

Received: 20.09.2023

Revised: 17.11.2023



Accepted: 29.12.2023



DOI: 10.17804/2410-9908.2023.6.008-025



DEFORMATION OF Al–Zn–Mg–Cu COMPOSITE SAMPLES UNDER NONSTATIONARY THERMOMECHANICAL CONDITIONS

D. I. Kryuchkov^{a), *}, N. B. Pugacheva^{b)}, and T. M. Bykova^{c)}

*Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russia*

^{a)}  <https://orcid.org/0000-0001-8585-3544>  kru4koff@bk.ru;

^{b)}  <https://orcid.org/0000-0001-8015-8120>  nat@imach.uran.ru;

^{c)}  <https://orcid.org/0000-0002-8888-6410>  tatiana_8801@mail.ru

*Corresponding author. E-mail: kru4koff@bk.ru

Address for correspondence: ul. Komsomolskaya, 34, Ekaterinburg, 620049, Russia

Tel.: +7 (343) 374-5051; fax: +7 (343) 374-5330

The paper studies the technology of deformation and heat treatment of an aluminum-matrix composite material under nonstationary conditions, which is upsetting with gradual heating to near-solidus temperatures under mild loading conditions. The composite material is based on the V95 aluminum alloy discretely reinforced with 10% of SiC particles. The purpose of the study is to compare the deformation behavior of the samples and analyze their microstructure under different conditions of thermal deformation processing. The structure of the material is studied by optical and electron scanning microscopies. The paper discloses the behavior of the rate of relative strain as dependent on temperature, as well as the features of structure formation in an aluminum-matrix composite depending on the heating conditions. The most pronounced differences are found in the central part of the samples closer to the deforming tool (flat dies). On the symmetry axis in the central region of the samples there are differences in the crystallographic orientations of the material textures. Microhardness values and their distribution on the section are obtained. For the sample with slow heating, there is no tendency for the increase of the microhardness values in the regions with high values of plastic strain, this being indicative of a more complete recrystallization process and lower dislocation density.

Keywords: composite, aluminum, silicon carbide, thermal deformation processing, hardness, scanning microscopy

Acknowledgment

The study used the equipment available at the Plastometriya shared research facilities (the IES UB RAS). It was performed under the governmental assignment for the IES UB RAS. We appreciate the contribution from Prof. S. V. Smirnov, head of the laboratory of material micro-mechanics, who provided us with the material for the samples.

References

1. Kurganova, Yu.A. and Kolmakov, A.G. *Konstruktsionnye metallomatrchnye kompozitsionnye materialy: uchebnoye posobiye* [Structural Metal Matrix Composites: Educational Book]. Izd-vo MGTU im. N.E. Bauman Publ., Moscow, 2015, 141 p. (In Russian).

2. Kainer, K. Basics of metal matrix composites. In: *Metal Matrix Composites: Custom-made Materials for Automotive and Aerospace Engineering*, K.U. Kainer. ed., Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2006, pp. 1–54. DOI: 10.1002/3527608117.ch1.
3. Miracle, D.B. Metal matrix composites – from science to technological significance. *Composites Science and Technology*, 2005, 65 (15–16), 2526–2540. DOI: 10.1016/j.compscitech.2005.05.027.
4. Kablov, E.N., Schetanov, B.V., Grashchenkov, D.V., Shavnev, A.A., and Nyafkin, A.N. Metallic composite materials on the base of Al–SiC. *Aviatsionnyye Materialy i Tekhnologii*, 2012, S, 373–380. (In Russian).
5. Shavnev, A.A., Berezovskiy, V.V., and Kurganova, Yu.A. Specificity of metal matrix composites based on aluminum alloy reinforced by SiC particles application. Part I (review). *Novosti Materialovedeniya. Nauka i Tekhnika*, 2015, 3 (15), 3–10. (In Russian).
6. Shavnev, A.A., Berezovskiy, V.V., and Kurganova, Yu.A. Features of the use of structural metal composite material based on aluminum alloy reinforced with SiC particles. Part II (review). *Novosti Materialovedeniya. Nauka i Tekhnika*, 2015, 3 (15), 11–17. (In Russian).
7. Stoyakina, E.A., Kurbatkina, E.I., Simonov, V.N., Kosolapov, D.V., and Gololobov, A.V. Mechanical properties of aluminium-matrix composite materials reinforced with SiC particles, depending on the matrix alloy (review). *Trudy VIAM*, 2018, 2 (62), 62–73. DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-8-8. (In Russian).
8. Vani, V.V. and Chak, S.K. The effect of process parameters in aluminum metal matrix composites with powder metallurgy. *Manufacturing Review*, 2018, 5 (7), 13. DOI: 10.1051/mfreview/2018001.
9. Sharma, M.M., Ziemian, C.W., and Eden, T.J. Fatigue behavior of SiC particulate reinforced spray-formed 7XXX series Al-alloys. *Materials & Design*, 2011, 32 (8–9), 4304–4309. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.04.009.
10. Smirnov, A.S., Belozorov, G.A., Konovalov, A.V., Shveikin, V.P., and Muizemnek, O.Yu. Rheological behavior and the formation of the microstructure of a composite based on an Al–Zn–Mg–Cu alloy with a 10% SiC content. *AIP Conference Proceedings*, 2016, 1785, 040068. DOI: 10.1063/1.4967125.
11. Kurbatkina, E.I., Shavnev, A.A., Kosolapov, D.V., and Gololobov, A.V. Features of thermal processing of composite materials with the aluminium matrix (review). *Trudy VIAM*, 2017, 11 (59), 82–97. DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-11-9-9. (In Russian).
12. Pugacheva, N.B., Malygina, I.Yu., Michurov, N.S., Senaeva, E.I., and Antenorova, N.P. Effect of heat treatment on the structure and phase composition of aluminum matrix composites containing silicon carbide. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2017, 6, 28–36. DOI: 10.17804/2410-9908.2017.6.028-036. Available at: http://dream-journal.org/issues/2017-6/2017-6_161.html.doi.org/10.17804/2410-9908.2017.6.028-036
13. Pugacheva, N.B., Michurov, N.S., Senaeva, E.I., and Bykova, T.M. Structure and thermophysical properties of aluminum-matrix composites. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, 117 (11), 1188–1195. DOI: 10.1134/S0031918X16110119.
14. Smirnov, S.V., Vichuzhanin, D.I., Nesterenko, A.V., Pugacheva, N.B., and Konovalov, A.V. A fracture locus for a 50 volume-percent Al/SiC metal matrix composite at high temperature. *International Journal of Material Forming*, 2017, 10 (5), 831–843. DOI: 10.1007/s12289-016-1323-6.
15. Xiong, Z., Geng, L., and Yao, C.K. Investigation of high-temperature deformation behavior of a SiC whisker reinforced 6061 aluminium composite. *Composites Science and Technology*, 1990, 39 (2), 117–125. DOI: 10.1016/0266-3538(90)90050-F.
16. Razaghian, A., Yu, D., and Chandra, T. Fracture behaviour of a SiC-particle-reinforced aluminium alloy at high temperature. *Composites Science and Technology*, 1998, 58 (2), 293–298. DOI: 10.1016/S0266-3538(97)00130-9.

