

Влияние электроимпульсной обработки на структуру холоднокатаного алюминиевого сплава 1570C

Автократова Е.В.^{1,†}, Ильясов Р.Р.^{1,2}, Валеев И.Ш.^{1,2},
Ситдииков О.Ш.^{1,2}, Маркушев М.В.¹

[†]avtokratova@imsp.ru

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, ул. Халтурина 39, 450001 Уфа

²Башкирский государственный университет, ул. З. Валиди 32, 450074 Уфа

Effect of electric pulse treatment on structure of cold-rolled aluminum alloy 1570C

E.V. Avtokratova¹, R.R. Ilyasov^{1,2}, I.Sh. Valeev^{1,2}, O.Sh. Sitdikov^{1,2}, M.V. Markushev¹

¹Institute for Metals Superplasticity Problems RAS, Khalturin St. 39, 450001 Ufa

²Bashkortostan State University, Z. Validi St. 32, 450074 Ufa

Исследовали эффект воздействия импульсами тока высокой плотности ($\sim 10^4$ А/мм²) и малой длительности (~ 100 мкс) на структуру и микротвердость холоднокатаного алюминиевого сплава 1570C. Обнаружено, что при таком воздействии в материале развиваются процессы статической рекристаллизации, ведущие к снижению микротвердости сплава и формированию частично рекристаллизованной мелкозернистой структуры с зернами размером $\sim 3-4$ мкм.

Ключевые слова: алюминиевый сплав, электроимпульсная обработка, рекристаллизация, микроструктура.

The effects of short electric pulses with duration of ~ 100 μ s and the current density of $\sim 10^4$ A/mm² on the structure and microhardness of cold-rolled aluminum alloy 1570C were investigated. It was found that such a treatment activates static recrystallization, resulting in the alloy microhardness decrease and formation of partially recrystallized fine-grained structure with $\sim 3-4$ μ m grains.

Keywords: aluminum alloy, electropulse treatment, recrystallization, microstructure.

1. Введение

Измельчение зеренной структуры металлов и сплавов с целью улучшения их механических свойств является актуальным направлением материаловедческих исследований на протяжении нескольких последних десятилетий [1-3]. Активно ведутся также работы по изучению механизмов формирования мелкозернистой структуры и ее влияния на механические свойства материалов, подвергнутых различным видам термомеханической обработки [1-6]. Большое количество исследований посвящено, в том числе, интенсивной пластической деформации (ИПД), обеспечивающей формирование мелко- и ультрамелкозернистых (МЗ и УМЗ), а также нанокристаллических (размер зерна ≤ 10 ; 1 и 0,1 мкм, соответственно) состояний материалов [7-16].

Электроимпульсная обработка (ЭИО) на сегодняшний день рассматривается как один из перспективных методов для формирования МЗ и УМЗ структур в серий-

но нагартованных и ИПД материалах за счет их кратковременного и сверхскоростного пост-деформационного нагрева [17-20]. Особый интерес, в этом контексте, вызывает оценка эффективности использования ЭИО для измельчения зеренной структуры новых высоколегированных термически неупрочняемых алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Sc(Zr), обладающих уникальными параметрами механического поведения, в том числе сверхпластичности [21]. Эти сплавы содержат высокую плотность нанодисперсных частиц Al₃(ScZr), которые эффективно препятствуют развитию в сплавах процессов возврата и рекристаллизации, что затрудняет измельчение их зеренной структуры при использовании обычных методов горячей или холодной деформации в сочетании с печным отжигом.

Цель работы - на примере одного из алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Sc(Zr) оценить эффективность ЭИО для формирования в нем однородной мелкозернистой структуры.

