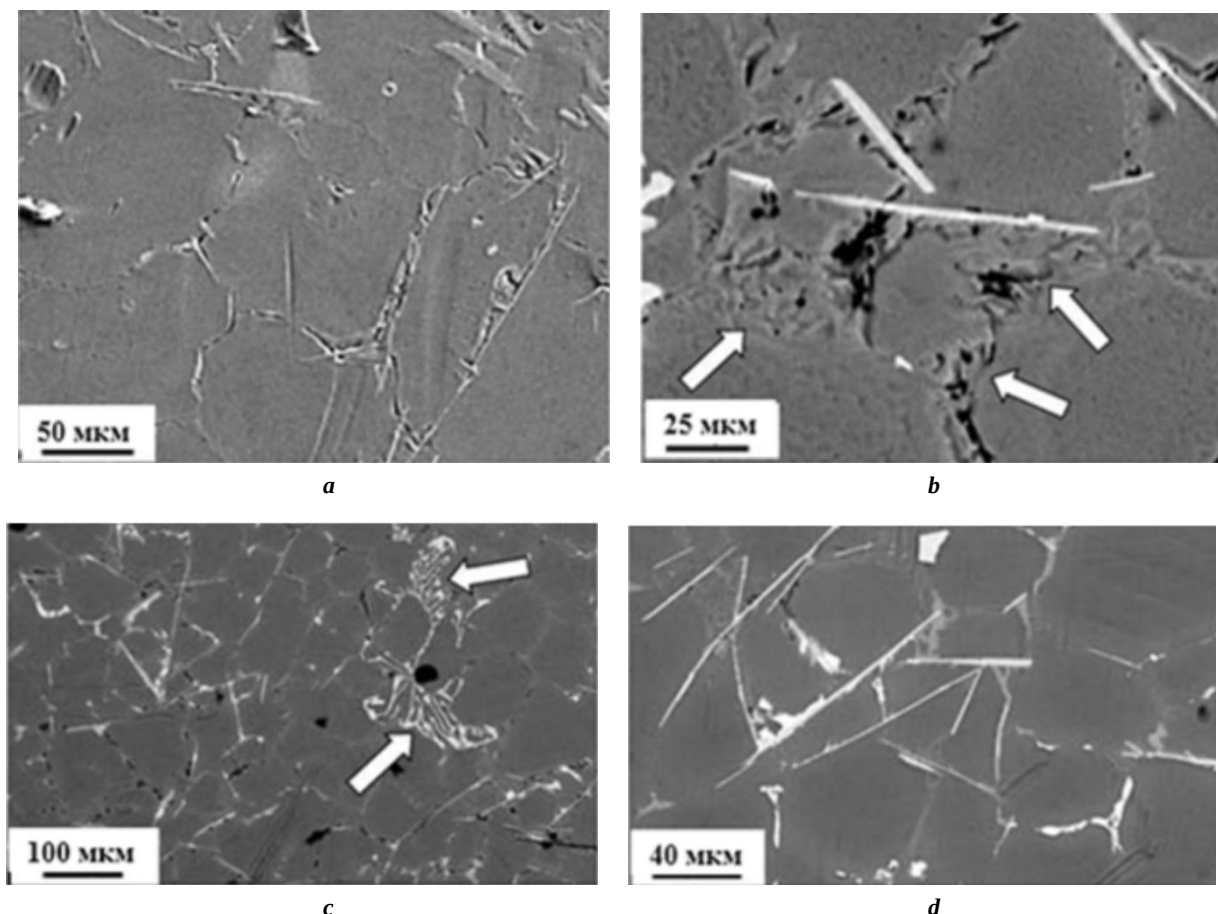


Рис. 2. Структура литого сплава АК5М2 при различном увеличении:
a – поликристаллическая структура исследуемого сплава; **b** – эвтектика Al-Si;
c, d – интерметаллидные соединения различной формы и размеров
Fig. 2. The structure of the AK5M2 cast alloy at various zoom:
a – polycrystalline structure of the alloy under the study; **b** – Al-Si eutectic;
c, d – intermetallic compounds of various shapes and sizes

формы располагаются преимущественно вдоль границ зерен алюминия (рис. 2 c, 2 d). При механической полировке образцов такие частицы часто выкрашиваются (рис. 2 a), что может указывать на их плохую связь с границами зерен. Можно предположить, что при механическом нагружении присутствие частиц интерметаллидов в сплаве, независимо от их морфологии, приводит к охрупчиванию материала.