17. Kurbatkina, E.I., Kosolapov, D.V., Gololobov, A.V., and Shavnev, A.A. Study on the structure and properties of Al–Zn–Mg–Cu/SiC composite. *Tsvetnyye Metally*, 2019, 1, 40–45. DOI: 10.17580/tsm.2019.01.06. (In Russian).
18. Čadek, J., Kuchařová, K., and Zhu, S.J. High temperature creep behaviour of an Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si alloy reinforced with silicon carbide particulates. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, 283 (1–2), 172–180. DOI: 10.1016/S0921-5093(00)00706-1.
19. Čadek, J., Kuchařová, K., and Zhu, S.J. Transition from athermal to thermally activated detachment of dislocations from small incoherent particles in creep of an Al–8.5Fe–1.3V–1.7Si alloy reinforced with silicon carbide particulates. *Materials Science and Engineering: A*, 2001, 297 (1–2), 176–184. DOI: 10.1016/S0921-5093(00)01258-2.
20. Ma, Z.Y. and Tjong, S.C. High-temperature creep behaviour of SiC particulate reinforced Al–Fe–V–Si alloy composite. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, 278 (1–2), 5–15. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00613-9.
21. Božić, D., Vilotijević, M., Rajković, V., and Gnjidić, Ž. Mechanical and fracture behaviour of a SiC-particle-reinforced aluminum alloy at high temperature. *Materials Science Forum*, 2005, 494, 487–492. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.494.487.
22. Smirnov, S.V., Kryuchkov, D.I., Nesterenko, A.V., Berezin, I.M., and Vichuzhanin, D.I. Experimental study of short-term transient creep of the Al/SiC metal-matrix composite under uniaxial compression. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2018, 4, pp. 98–105. DOI: 10.15593/perm.mech/2018.4.09. (In Russian).
23. Vichuzhanin, D.I., Smirnov, S.V., Nesterenko, A.V., and Igumnov, A.S. A fracture locus for a 10 volume-percent B95/SiC metal matrix composite at the near-solidus temperature. *Letters on Materials*, 2018, 8 (1), 88–93.
24. Pugacheva, N.B., Kryuchkov, D.I., Nesterenko, A.V., Smirnov, S.V., and Shveikin, V.P. Studying the short-term high-temperature creep in the Al–6Zn–2.5Mg–2Cu/10SiCp aluminum matrix composite. *Physics of Metals and Metallography*, 2021, 122 (8), 782–788. DOI: 10.1134/S0031918X21080111.
25. Kryuchkov, D.I., Nesterenko, A.V., Smirnov, S.V., Pugacheva, N.B., Vichuzhanin, D.I., and Bykova, T.M. Influence of all-round forging under short-term creep conditions on the structure and mechanical properties of the Al7075/10SiCp composite with an aluminum matrix. *Physics of Metals and Metallography*, 2021, 122 (10), 981–990. DOI: 10.1134/S0031918X21100069.
26. Su, Y.H.F., Chen, Y.C., and Tsao, C.Y.A. Workability of spray-formed 7075 Al alloy reinforced with SiCp at elevated temperatures. *Materials Science and Engineering A*, 2004, 364, 296–304.
27. Smirnov-Alyayev, G.A. *Soprotivleniye materialov plasticheskomu deformirovaniyu* [Material Resistance to Plastic Deformation]. Mashinostroenie Publ., Leningrad, 1978, 368 p. (In Russian).
28. Smirnov, A.S. and Konovalov, A.V. Modeling of rheological behavior and microstructure formation of metal-matrix composites of the Al-SiC system under conditions of high deformation temperatures. In: *XII Vserossiyskiy syezd po fundamentalnym problemam teoreticheskoy i prikladnoy mekhaniki: sbornik trudov* [XII All-Russian Congress on Fundamental Problems of Theoretical and Applied Mechanics, Ufa, 2019: Collection of Proceedings, vol. 3]. Bashkirskiy Gosudarstvennyy Universitet, Ufa, 2019, 1458–1460. (In Russian).
29. Jiang, J.F., Chen, G., and Wang, Y. Compression mechanical behaviour of 7075 aluminium matrix composite reinforced with nano-sized SiC particles in semisolid state. *Journal of Materials Science & Technology*, 2016, 32 (11), 1197–1203. DOI: 10.1016/j.jmst.2016.01.015.
30. Bian, T.J., Li, H., Yang, J.C., Lei, C., Wu, C.H., Zhang, L.W., and Chen, G.Y. Through-thickness heterogeneity and in-plane anisotropy in creep aging of 7050 Al alloy. *Materials & Design*, 2020, 196, 109–190.

31. Salishchev, G.A., Mironov, S.Yu., Zherebtsov, S.V., and Belyaev, A.N. Effect of deformation on misorientations of grain boundaries in metallic materials. *Fizika i Mekhanika Materialov*, 2016, 25 (1), 42–48. (In Russian).
32. Lobanov, M.L., Yurovskikh, A.S., Kardonina, N.I., and Rusakov, G.M. *Metody issledovaniya tekstur v materialakh* [Methods for Studying Textures in Materials]. Ural University Publ., Ekaterinburg, 2014, 115 p. (In Russian).

Подана в журнал: 20.09.2023



УДК 539.415



DOI: 10.17804/2410-9908.2023.6.008-025



ДЕФОРМАЦИЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ КОМПОЗИТА СИСТЕМЫ AL–ZN–MG–CU В НЕСТАЦИОНАРНЫХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ

Д. И. Крючков^{а)} *, Н. Б. Пугачева^{б)}, Т. М. Быкова^{в)}

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт машиноведения имени Э. С. Горкунова УрО РАН,
ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, 620049, Россия*

^{а)}  <https://orcid.org/0000-0001-8585-3544>  kru4koff@bk.ru;

^{б)}  <https://orcid.org/0000-0001-8015-8120>  nat@imach.uran.ru;

^{в)}  <https://orcid.org/0000-0002-8888-6410>  tatiana_8801@mail.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: kru4koff@bk.ru
Адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия
Тел.: +7 (343) 374-50-51

Объектом исследования является технология деформационно-термической обработки алюмоматричного композиционного материала на основе сплава В95, дискретно упрочненного частицами SiC (10 масс. %) в нестационарных условиях, представляющая собой осадку с постепенным нагревом до околосolidусных температур в условиях мягкого нагружения. Цель исследования – сравнить деформационное поведение и провести анализ микроструктуры образцов при разных условиях деформационно-термической обработки композиционного материала. Структура материала изучена методами оптической и электронной растровой микроскопии. В работе установлены закономерности изменения относительной деформации и скорости относительной деформации в зависимости от температуры и особенности формирования структуры алюмоматричного композита в зависимости от условий нагрева. Наиболее явные различия обнаружены в центральной части образцов ближе к деформирующему инструменту (плоским бойкам). В центральной области образцов на оси симметрии имеются различия в кристаллографических ориентировках текстур материала. Получены значения микротвердости и их распределение на поперечном шлифе. Для образца с медленным нагревом тенденции к росту значений микротвердости не наблюдается в областях с высокими значениями пластической деформации, что может свидетельствовать о более полном протекании процесса рекристаллизации и уменьшении плотности дислокаций.

Ключевые слова: композит, алюминий, карбид кремния, деформационно-термическая обработка, твердость, сканирующая микроскопия

1. Введение

Металломатричные композиты на основе сплавов алюминия с упрочнением в виде частиц карбида кремния находят все большее применение в качестве конструкционных материалов [1–3]. Особенность изготовления алюмоматричного композита (АМК) заключается в создании условий деформационно-термического воздействия, позволяющего сформировать комплекс необходимых физико-механических свойств [4–6]. Для изготовления алюмоматричных композитов применяются твердофазные методы с исходным матричным алюминием в виде порошка и жидкофазные методы с исходным матричным алюминием в виде расплава [4]. Независимо от способа синтеза, алюмоматричные материалы обладают малой пластичностью и требуют дополнительной деформационно-термической обработки. Иначе при попыт-

ке деформации происходит хрупкое разрушение в материале при возникновении растягивающих напряжений в результате разрыва слабых адгезионных связей между спеченными гранулами. Дополнительная деформационная обработка заготовок проводится в условиях высоких температур, близких к температурам солидуса [8, 9]. При таких температурах в композициях на основе сплавов алюминия активно протекают неравновесные процессы формирования микроструктуры в гранулах алюминия, связанные с упрочнением и разупрочнением. В литературе имеется информация, что в процессе высокотемпературной деформации АМК основной причиной упрочнения является увеличение плотности дислокаций в результате блокирования движения свободных дислокаций на ранее сформированных скоплениях дислокаций, границах зерен и субзерен [10]. Уменьшить плотность дислокаций при деформации возможно за счет процессов динамической рекристаллизации. В то же время активно ведутся исследования не только условий изготовления, но и влияния температурно-скоростных условий для оценки эксплуатационных возможностей готовых изделий [11–14]. Большое количество работ, опубликованных по данной тематике за последнее время, указывает на актуальность и востребованность этих исследований.