2. Материал и методы исследования

В качестве материала исследования использовали гомогенизированный слиток сплава 1570С состава: Al-5Mg-0,18Mn-0,2Sc-0,08Zr. Слиток был прокатан при комнатной температуре с суммарной степенью деформации, $\varepsilon \sim 80\%$. Для ЭИО использовали образцы длиной 22 мм, схожие по форме с плоскими образцами для растяжения. Образцы были вырезаны из листа вдоль направления прокатки и имели рабочую часть с размерами $6 \times 3 \times 2$ мм. При обработке импульсами тока образцы зажимали в массивные медные губки, через которые подводился ток к рабочей части. Импульс тока длительностью ~ 100 мкс формировался с помощью установки МИУ-30 и регистрировался с использованием пояса Роговского и запоминающего осциллографа С8-17. Энергия обработки определялась как:

$$K_j = \frac{k^2}{S^2} \cdot \frac{A_1^2}{A_2} \cdot \frac{T}{4 \ln \left(\frac{A_1}{A_3} \right)} \quad (1)$$

где A_1, A_2, A_3 - первая, вторая и третья амплитуды затухающего колебания, соответственно; k - коэффициент пояса Роговского; S - площадь сечения рабочей части образца; T - период колебания.

Микротвердость сплава вдоль длины рабочей части образцов определяли по методу Виккерса на оптическом микроскопе Axiovert - 100 с приставкой МНТ - 10 при нагрузке 100 г. Микроструктуру анализировали на оптическом микроскопе Nikon L150. Размер зерна определяли методом секущих с выборкой не менее 300 зерен, а объемную долю рекристаллизованных зерен - методом Глаголева [22]. Тонкую структуру изучали с использованием электронного микроскопа JEOL 2000EX.

3. Результаты и обсуждение

Микроструктура сплава в литом гомогенизированном состоянии была однородной и состояла из равноосных зерен со средним размером ~ 24 мкм (рис. 1а). Внутри зерен присутствовали нанодисперсные когерентные частицы $Al_3(Sc, Zr)$ (рис. 1б). После холодной прокатки в микроструктуре сплава выявлялись волокна и полосы сдвига (рис. 2а), внутри которых формировалась ячеистая структура со средним размером ячеек $\sim 200-500$ нм (рис. 2б). Такая структура обеспечила увеличение микротвердости сплава со 100 до 147 НВ.

Обработка образцов импульсным током с энергией, в интервале $1,66 - 1,79 \cdot 10^4 \text{ А}^2 \cdot \text{с}/\text{мм}^4$, приводила к постепенному снижению микротвердости со 147 до ~ 90 НВ, с последующей ее стабилизацией на этом уровне при дальнейшем повышении энергии обработки вплоть до $\sim 1,94 \cdot 10^4 \text{ А}^2 \cdot \text{с}/\text{мм}^4$ (рис. 3). При этом микротвердость сплава вдоль рабочей длины образцов практически не изменялись. Снижение микротвердости сплава после ЭИО до уровня недеформированного состояния указывало главным образом на развитие процессов возврата и/или рекристаллизации [20], интенсивность которых определялась уровнем энергии импульса тока, проходящего через образец.

Подтверждение этому было получено при анализе микроструктуры рабочей зоны образцов (рис. 4). Так ЭИО сплава с энергией $\sim 1,66 \cdot 10^4 - 1,68 \cdot 10^4 \text{ А}^2 \cdot \text{с}/\text{мм}^4$ приводила к формированию первых рекристаллизованных зерен размером $\sim 3-4$ мкм преимущественно внутри полос сдвига, внесенных в материал в процессе холодной прокатки, а также вдоль исходных границ зерен (рис. 4а). По всей видимости, это было обусловлено тем, что в полосах сдвига и вблизи исходных границ создавались благоприятные условия для преимущественного зарождения рекристаллизованных зерен за счет аккомодации

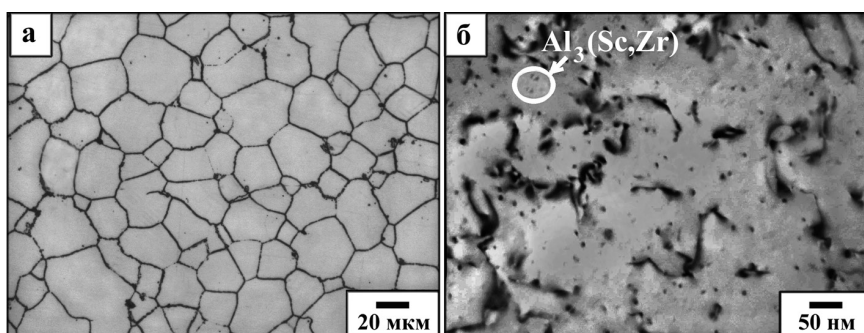


Рис. 1. Микро- и тонкая (а и б) структуры слитка сплава 1570С.