Морфология поверхности силумина АК5М2, подвергнутого ЭПО при выбранных режимах приведена на рис. 3. Облучение сплава в режиме $E_S=30$ Дж/см², $\tau=200$ мкс приводит к формированию в поверхностном слое многочисленных микропор и растворению первичных включений интерметаллидов (рис. 3 a, 3 c). Можно предположить, что усадка материала, происходящая при высокоскоростном охлаждении, стала причиной формирования микропор. В отдельных случаях на облучаемой поверхности обнаруживаются островки, содержащие частицы округлой формы с размерами 2–3 мкм. ЭПО по режиму $E_S=30$ Дж/см² приводит к фрагментации поверхности микротрещинами (рис. 3 c), которые располагаются преимущественно по границе зерна. Геометрические размеры фрагментированных частей поверхности составляют 100–200 мкм. При

$E_S=50$ Дж/см² плотность трещин на единицу поверхности образца снижается, а области, ограниченные трещинами, соответственно, увеличиваются до 250–380 мкм (рис. 3 b). Последнее может свидетельствовать об уменьшении величины растягивающих напряжений по сравнению с образцами, модифицированными при $E_S=30$ Дж/см².

Следует отметить, что при рассматриваемом режиме ЭПО в поверхностном слое отсутствуют интерметаллидные соединения (рис. 3 b, 3 d) и в объеме зерен наблюдается формирование ячеек кристаллизации с размерами 500–800 нм (рис. 3 d).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЙ

На основании представленных результатов исследования структуры обработанной электронным пучком поверхности силумина можно сделать вывод, что наиболее вероятной причиной фрагментации поверхности облучения микротрещинами являются растягивающие напряжения, возникающие в результате высокоскоростного охлаждения расплавленных электронным пучком слоев материала.