Одним из основных направлений в исследованиях металломатричных композиционных материалов, помимо повышения физико-механических характеристик за счет оптимизации состава, является изучение проблем формирования структурных состояний методами деформационно-термической обработки, направленными на улучшение деформируемости. В литературе отмечается, что отличие химических, теплофизических и механических свойств компонентов АМК обуславливает сложное реологическое поведение материала в процессах обработки давлением при высоких температурах [15–18]. Композиты, полученные методом порошковой металлургии, чаще всего имеют структуру ячеистого типа, при котором гранулы материала матрицы контактируют не со всеми частицами SiC. Это обусловлено тем, что размеры исходных алюминиевых гранул на порядок больше размеров частиц наполнителя. После спекания порошковых композиций частицы наполнителя расположены на исходной поверхности алюминиевых гранул и не проникают вглубь них. Вследствие этого проявляется склонность к хрупкому разрушению АМК по скоплению армирующих твердых частиц. Для каждого конкретного материала режим предварительной деформационно-термической обработки оказывает существенное влияние на комплекс механических свойств, причем необходимо использовать режим из оптимальной области деформирования без формирования нежелательных дефектов. В качестве примера можно привести материал на основе сплава Al8009 с 15 % SiC, изготовленный по порошковой технологии и отличающийся температурой при компактировании и выдавливании, что привело к разному сопротивлению ползучести [19], и композит, прессование которого проводилось при более низкой температуре, с более низкими механическими характеристиками.

Предварительная обработка может быть выполнена не только с помощью горячего выдавливания, при котором происходит существенное уменьшение поперечного сечения заготовки. Например, совмещение одноосной осадки и кантовки алюмоматричного композиционного материала Al6061/20SiC привело к улучшению его микроструктуры и механических свойств [21]. Мягкое нагружение, когда на образец действует нагрузка при высоких (околосолидусных) температурах, способствует инициированию затекания расплава материала матрицы между частицами SiC и тем самым «разбивает» ячеистую структуру, сформированную при спекании [22, 23]. Такая деформационно-термическая обработка может позволить провести деформацию без разрушения. В ряде исследований [24, 25] установлен наиболее эффективный режим осадки композиционного материала на основе сплава В95, представляющий собой нагрев от комнатной температуры до 550 °С при воздействии давления 8 МПа. Увеличение температуры до 560 °С при деформации приводит к образованию жидкой фазы в локальных микрообъемах, растворению интерметаллидов S-, T- и η-фаз,

препятствующих движению дислокаций и процессам динамической рекристаллизации. С экономической точки зрения целесообразно уменьшить достаточно продолжительное время (более 60 мин) ранее предложенного процесса деформационно-термической обработки. Однако варьирование скорости деформации за счет изменения продолжительности нагрева влияет на формирование структуры, в том числе из-за частиц упрочняющей фазы и межфазных границ [26].

Цель исследования – сравнить деформационное поведение, провести анализ микроструктуры образцов в условиях мягкого нагружения с одновременным нагревом до околосolidusной температуры и определить возможность замены медленного нагрева композиционного материала на основе алюминиевого сплава В95, дискретно упрочненного частицами SiC, от 20 до 560 °С на быстрый нагрев от 540 до 560 °С.

2. Материал и методика

Предметом исследования выступает металломатричный композиционный материал, изготовленный по порошковой технологии из гранул высокопрочного алюминиевого сплава В95 с 10 масс. % частиц карбида кремния SiC. Химический состав матрицы соответствует алюминиевому сплаву В95 системы Al–Zn–Mg–Cu по ГОСТ 4784-2019.

Цилиндрические образцы диаметром 9 мм и высотой 10 мм из АМК подвергались осевому сжатию на испытательной сервогидравлической установке Instron 8801. На рис. 1 показаны образцы до и после деформации. При испытании образец № 1 помещали в холодную печь и нагревали до температуры 560 °С. Контроль температуры осуществляли с помощью термопары хромель-копель, приложенной к боковой поверхности образца. При этом за все время нагрева к образцу прикладывали давление, которое задавалось усилием на плунжер испытательной установки. В начальный момент времени усилие выбрано таким образом, чтобы создать давление в 8 МПа. Значение давления выбрано исходя из проведенных ранее исследований [24, 25]. Образец № 2 помещали в горячую печь и нагревали до 540 °С. Время нагрева образца № 2 и выдержки при 540 °С составляло 60 секунд. С учетом размеров образца, коэффициента теплопроводности, теплоемкости, температуры печи по критерию Био и Фурье определено, что нагреваемое тело является теплотехнически тонким, а время – достаточным для прогрева образца до 540 °С по всему сечению. Затем к образцу прикладывали усилие, соответствующее давлению 8 МПа, и происходил дальнейший нагрев до 560 °С. Поскольку нагрев образца № 2 от 540 до 560 °С во время деформации происходил в течение 5 минут, то он считался «быстрым» по сравнению с нагревом образца № 1. Время приложения нагрузки для достижения давления 8 МПа в начальный момент для обоих образцов составляло 5 секунд. Для обоих образцов усилие, задаваемое на плунжер, не менялось, поэтому при деформации увеличение площади контакта образца с инструментом приводило к уменьшению давления на образец. Неровности на боковой поверхности деформированных образцов вызваны соприкосновением с термопарой.



Рис. 1. Образец до испытания (а); образец № 1 после испытания (б); образец № 2 после испытания (в)

Во время испытаний отслеживали перемещение плунжера, время и температуру образца. Изменения высоты образцов определяли по перемещению пуансона во время испытания. Размеры образцов до и после испытаний измеряли микрометром и на инструментальном микроскопе. Истинная деформация e и скорость деформации ξ рассчитывали по следующим формулам [27]:

$$e = \ln(h_0/h),$$

$$\xi = \Delta e / \Delta t,$$

где h_0 – исходная высота образца; h – высота образца в момент времени t .

Для исследования микроструктуры образцы после деформирования разделены по осевому сечению. В месте реза производили шлифовку на наждачной бумаге № 180, 320, 800, 2000 и 2500 на шлифовально-полировальном станке, затем полировку вручную на алмазной пасте № 10/7, 7/5, 5/3, 3/2, 2/1, 1/0. Для получения картин дифракции обратно отраженных электронов дополнительно применяли ионную полировку с помощью устройства Linda SEMPrep2 в течение 30 минут при ускоряющем напряжении 10 кВ с углом наклона образца к ионному пучку, равным 7° .

Микроструктуру композита исследовали с использованием оптического микроскопа Neophot-21 при увеличениях от 50 до 1000 крат и на сканирующем электронном микроскопе Tescan Vega II XMU при увеличении 500 крат. EBSD-анализ выполнен с помощью программного комплекса к приставке Oxford HKL Nordlys F+.

Твердость по Виккерсу измеряли на автоматизированном микротвердомере VMHT AUTO map фирмы Leica Microsystems по шкале HV при нагрузке 3 Н в соответствии с требованиями ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007. Данная нагрузка выбрана для минимизации влияния структурной неоднородности в местах расположения отпечатка.

3. Результаты и их обсуждение

На рис. 2 приведен график, отражающий изменение температуры при нагреве до заданных значений. Продолжительность испытания образца № 1 составила 64 минуты, а № 2 – 5 минут. Режим нагрева для образца № 1 имеет несколько участков: первый – приблизительно до 100°C , второй – от 100 до 500°C с практически линейной зависимостью от времени, после чего к моменту выхода на конечную, заданную для образца, температуру 560°C присутствует замедление нагрева (третий участок). Образец № 2 за время деформации находился в нагретом состоянии в диапазоне температур 540 – 560°C .

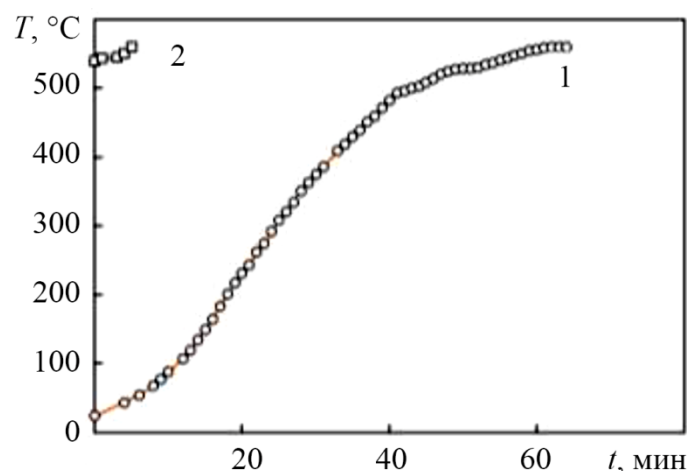


Рис. 2. Режимы нагрева образцов № 1 и № 2

Установлено, что образцы № 1 и № 2 деформируются до высоты 2,02 и 2,34 мм и истинной деформации 1,6 и 1,45 соответственно. Деформация образца № 1 начинается после 40-й минуты нагрева, температура при этом достигает 500 °С. Скорость деформации постепенно увеличивается начиная с температуры 500 °С (рис. 3а). Возрастание скорости деформации происходит через 47 мин от начала нагрева, при достижении температуры 520 °С, при этом давление на образец снижается до 6,5 МПа, а истинная деформация достигает значения 0,15. Максимальные значения скорости истинной деформации находятся в диапазоне 0,0018–0,0029 с⁻¹ при нагреве от 529 до 540 °С (рис. 3б). После нагрева до 540 °С происходит замедление деформации в результате снижения давления, при этом образец к этому моменту претерпевает осадку до истинной деформации 1,19.