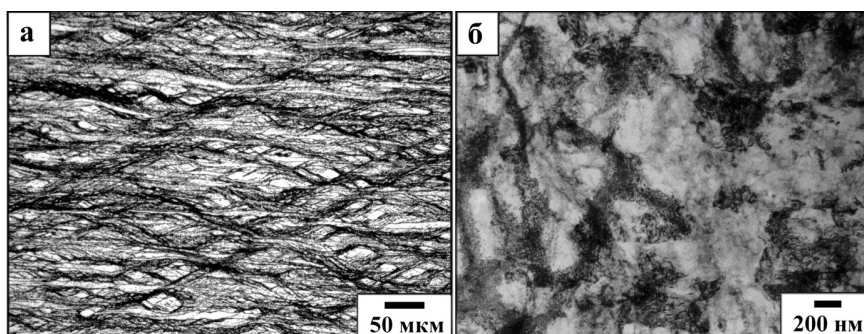


Рис. 2. Микро- и тонкая (а и б) структуры в продольном сечении листа из сплава 1570С, прокатанного при комнатной температуре.

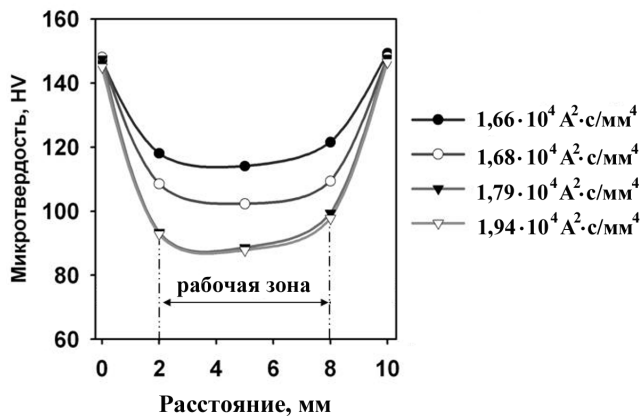


Рис. 3. Распределение микротвердости вдоль оси образца после ЭИО с различной энергией ($\text{А}^2/\text{мм}^4$).

ции сдвиговой деформации и локальных разворотов решетки [1]. Отметим, что аналогичные микроструктурные изменения наблюдались также и в других материалах в процессе обычного рекристаллизационного отжига, например, в трансформаторной стали, подвергнутой холодной прокатке [23].

С увеличением энергии импульса тока от $1,68$ до $1,94 \cdot 10^4 \text{ А}^2 \cdot \text{с}/\text{мм}^4$ наблюдалось постепенное распространение областей рекристаллизованных зерен внутрь исходных зерен, что приводило к формированию более однородной микроструктуры (рис. 4б и в). При этом объемная доля рекристаллизованных зерен увеличивалась с ~ 17 до $\sim 64\%$, а их средний размер изменялся слабо и сохранялся в интервале от 3 до 4 мкм. Для сравнения, обычный печной отжиг холоднокатаного сплава 1570С, проведенный при достаточно высокой температуре 520°C ($0,85T_{\text{пл}}$) в течение $0,5$ часа, обеспечивал формирование статически рекристаллизованных зерен размером $\sim 4,5$ мкм и объемной долей, не превышающей 30% [21].

Электронно-микроскопические исследования показали, что в результате ЭИО в сплаве формировалась равновесная (суб)зеренная структура с низкой плотностью решеточных дислокаций и равновесными границами кристаллитов с углами в тройных стыках, близкими к 120° (рис. 5а), что типично для статически рекристаллизованной структуры [1]. По всей видимости, причиной формирования такой структуры с большей объемной долей рекристаллизованных зерен и меньшим размером зерна, чем при обычном отжиге, являлся высокоскоростной нагрев с очень коротким временем термического воздействия на нагартованный материал [2]. При этом в структуре сплава после ЭИО также наблюдались дисперсные частицы $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$, большинство из них оставались когерентными матрице (рис. 5б). Это свидетельствовало о том, что стабильность мелкозернистой структуры, формирующейся при обработке, обеспечивалась этими частицами, выступавшими в качестве эффективных стопоров для миграции высокоугловых границ и препятствовавшими интенсивному росту зерен [2].