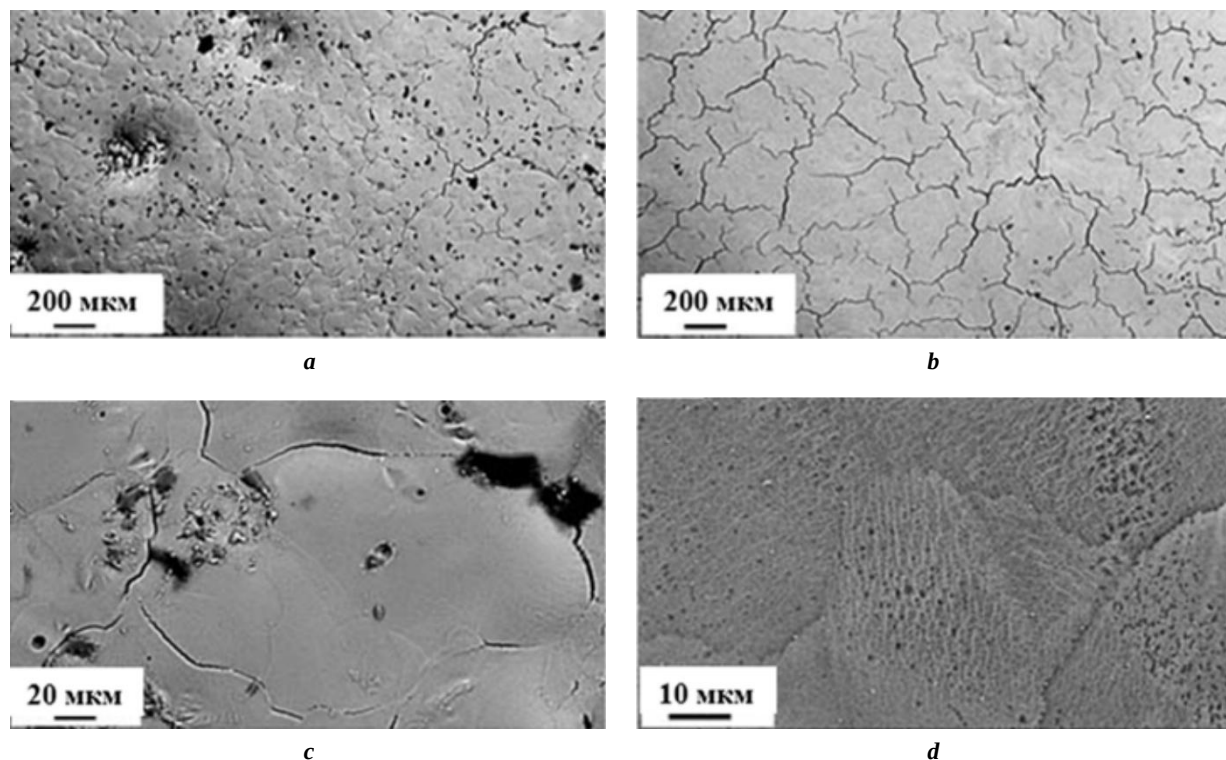


Рис. 3. Морфология поверхности силумина АК5М2, подвергнутого ЭПО при следующих режимах: $E_S=30$ Дж/см², $\tau=200$ мкс (а, с); $E_S=50$ Дж/см², $\tau=50$ мкс (b, d)

Fig. 3. Surface morphology of the AK5M2 silumin subjected to the EBI under the following conditions: **a, c** – 30 J/cm², 200 μ s; **b, d** – 50 J/cm², 50 μ s

Увеличение количества вводимой в поверхностный слой образца энергии приводит к увеличению глубины проплавления и объема расплавленного материала. Поскольку основным направлением отвода тепловой энергии после электронно-пучковой обработки является объем образца, можно предположить, что увеличение глубины проплавления и объема расплавленного материала снижает скорость отвода тепла от поверхности вглубь материала. Вследствие снижения скорости охлаждения уменьшаются внутренние растягивающие напряжения, возникающие в поверхностном слое, что, в свою очередь, приводит к уменьшению количества микротрещин в единице поверхности образца.

Можно констатировать, что изменения структуры поверхностного слоя, происходящие в результате облучения сплава АК5М2 электронным пучком, и являются факторами, приводящими к значительному увеличению микротвердости поверхности.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Показано, что величина HV_{0,1} силумина АК5М2 зависит от параметров облучения и достигает значения 860 МПа при $E_S=30$ Дж/см², $\tau=200$ мкс, что на 65 % больше HV_{0,1} исходного материала. Морфология поверхности облучения для данного режима характеризуется многочисленными микропорами и микротрещинами. Микропоры, по нашему мнению, являются результатом усадки переплавленных электронным пучком слоев материала. Микротрещины образуются в результате растягивающих напряжений, образующихся из-за

высоких скоростей охлаждения материала из расплавленного состояния.

Максимальное значение HV_{0,1}=950 МПа наблюдается при облучении $E_S=50$ Дж/см², $\tau=50$ мкс, что выше HV_{0,1} литого силумина на 83 %. Этот режим облучения способствует полному растворению интерметаллидных соединений и кремния в поверхностном слое силумина. В объеме зеренной структуры наблюдается формирование ячеек кристаллизации, размеры которых варьируются в интервале значений от 500 до 800 нм. Данный факт, по нашему мнению, является основной причиной увеличения прочностных свойств поверхностных слоев материала.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сидоров А.Ю., Деев В.Б., Фролов В.Ф., Беляев С.В., Гурьев А.М., Лесив Е.М., Прусов Е.С. Особенности формирования микропористости в крупногабаритных плоских слитках из алюминиевых сплавов 5XXX серии // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2020. Т. 17. № 3. С. 338–342.
2. Русин Н.М., Скоренцев А.Л. Влияние структуры на механические и трибологические свойства спеченного сплава (AL – 12 SI) – 40 SN // *Перспективные материалы*. 2018. № 5. С. 66–75.
3. Чурюмов А.Ю., Мохамед И.А. Микроструктура и механические свойства композиционных материалов на основе системы Al-Si-Mg, армированных частицами SiC и полученных кристаллизацией под давлением //