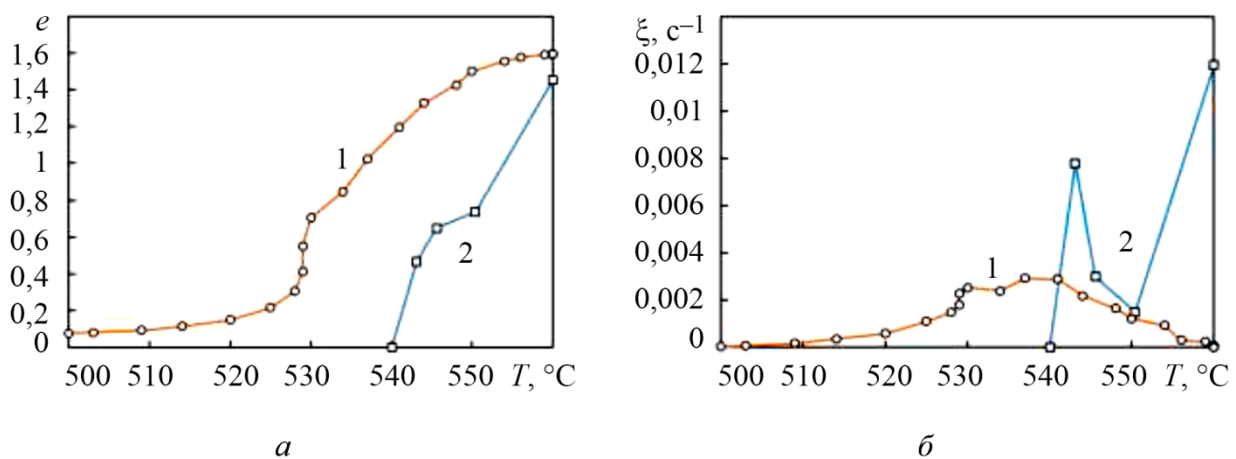


Рис. 3. Деформация (а) и скорость деформации (б) при нагреве до температур в диапазоне 500–560 °С: 1 – образец, деформированный по режиму 1; 2 – образец, деформированный по режиму 2 (см. рис. 2)

Нагрев образца № 2 происходит в течение 1 минуты, и деформация начинается, как только на образец воздействует давление. За первую минуту образец деформируется на 37 %. Вся деформация протекает за 5 минут. Значения скорости истинной деформации имеют несколько участков. Из-за инерции печи, выхолаживания и нелинейного режима нагрева, возникающего после помещения образца в нагретую печь, наблюдается падение скорости деформации с 0,008 до 0,0015 с⁻¹. Возможно, такое падение обусловлено накоплением дислокаций и запаздывающим процессом рекристаллизации. После достижения температуры 550 °С протекает частичная рекристаллизация и растворение всех фаз интерметаллидов, что вновь облегчает процесс деформации. При деформации 0,74 скорость деформации достигает максимального значения 0,012 с⁻¹ (рис. 3б).

С точки зрения обеспечения формоизменения установлено, что образцы деформируются без разрушения в условиях мягкого нагружения как при медленном, так и при быстром нагреве. При мягком нагружении задается величина нагрузки, которая остается постоянной на всем протяжении испытания.

На рисунке 4 представлено панорамное изображение макроструктуры образцов, разделенных в осевом сечении. Более детально структура образцов рассматривалась в периферийных (А и Б) и центральных (В) областях. На рисунке 5 представлены выделенные области. На рисунке 5 изображения образцов повернуты на 90 градусов относительно положения образца, приведенного на рисунке с панорамным изображением.

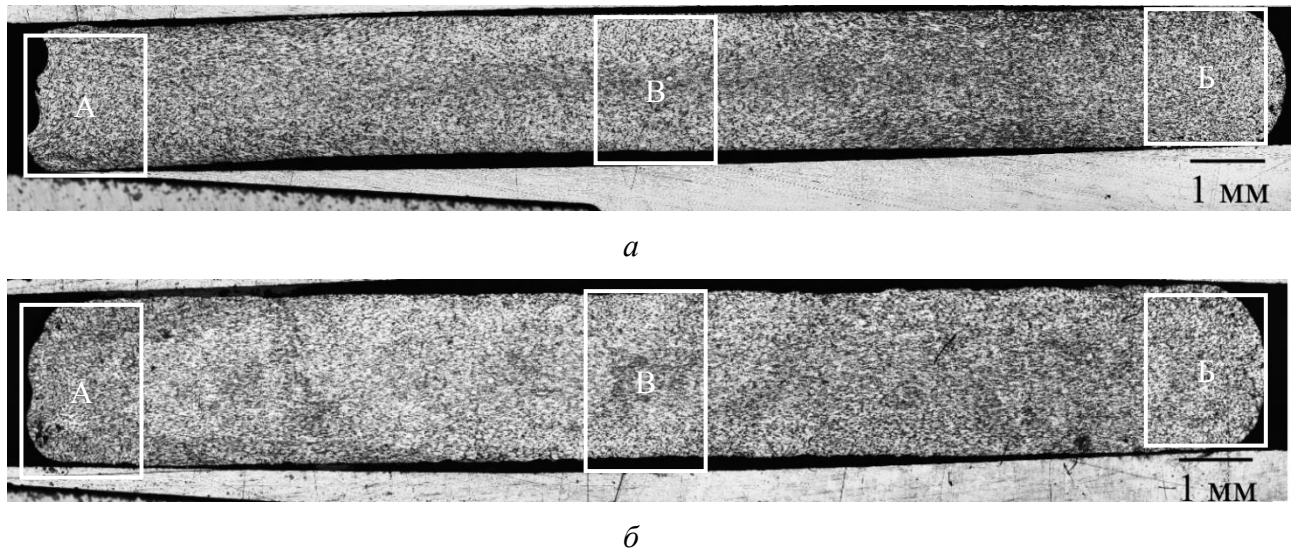


Рис. 4. Образцы после испытаний на осадку: образец № 1 (а), образец № 2 (б); увеличение 50

В периферийных участках образцов разницы в структуре не наблюдается. В этих областях интенсивность деформации минимальна по сравнению с другими участками, преобладают растягивающие напряжения. В макроструктуре отчетливо видны гранулы из алюминиевого сплава. В центральной части образцов различия более существенны. В середине центральной части образца № 1 перераспределение частиц карбида кремния произошло практически равномерно (рис. 5в). В образце № 2 матричные гранулы в некоторых местах все еще можно различить, хотя они и имеют вытянутую форму (рис. 5г). Главное различие между образцами находится в области ближе к деформирующему инструменту (плоским бойкам). В образце № 1 гранулы из алюминиевого сплава имеют вытянутую форму (рис. 5в), в то время как в образце № 2 сохраняется структура с отчетливо видимыми слегка деформированными гранулами (рис. 5г). В областях контакта образца № 1 с деформирующим инструментом границ между гранулами матричного сплава не наблюдается. То есть, несмотря на то что матричные гранулы имеют вытянутую форму, все же однозначно определить их первоначальное положение затруднительно. В образце № 2 в некоторых местах все же возможно определить границы гранул матрицы и скопления частиц карбида кремния.

Для оценки текстуры композита при EBSD-анализе система координат была выбрана следующим образом: ось X направлена параллельно плоскости деформирующего инструмента, ось Y направлена вдоль направления деформации при осадке. Фазовый состав композита: 67–77 % – доля матрицы, 6–8 % – доля карбида кремния. При анализе нулевые решения составляли 16–25 %, что допустимо для образцов, подвергнутых сильной пластической деформации [28].