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о том, что метод ЭИО позволяет сформировать в сплаве 1570С структуру с высокой долей мелких рекристаллизованных зерен с использованием сравнительно простой деформационно-термической обработки. Следует отметить, что в подобных алюминиевых сплавах такого типа, то есть содержащих большое количество дисперсоидов переходных металлов, формирование аналогичной структуры без использования специальных приемов и сложного дорогостоящего оборудования крайне затруднено или вообще невозможно. Например, в сплаве 1570 системы Al-Mg-Sc получение заготовок с размером и объемной долей мелких зерен ~ 3 мкм и $\sim 85\%$, соответственно, было

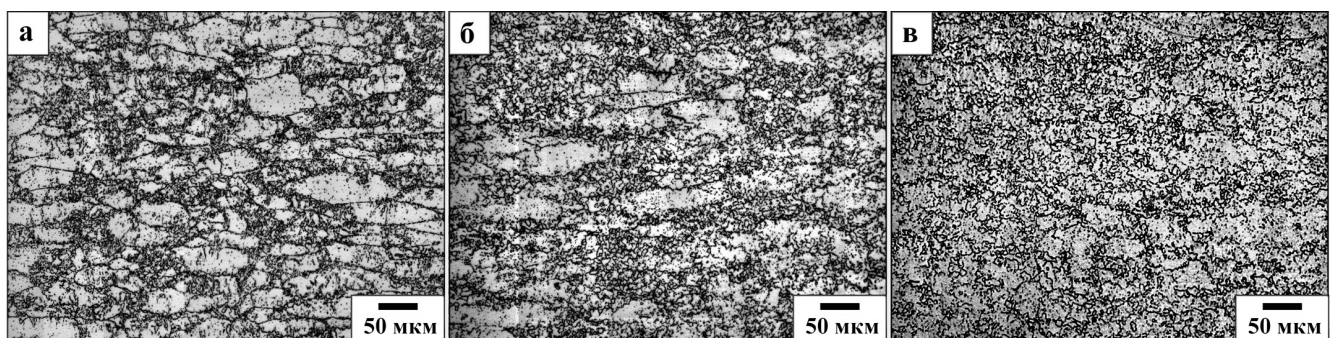


Рис. 4. Микроструктура сплава 1570С после ЭИО с энергией $1,66$ (а), $1,79$ (б) и $1,94 \cdot 10^4 \text{ А}^2 \cdot \text{с}/\text{мм}^4$ (в) (плоскость прокатки).

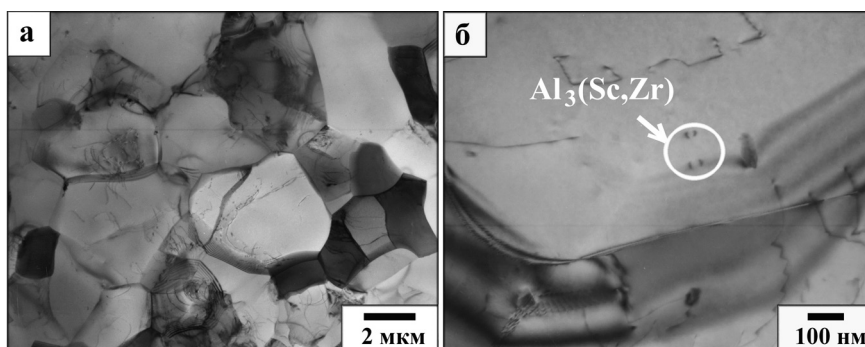


Рис. 5. Тонкая структура сплава 1570С после прокатки и ЭИО с энергией $1,94 \cdot 10^4 \text{ А}^2 \cdot \text{с}/\text{мм}^4$.

достигнуто только в результате ИПД равноканальным угловым прессованием с $\epsilon \sim 12$ при температуре 450 °C [24].