- Металловедение и термическая обработка металлов. 2018. № 9. С. 19–22.
4. Li Q.L., Zhao S., Li B.Q., Zhu Y.Q., Wang C.Z., Lan Y.F., Xia T.D. A novel modifier on the microstructure and mechanical properties of Al-7Si alloys // *Materials Letters*. 2019. Vol. 251. P. 156–160.
 5. Ozur G.E., Proskurovsky D.I. Generation of Low-Energy High-Current Electron Beams in Plasma-Anode Electron Guns // *Plasma Physics Reports*. 2018. Vol. 44. № 1. P. 18–39.
 6. Peng W., Hao S., Chen J., Li W., Zhao L., Deng J. Surface composite microstructure and improved mechanical property of YG10X cemented carbide induced by high current pulsed electron beam irradiation // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2019. Vol. 78. P. 233–239.
 7. Yue H., Chen Y., Wang X., Kong F. Effect of beam current on microstructure, phase, grain characteristic and mechanical properties of Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy fabricated by selective electron beam melting // *Journal of Alloys and Compounds*. 2018. Vol. 750. P. 617–625.
 8. Petrov P., Dechev D., Ivanov N., Hikov T., Valkov S., Nikolova M., Yankov E., Parshorov S., Bezdushnyi R., Andreeva A. Study of the influence of electron beam treatment of Ti5Al4V substrate on the mechanical properties and surface topography of multilayer TiN/TiO₂ coatings // *Vacuum*. 2018. Vol. 154. P. 264–271.
 9. Jang W., Wang L., Wang X. Studies on surface topography and mechanical properties of TiN coating irradiated by high current pulsed electron beam // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam interactions with materials and atoms*. 2018. Vol. 436. P. 63–67.
 10. Yu P., Yan M., Tomus D., Brice C.A., Bettles C.J., Muddle B., Qiane M. Microstructural development of electron beam processed Al-3Ti-1Sc alloy under different electron beam scanning speeds // *Materials Characterization*. 2018. Vol. 143. P. 43–49.
 11. Gao B., Xu N., Xing P.F. Shock wave induced nanocrystallization during the high current pulsed electron beam process and its effect on mechanical properties // *Materials Letters*. 2019. Vol. 237. P. 180–184.
 12. Рыгина М.Е., Петрикова Е.А., Тересов А.Д., Иванов Ю.Ф. Исследование возможности модификации структуры и свойств поверхностного слоя заэвтектического силумина интенсивным импульсным электронным пучком // *Вестник Московского авиационного института*. 2018. Т. 25. № 4. С. 248–256.
 13. Bian H., Aoyagi K., Zhao Y., Maeda C., Mouri T., Chiba A. Microstructure refinement for superior ductility of Al-Si alloy by electron beam melting // *Additive Manufacturing*. 2020. Vol. 32. Article number 100982.
 14. Yan P., Grosdidier T., Zhang X., Zou J. Formation of large grains by epitaxial and abnormal growth at the surface of pulsed electron beam treated metallic samples // *Materials and Design*. 2018. Vol. 159. P. 1–10.
 15. Yan P., Zou J., Zhang C., Grosdidier T. Surface modifications of a cold rolled 2024 Al alloy by high current pulsed electron beams // *Applied Surface Science*. 2020. Vol. 504. Article number 144382.
 16. Иванов Ю.Ф., Клопотов А.А., Петрикова Е.А., Рыгина М.Е., Толкачев О.С., Клопотов В.Д. Структурно-фазовое состояние силумина заэвтектического состава, облученного импульсным электронным пучком // *Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов*. 2020. № 12. С. 89–102.
 17. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Konovalov S.V., Chen X. Silumin structure and properties formation at electron beam treatment // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2018. Т. 15. № 4. С. 506–512.
 18. Konovalov S.V., Zaguliaev D.V., Ivanov Y.F., Gromov V.E., Abaturova A.A. Modification of Al-10Si-2Cu alloy surface by intensive pulsed electron beam // *Journal of Materials Research and Technology*. 2020. Vol. 9. № 3. P. 5591–5598.
 19. Zaguliaev D.V., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Petrikova E.A. Microstructure and mechanical properties of doped and electron-beam treated surface of hypereutectic Al-11.1%Si alloy // *Journal of Materials Research and Technology*. 2019. Vol. 8. № 5. P. 3835–3842.
 20. Zagulyaev D.V., Konovalov S.V., Gromov V.E., Glezer A.M., Ivanov Yu.F., Sundeev R. Structure and properties changes of Al-Si alloy treated by pulsed electron beam // *Materials Letters*. 2018. Vol. 229. P. 377–380.