После деформации в обоих образцах наблюдаются мелкодисперсные и равноосные зерна (рис. 6а и 7а), что свидетельствует о благоприятных условиях обработки [29]. В образцах основу матрицы композита составляют зерна алюминия с рекристаллизованной структурой, с преобладающим количеством малоугловых границ. В образце № 1 доля деформированных зерен составила 5 %, а рекристаллизованных – 70 % (рис. 6г и 6д). Во время формирования образца № 1 в композите успевает пройти практически полная рекристаллизация. Доля деформированных зерен в образце № 2 выше, чем в образце № 1, а именно 10 % против 5 % (рис. 7г и 7д). Рекристаллизованных зерен в образце № 2 меньше, 56 %. Во время деформационно-термической обработки образца № 2 в композите количество полностью рекристаллизованных зерен примерно на 15 % меньше по сравнению с режимом 1, а субзерен на 10 % больше, что свидетельствует о более медленном протекании рекристаллизационных

процессов. Однако более полная рекристаллизация снимает остаточные напряжения, а повышенное количество зерен, практически свободных от дислокаций, несомненно, положительно сказывается на пластичности композита.

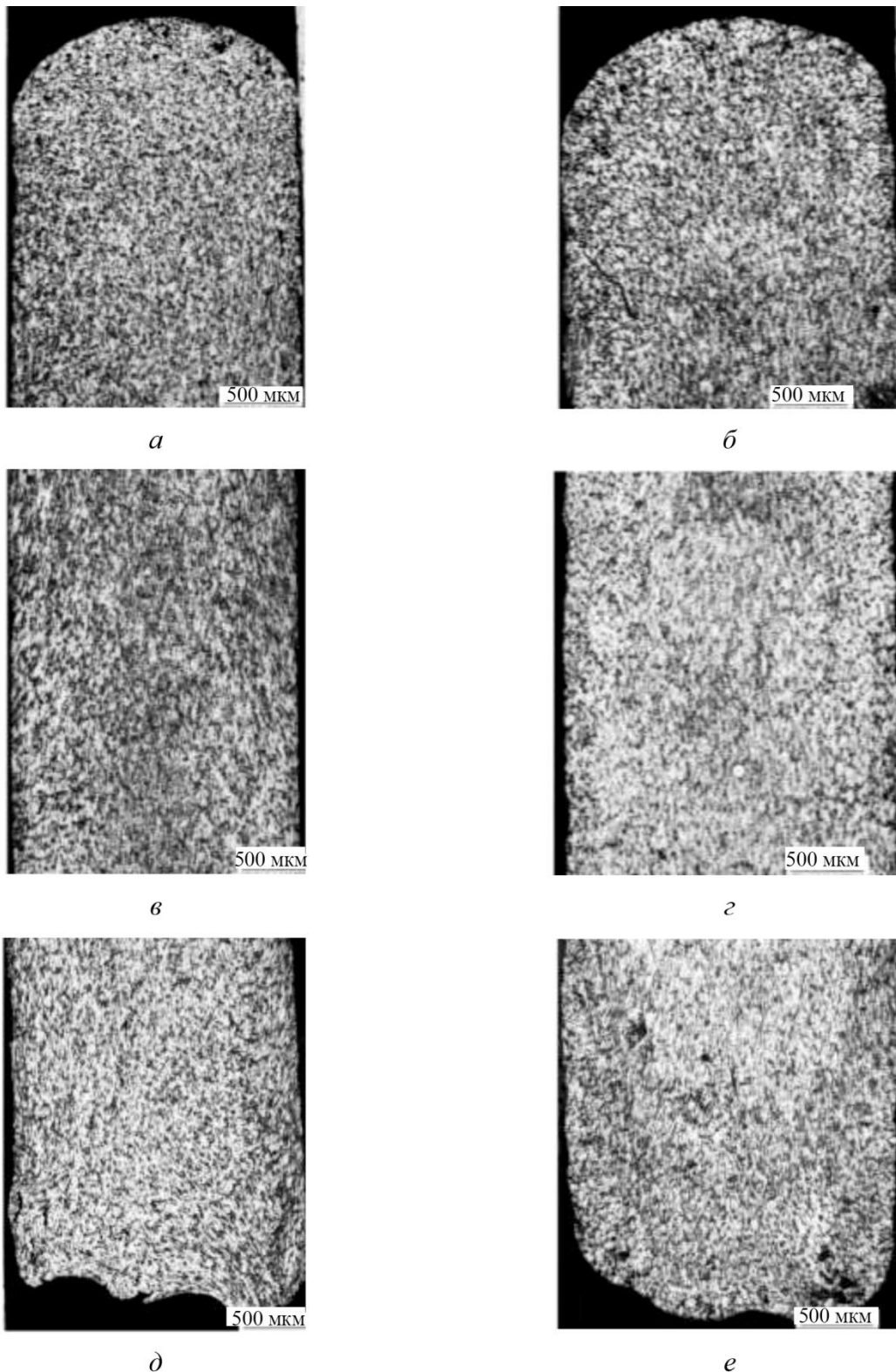


Рис. 5. Фрагменты образцов № 1 (*a* – область Б, *в* – область В, *д* – область А) и № 2 (*б* – область Б, *з* – область В, *е* – область А); 50×

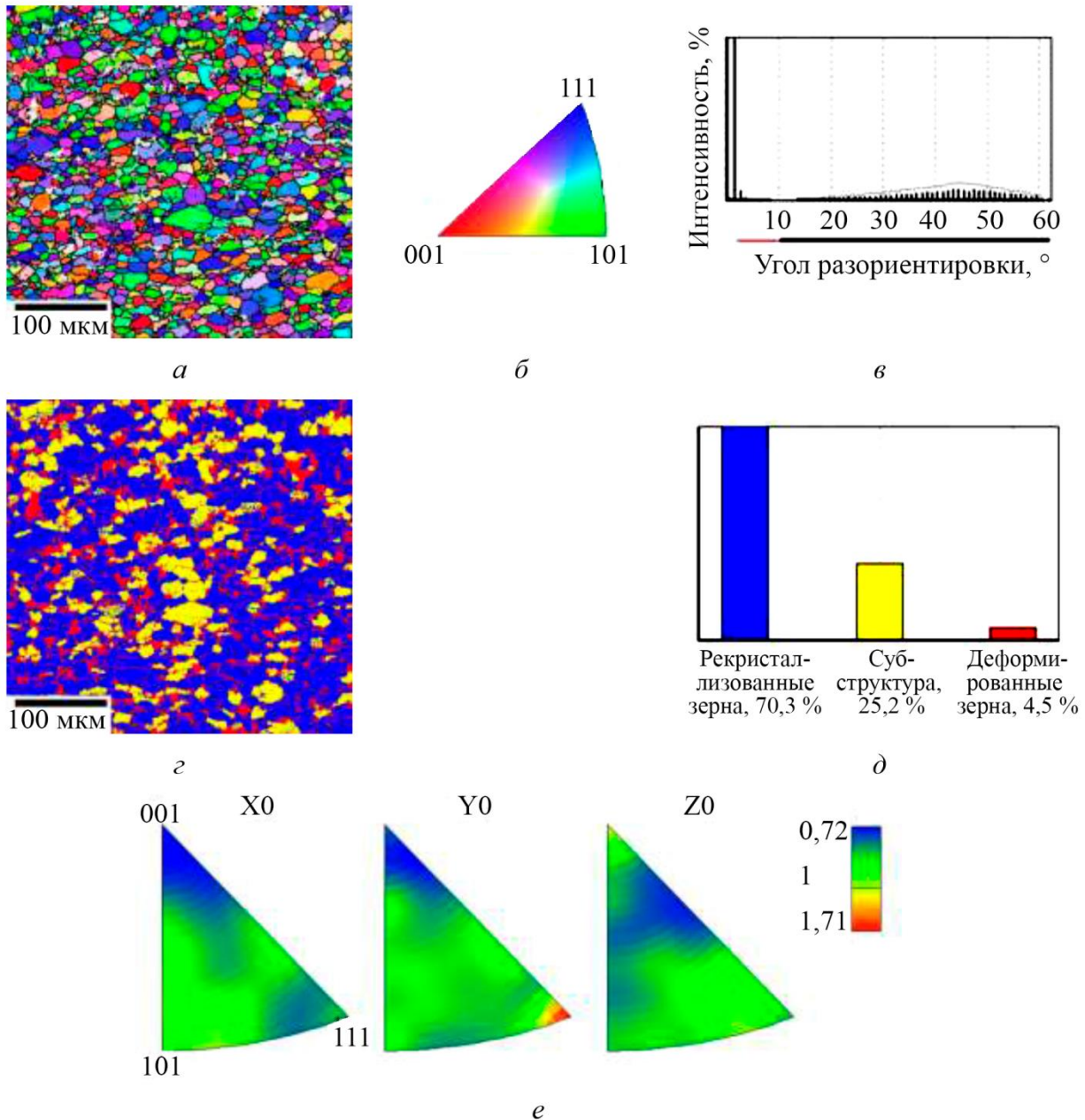


Рис. 6. EBSD-анализ образца № 1 из композиционного материала после деформации: карта разориентировок (а); легенда (б); распределение зерен алюминия по углам разориентировки (в); карта рекристаллизации (г); карта рекристаллизации с количественными показателями (д); обратная полюсная фигура (е)

После обработки образцов распределение границ зерен по углам разориентировки (рис. 6в и 7в) показывает, что значительную часть составляют малоугловые границы. Малоугловые границы, наблюдающиеся между субзернами, являются низкоэнергетическими дефектами, имеют дислокационное строение и обладают повышенной подвижностью относительно других типов [30, 31]. В образце № 2, по сравнению с образцом № 1, таких границ больше, как и субзерен, что может влиять на физические свойства материала в процессе деформации, например, уменьшая пластичность.

В образце № 1 наблюдается большая доля зерен размером от 8 до 18 мкм, по сравнению с образцом № 2. Доля зерен алюминия размером от 2 до 4 мкм самая высокая в обоих

случаях, 32 и 37 %. Количество зерен размером от 4 до 6 мкм примерно равное, 21 и 22 %. Такой результат наблюдается благодаря большей доли деформированных, более мелких, зерен в образце № 2 и рекристаллизованных, более крупных, зерен в образце № 1.

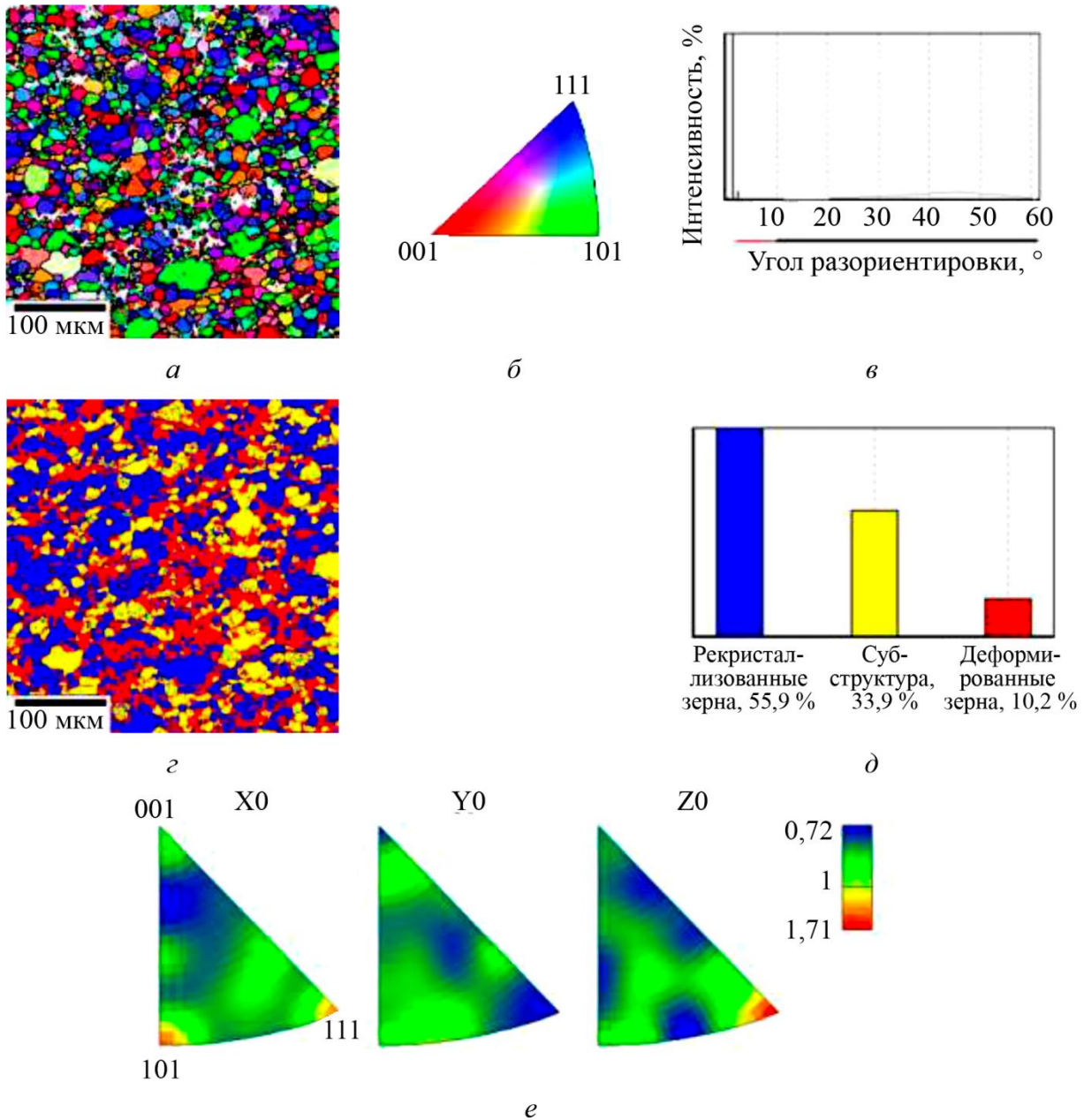


Рис. 7. EBSD-анализ образца № 2 из композиционного материала после деформации: карта разориентировок (а); легенда (б); распределение зерен алюминия по углам разориентировки (в); карта рекристаллизации (г); карта перекристаллизации с количественными показателями (д); обратная полюсная фигура (е)

Для выявления возможной текстуры в образцах были построены обратные полюсные фигуры (рис. 6е и 7е). Обратная полюсная фигура построена в области стандартного треугольника, образуемого тремя главными направлениями на стандартной проекции кристалла. Для образца № 1 характерна ориентировка плоскости $\langle 111 \rangle$ вдоль воздействия нагрузки. Такая ориентировка преобладает в материалах с ГЦК-решеткой, образцы кото-

рых подвергнуты горячему выдавливанию. В образце № 2 преобладает смешанная кристаллографическая ориентировка перпендикулярно оси нагружения $\langle 110 \rangle + \langle 211 \rangle$. Однако для обоих образцов преобладающие кристаллографические ориентировки не совпадают с примерами текстур цилиндрических образцов из металлов и сплавов с ГЦК-решеткой, подвергнутых осаждению [32].

Твердость по Виккерсу была определена на поперечном шлифе композита в двух перпендикулярных направлениях методом индентирования. Измерения проводили от края образца к центру в продольном направлении по оси X (рис. 8а) и от центра к краю образца в поперечном направлении по оси Y (рис. 8б).