REFERENCES

1. Sidorov A.Yu., Deev V.B., Frolov V.F., Belyaev S.V., Gurev A.M., Lesiv E.M., Prusov E.S. Peculiarities of microporosity formation in large-sized flat ingots from aluminum alloys of the 5XXX series. *Fundamentalnye problemy sovremennogo materialovedeniya*, 2020, vol. 17, no. 3, pp. 338–342.
2. Rusin N.M., Skorentsev A.L. Impact of the structure on mechanical and tribological properties of sintered (AL – 12 SI) – 40 SN alloy. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2018, vol. 9, no. 5, pp. 916–923.
3. Churyumov A.Yu., Mokhamed I.A. Microstructure and mechanical properties of composite materials based on the Al – Si – Mg system, reinforced with SiC particles, and obtained by pressure crystallization. *Metal Science and Heat Treatment*, 2019, vol. 60, no. 9-10, pp. 571–573.
4. Li Q.L., Zhao S., Li B.Q., Zhu Y.Q., Wang C.Z., Lan Y.F., Xia T.D. A novel modifier on the microstructure and mechanical properties of Al-7Si alloys. *Materials Letters*, 2019, vol. 251, pp. 156–160.
5. Ozur G.E., Proskurovsky D.I. Generation of Low-Energy High-Current Electron Beams in Plasma-Anode Electron Guns. *Plasma Physics Reports*, 2018, vol. 44, no. 1, pp. 18–39.
6. Peng W., Hao S., Chen J., Li W., Zhao L., Deng J. Surface composite microstructure and improved mechanical property of YG10X cemented carbide induced by high current pulsed electron beam irradiation. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2019, vol. 78, pp. 233–239.
7. Yue H., Chen Y., Wang X., Kong F. Effect of beam current on microstructure, phase, grain characteristic and mechanical properties of Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy fabricated by selective electron beam melting. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 750, pp. 617–625.

8. Petrov P., Dechev D., Ivanov N., Hikov T., Valkov S., Nikolova M., Yankov E., Parshorov S., Bezduzhnyi R., Andreeva A. Study of the influence of electron beam treatment of Ti5Al4V substrate on the mechanical properties and surface topography of multilayer TiN/TiO₂ coatings. *Vacuum*, 2018, vol. 154, pp. 264–271.
9. Jang W., Wang L., Wang X. Studies on surface topography and mechanical properties of TiN coating irradiated by high current pulsed electron beam. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam interactions with materials and atoms*, 2018, vol. 436, pp. 63–67.
10. Yu P., Yan M., Tomus D., Brice C.A., Bettles C.J., Muddle B., Qiane M. Microstructural development of electron beam processed Al-3Ti-1Sc alloy under different electron beam scanning speeds. *Materials Characterization*, 2018, vol. 143, pp. 43–49.
11. Gao B., Xu N., Xing P.F. Shock wave induced nanocrystallization during the high current pulsed electron beam process and its effect on mechanical properties. *Materials Letters*, 2019, vol. 237, pp. 180–184.
12. Rygina M.E., Petrikova E.A., Teresov A.D., Ivanov Yu.F. Studying the possibility of hypereutectic silumin surface layer structure and properties modification by intense pulsed electron beam. *Vestnik Moskovskogo aviatsionnogo instituta*, 2018, vol. 25, no. 4, pp. 248–256.
13. Bian H., Aoyagi K., Zhao Y., Maeda C., Mouri T., Chiba A. Microstructure refinement for superior ductility of Al–Si alloy by electron beam melting. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 32, article number 100982.
14. Yan P., Grosdidier T., Zhang X., Zou J. Formation of large grains by epitaxial and abnormal growth at the surface of pulsed electron beam treated metallic samples. *Materials and Design*, 2018, vol. 159, pp. 1–10.
15. Yan P., Zou J., Zhang C., Grosdidier T. Surface modifications of a cold rolled 2024 Al alloy by high current pulsed electron beams. *Applied Surface Science*, 2020, vol. 504, article number 144382.
16. Ivanov Yu.F., Klopotov A.A., Petrikova E.A., Rygina M.E., Tolkachev O.S., Klopotov V.D. Structural-phase state of silumin of hypereutectic composition irradiated by a pulsed electron beam. *Fiziko-khimicheskie aspekty izucheniya klasterov, nanostruktur i nanomaterialov*, 2020, no. 12, pp. 89–102.
17. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Konovalov S.V., Chen X. Silumin structure and properties formation at electron beam treatment. *Fundamentalnye problemy sovremenogo materialovedeniya*, 2018, vol. 15, no. 4, pp. 506–512.
18. Konovalov S.V., Zagulyaev D.V., Ivanov Y.F., Gromov V.E., Abaturova A.A. Modification of Al-10Si-2Cu alloy surface by intensive pulsed electron beam. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, vol. 9, no. 3, pp. 5591–5598.
19. Zagulyaev D.V., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Petrikova E.A. Microstructure and mechanical properties of doped and electron-beam treated surface of hypereutectic Al-11.1%Si alloy. *Journal of Materials Research and Technology*, 2019, vol. 8, no. 5, pp. 3835–3842.
20. Zagulyaev D.V., Konovalov S.V., Gromov V.E., Glezer A.M., Ivanov Yu.F., Sundeev R. Structure and properties changes of Al-Si alloy treated by pulsed electron beam. *Materials Letters*, 2018, vol. 229, pp. 377–380.