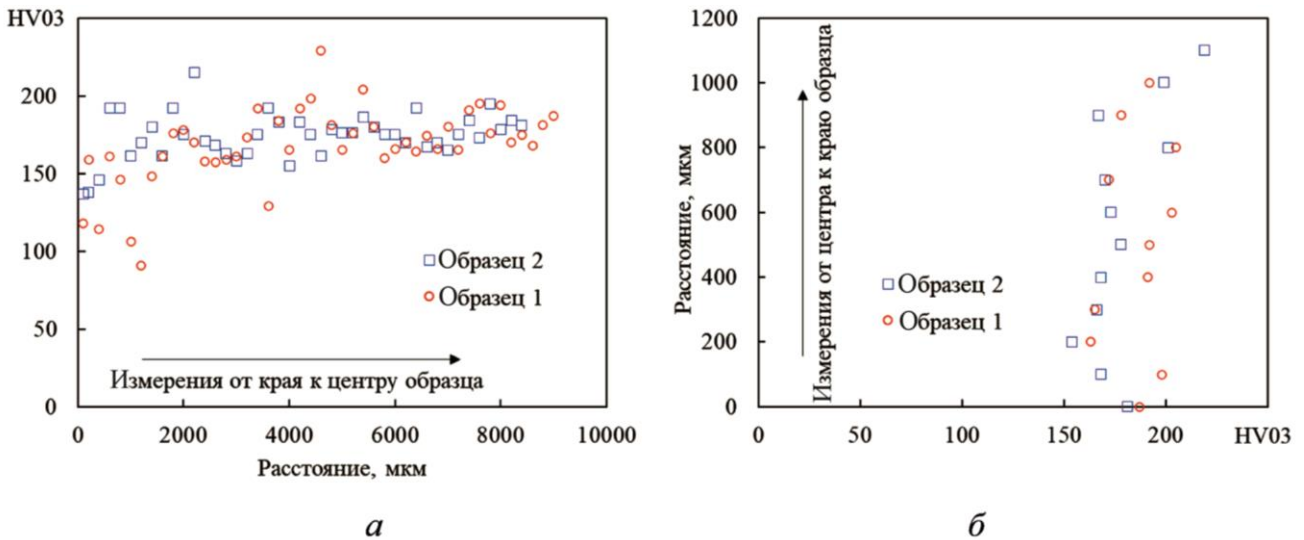


Рис. 8. Распределение микротвердости: по ширине поперечного шлифа (ось X) (а); по высоте поперечного шлифа (ось Y) (б)

Максимальное значение микротвердости материала 229 HV 0,3 зафиксировано на образце № 1 по ширине поперечного шлифа. В тоже время на краю образца № 1 наблюдаются самые низкие значения микротвердости. Среднее значение микротвердости обоих образцов находится в пределах 167–186 HV 0,3, что достаточно близко. Однако в направлениях по осям распределение значений микротвердости различается. Большую долю занимают значения выше 190 HV 0,3 в образце № 2 по оси X , тогда как по оси Y эта доля меньше по сравнению с образцом № 1 (рис. 9).

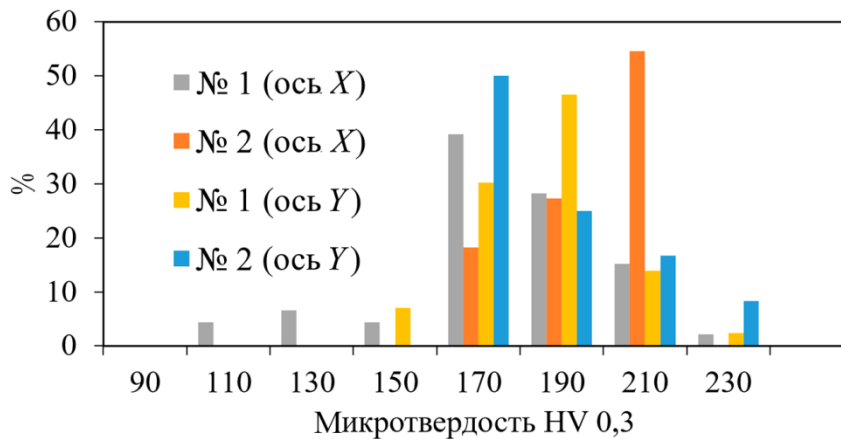


Рис. 9. Доля значений при измерении микротвердости

По результатам измерения можно сделать вывод, что выравнивание значений микротвердости по поперечному сечению идет ближе к центру для обоих образцов. Но наблюдается тенденция к росту микротвердости от центра к краю образца № 2 по оси Y , ближе к деформирующему инструменту (плоским бойкам). Первоначальное наблюдение в оптический микроскоп показало, что в этой области в образце № 1 гранулы из алюминиевого сплава имеют вытянутую форму, в то время как в образце № 2 сохраняется структура, близкая к первоначальной. Это может свидетельствовать о том, что, несмотря на большую деформацию, в гранулах алюминиевого сплава в образце № 1 за счет протекания рекристаллизации плотность дислокаций меньше.

4. Заключение

Обнаружено, что в условиях мягкого нагружения, вне зависимости от условий нагрева, возможно обеспечивать формоизменение исследованного АМК без разрушения. Однако анализ структур выявил, что постепенный нагрев от комнатной температуры (режим № 1) приводит к более равномерному распределению частиц SiC по сечению. В периферийных участках образцов разницы в структуре не наблюдается, матричные гранулы слегка деформированы. В центральной части образцов ближе к деформирующему инструменту (плоским бойкам) различия самые существенные. В образце № 1 матричные гранулы имеют сильно вытянутую форму, наблюдается разбиение скоплений и перераспределение частиц SiC, в то время как в образце № 2 ячеистое строение АМК сохраняется с небольшой деформацией матричных гранул.

После деформации в условиях мягкого нагружения для двух образцов, отличающихся режимом нагрева, в центральной части распределение зерен по размеру имеет схожий характер. Однако в материале при медленном нагреве, во-первых, зерна алюминиевого сплава имеют преимущественно кристаллографическую ориентировку $\langle 111 \rangle$ вдоль оси деформации. После деформации с быстрым нагревом преобладают смешанные кристаллографические ориентировки перпендикулярно оси деформации. Во-вторых, при постепенном нагреве доля рекристаллизованных зерен выше по сравнению с образцом с быстрым нагревом. В образце № 2 малоугловых границ находится больше, чем в образце № 1, так как больше доля субзерен.

Для обоих образцов средние значения микротвердости достаточно близки и находятся в пределах 167–186 HV 0,3. Однако распределение значений микротвердости различается. Для образца с медленным нагревом тенденции к росту значений микротвердости не наблюдается в областях с высокими значениями пластической деформации, что может свидетельствовать о более полном протекании процесса рекристаллизации и уменьшении плотности дислокаций. В образце № 2 доля деформированных зерен больше, что привело к большей доле высоких значений микротвердости.

Сокращение времени процесса за счет деформации заготовки в горячей печи не способствует качественной проработке материала из-за образования застойных зон в областях контакта с инструментом. При применении процесса закрытой штамповки с постепенным режимом нагрева, как для образца № 1, можно использовать композиционный материал в состоянии сразу после спекания. В этом случае можно исключить предварительную деформационно-термическую обработку.

Благодарность

Работа выполнена на оборудовании ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН в соответствии с государственным заданием ИМАШ УрО РАН. Авторы выражают признательность заведующему лабораторией микромеханики материалов д. т. н. С. В. Смирнову за предоставленный материал для образцов.

Литература

1. Курганова Ю. А., Колмаков А. Г. Конструкционные металломатричные композиционные материалы : учебное пособие. – Москва : Издательство МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2015. – 141 с.
2. Kainer K. Basics of Metal Matrix Composites. – WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2006. – 309 p.
3. Miracle D. B. Metal matrix composites – from science to technological significance // Composites Science and Technology. – 2005. – Vol. 65, iss. 15–16. – P. 2526–2540. – DOI: 10.1016/j.compscitech.2005.05.027.
4. Металломатричные композиционные материалы на основе Al-SiC / Е. Н. Каблов, Б. В. Щетанов, Д. В. Гращенков, А. А. Шавнев, А. Н. Няфкин // Авиационные материалы и технологии. – 2012. – № 5. – С. 373–380.
5. Особенности применения конструкционного металлического композиционного материала на основе алюминиевого сплава, армированного частицами SiC. Часть 1 (обзор) / А. А. Шавнев, В. В. Березовский, Ю. А. Курганова // Новости материаловедения. Наука и техника. – 2015. – № 3 (15). – С. 3–10.
6. Шавнев А. А., Березовский В. В., Курганова Ю. А. Особенности применения конструкционного металлического композиционного материала на основе алюминиевого сплава, армированного частицами SiC. Часть 2 (обзор) // Новости материаловедения. Наука и техника. – 2015. – № 3 (15). – С. 11–17.
7. Механические свойства алюмоматричных композиционных материалов, упрочненных частицами SiC, в зависимости от матричного сплава (обзор) / Е. А. Стоякина, Е. И. Курбаткина, В. Н. Симонов, Д. В. Косолапов, А. В. Гололобов // Труды ВИАМ. – 2018. – № 2 (62). – С. 62–73. – DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-8-8.
8. Vani V. V., Chak S. K. The effect of process parameters in aluminum metal matrix composites with powder metallurgy // Manufacturing Review. – 2018. – Vol. 5 (7). – DOI: 10.1051/mfreview/2018001.
9. Sharma M. M., Ziemian C. W., Eden T. J. Fatigue behavior of SiC particulate reinforced spray-formed 7XXX series Al-alloys // Materials & Design. – 2011. – Vol. 32, iss. 8–9. – P. 4304-4309. – DOI: 10.1016/j.matdes.2011.04.009.
10. Rheological behavior and the formation of the microstructure of a composite based on an Al-Zn-Mg-Cu Alloy with a 10% SiC content / A. S. Smirnov, G. A. Belozarov, A. V. Konovalov, V. P. Shveikin, O. Yu. Muizemnek // AIP Conference Proceedings. – 2016. – Vol. 1785. – 040068. – DOI: 10.1063/1.4967125.
11. Особенности термической обработки композиционных материалов с алюминиевой матрицей (обзор) / Е. И. Курбаткина, А. А. Шавнев, Д. В. Косолапов, А. В. Гололобов // Труды ВИАМ. – 2017. – № 11 (59). – С. 82–97. – DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-11-9-9.
12. Effect of heat treatment on the structure and phase composition of aluminum matrix composites containing silicon carbide / N. B. Pugacheva, I. Yu. Malygina, N. S. Michurov, E. I. Senaeva, N. P. Antenorova // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2017. – Iss. 6. – P. 28–36. – DOI: 10.17804/2410-9908.2017.6.028-036. – URL: http://dream-journal.org/issues/2017-6/2017-6_161.html.doi.org/10.17804/2410-9908.2017.6.028-036
13. Structure and thermophysical properties of aluminum-matrix composites / N. B. Pugacheva, N. S. Michurov, E. I. Senaeva, T. M. Bykova // The Physics of Metals and Metallography. – 2016. – Vol. 117, No. 11. – P. 1188–1195. – DOI: 10.1134/S0031918X16110119.
14. A fracture locus for a 50 volume-percent Al/SiC metal matrix composite at high temperature / S. V. Smirnov, D. I. Vichuzhanin, A. V. Nesterenko, N. B. Pugacheva, A. V. Konovalov // International Journal of Material Forming. – 2017. – Vol. 10, iss. 5. – P. 831–843. – DOI: 10.1007/s12289-016-1323-6.

15. Xiong Z., Geng L., Yao C. K. Investigation of high-temperature deformation behavior of a SiC whisker reinforced 6061 aluminium composite // *Composites Science and Technology*. – 1990. – Vol. 39, iss. 2. – P. 117–125. – DOI: 10.1016/0266-3538(90)90050-F.
16. Razaghian A., Yu D., Chandra T. Fracture behaviour of a SiC-particle-reinforced aluminium alloy at high temperature // *Composites Science and Technology*. – 1998. – Vol. 58, iss. 2. – P. 293–298. – DOI: 10.1016/S0266-3538(97)00130-9.
17. Исследование структуры и свойств металлического композиционного материала системы Al–Zn–Mg–Cu/SiC / Е. И. Курбаткина, Д. В. Косолапов, А. В. Гололобов, А. А. Шавнев // *Цветные металлы*. – 2019. – № 1. – С. 40–45.
18. Čadek J., Kuchařová K., Zhu S. J. High temperature creep behaviour of an Al–8.5Fe–1.3V–1.7Si alloy reinforced with silicon carbide particulates // *Materials Science and Engineering: A*. – 2000. – Vol. 283, iss. 1–2. – P. 172–180. – DOI: 10.1016/S0921-5093(00)00706-1.
19. Čadek J., Kuchařová K., Zhu S. J. Transition from athermal to thermally activated detachment of dislocations from small incoherent particles in creep of an Al–8.5Fe–1.3V–1.7Si alloy reinforced with silicon carbide particulates // *Materials Science and Engineering: A*. – 2001. – Vol. 297, iss. 1–2. – P. 176–184. – DOI: 10.1016/S0921-5093(00)01258-2.
20. Ma Z. Y., Tjong S. C. High-temperature creep behaviour of SiC particulate reinforced Al–Fe–V–Si alloy composite // *Materials Science and Engineering: A*. – 2000. – Vol. 278, iss. 1. –2. – P. 5–15. – DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00613-9.
21. Mechanical and fracture behaviour of a SiC-particle-reinforced aluminum alloy at high temperature / D. Božić, M. Vilotijević, V. Rajković, Ž. Gnjidić // *Materials Science Forum*. – 2005. – Vol. 494. – P. 487–492. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.494.487.
22. Экспериментальное исследование кратковременной неустановившейся ползучести алюмоматричного композита в условиях одноосного сжатия / С. В. Смирнов, Д. И. Крючков, А. В. Нестеренко, И. М. Березин, Д. И. Вичужанин // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика*. – 2018. – № 4. – С. 98–105. – DOI: 10.15593/perm.mech/2018.4.09.
23. A fracture locus for a 10 volume-percent B95/SiC metal matrix composite at the near-solidus temperature / D. I. Vichuzhanin, S. V. Smirnov, A. V. Nesterenko, A. S. Igumnov // *Letters on Materials*. – 2018. – Vol. 8, iss. 1. – P. 88–93. – DOI: 10.22226/2410-3535-2018-1-88-93.
24. Studying the short-term high-temperature creep in the Al–6Zn–2.5Mg–2Cu/10SiCp aluminum matrix composite / N. B. Pugacheva, D. I. Kryuchkov, A. V. Nesterenko, S. V. Smirnov, V. P. Shveikin // *Physics of Metals and Metallography*. – 2021. – Vol. 122 (8). – P. 782–788. – DOI: 10.1134/S0031918X21080111.
25. Influence of all-round forging under short-term creep conditions on the structure and mechanical properties of the Al7075/10SiCp composite with an aluminum matrix / D. I. Kryuchkov, A. V. Nesterenko, S. V. Smirnov, N. B. Pugacheva, D. I. Vichuzhanin, T. M. Bykova // *Physics of Metals and Metallography*. – 2021. – Vol. 122 (10). – P. 981–990. – DOI: 10.1134/S0031918X21100069.
26. Su Y. H. F., Chen Y. C., and Tsao C. Y. A. Workability of spray-formed 7075 Al alloy reinforced with SiCp at elevated temperatures // *Materials Science and Engineering A*. – 2004. – Vol. 364. – P. 296–304.
27. Смирнов-Аляев Г. А. Сопротивление материалов пластическому деформированию. – Москва : Издательство «Машиностроение», 1978. – 368 с.
28. Смирнов А. С., Коновалов А. В. Моделирование реологического поведения и формирования микроструктуры металломатричных композитов системы Al-SiC в условиях высоких температур деформаций // XII Всероссийский съезд по фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механики, Уфа, 19–24 августа 2019 г. : сборник трудов : в 4-х т. – Уфа : Башкирский государственный университет, 2019. – С. 145–1460. – Т. 3.

29. Jiang J., Chen G., Wang Y. Compression mechanical behaviour of 7075 aluminium matrix composite reinforced with nano-sized SiC particles in semisolid state // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2016. – Vol. 32. – P. 1197–1203. – DOI: 10.1016/j.jmst.2016.01.015.
30. Through-thickness heterogeneity and in-plane anisotropy in creep aging of 7050 Al alloy / T. J. Bian, H. Li, J. C. Yang, C. Lei, C. H. Wu, L. W. Zhang, G. Y. Chen // *Materials & Design*. – 2020. – Vol. 196. – P. 109–190.
31. Влияние пластической деформации на изменение разориентировки границ в металлических материалах: учебное пособие / Г. А. Салищев, С. Ю. Миронов, С. В. Жеребцов, А. Н. Беляков // *Materials Physics and Mechanics*. – 2016. – № 25. – С. 42–48.
32. Лобанов М. Л. Методы исследования текстур в материалах : учеб.-метод. пособие / М. Л. Лобанов, А. С. Юровских, Н. И. Кардолина, Г. М. Русаков. – Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2014. – 115 с.