The morphology and microhardness of the surface of AK5M2 alloy irradiated by an electron beam

© 2020

Dmitry V. Zagulyaev^{1,3}, PhD (Engineering), Associate Professor,
assistant professor of V.M. Finkel Chair of Natural Sciences

Anna A. Abaturova^{1,4}, graduate student of Chair of Materials Science, Foundry and Welding Production

Krestina V. Aksanova^{1,5}, PhD (Engineering), assistant professor of V.M. Finkel Chair of Natural Sciences

Andrey A. Leonov^{2,6}, junior researcher

Damir F. Yakupov^{1,7}, postgraduate student

¹ Siberian State Industrial University, Novokuznetsk (Russia)

² Institute of High Current Electronics of SB RAS, Tomsk (Russia)

*E-mail: zagulyaev_dv@physics.sibsiu.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9859-8949>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4478-2254>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4908-6776>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6645-3879>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4920-4456>

Abstract: The study objective was to analyze the change in the morphology and microhardness of the AK5M2 alloy irradiated by an electron beam in various regimes. The authors modified the Al–5wt%Si alloy surface by an electron beam in the modes differed in the electron beam energy density (10, 20, 30, 40, and 50 J/cm²) and pulse durations (50 and 200 μs). The study identified that at electron beam parameters of 30 J/cm², 200 μs, and 50 J/cm², 50 μs, the maximum increase in microhardness to 860 MPa and 950 MPa was observed for each of the regimes, respectively. The microhardness value of the cast alloy was 520 MPa. Numerous micropores and microcracks characterize the irradiation surface morphology at beam parameters of 30 J/cm², 200 μs. The material shrinkage during its high-speed crystallization can cause the formation of micropores. It is possible to assume that the generation of tensile stresses in a surface layer resulted from high cooling rates of a surface layer of the material from the molten state causes the formation of microcracks. The irradiation mode of 50 J/cm², 50 μs leads to the complete dissolution of intermetallic and silicon particles in a surface layer; the crack density

per surface area unit of the sample decreases against the regime of 30 J/cm², 200 μs. The surface layer is characterized by the structure of high-speed cellular crystallization with the sizes of 500 to 800 nm formed in the volume of the grains that may cause an increase in the strength properties of the material.

Keywords: Al-5wt%Si alloy; electron beam; microhardness; cellular crystallization.

Acknowledgements: The research is supported by the Russian Science Foundation (Project No. 19-79-10059).

For citation: Zagulyaev D.V., Abaturova A.A., Aksenova K.V., Leonov A.A., Yakupov D.F. The morphology and microhardness of the surface of AK5M2 alloy irradiated by an electron beam. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 4, pp. 7–14. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-4-7-14.