4. Выводы

1. Установлено, что электроимпульсная обработка холоднокатаного алюминиевого сплава 1570С обеспечивает развитие процессов возврата и рекристаллизации, и формирование частично рекристаллизованной мелкозернистой структуры. С увеличением энергии импульса от 1,66 до 1,94·10⁴·А²·с/мм⁴ объемная доля рекристаллизованных зерен возрастает с 17 до 64% а их размер сохраняется на уровне ~ 3 - 4 мкм. При этом микротвердость холоднокатаного сплава (~ 147 HV) снижается до ~ 90 HV, соответствующего уровню твердости исходного слитка.

2. Электроимпульсная обработка может выступать в качестве альтернативного и эффективного способа измельчения зеренной структуры алюминиевых сплавов типа 1570 системы Al-Mg-Sc(Zr), в том числе, для получения из них листов с однородной мелкозернистой структурой.

Литература

1. F.J. Humphreys, M. Hatherly. Recrystallization and Related Annealing Phenomena: second ed., Elsevier (2004) 658 p.
2. S.S. Gorelik, S.V. Dobatkin, L.M. Kaputkina. Recrystallizatsiya metallov i spлавov. Moscow, MISiS (2005) 432 p. (in Russian) [С.С. Горелик, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина Рекристаллизация металлов и сплавов. Москва, МИСиС (2005) 432 с.]
3. M.Kh Rabinovich, Markushev M.V. J. Mater. Sci. **30**, 4692 (1995).
4. R.W. Armstrong. Trans. Inst. Met. **39**, 85 (1986).
5. A. Lasalmonie, J.L. Strudel. J. Mater. Sci. **21**, 1937 (1986).
6. M.Kh. Rabinovich, M.V. Markushev. J. Mater. Sci. **31**, 4997 (1996).
7. A. Gholinia, P.B. Prangnell, M.V. Markushev, Acta Mater. **48**, 1115 (2000).
8. A. Vinogradov, A. Washikita, K. Kitagawa, V. Kopylov. Mater. Sci. Eng. A**349**, 318 (2003).
9. R.Z. Valiev, T.G. Langdon. Prog. Mater. Sci. **51**, 881 (2006).
10. M.V. Markushev, A. Vinogradov. in Severe Plastic Deformation: Towards Bulk Production of Nanostructured Materials, (ed) Burnhanettin Altan, Nova Science Publishers, USA (2006), P. 233.
11. O. Sitdikov. Deformaciya i razrushenie materialov. **11**, 15 (2011) (in Russian) [О. Ситди́ков. Деформация и разрушение материалов. **11**, 15 (2011)].
12. R.R. Mulyukov, A.A. Nazarov, R.M. Imayev. Mater. Sci. Forum. **584**, 29 (2008).
13. O. Sitdikov, E. Avtokratova T. Sakai, K. Tsuzaki, R. Kaibyshev, Y. Watanabe. Mater. Sci. Forum. **584-586**, 481 (2008).
14. O. Sitdikov, T. Sakai, E. Avtokratova, R. Kaibyshev, K. Tsuzaki, Y. Watanabe. Acta Mater. **56**, 821 (2008).
15. E. Avtokratova, O. Sitdikov, R. Kaibyshev, Y. Watanabe. Mater. Sci. Forum. **584-586**, 821 (2008).
16. M.V. Markushev. Letters on Materials **1**(1), 36 (2011) (in Russian) [М.В. Маркушев. Письма о материалах **1**(1), 36 (2011)].
17. Z.G. Kamalov, I.Sh. Valeev. Fizika i khimiya obrabotki materialov. **2**, 67(2000) (in Russian). [З.Г. Камалов, И.Ш. Валеев. Физика и химия обработки материалов. **2**, 67 (2000)].
18. I.Sh. Valeev, N.P. Barykin, V.G. Trifonov, Z.G. Kamalov, A.H. Valeeva. Fizika metallov i metallovedenie **96**(4), 85 (2003) (in Russian). [И.Ш. Валеев, Н.П. Барыкин, В.Г. Трифонов, З.Г. Камалов, А.Х. Валеева. Физика металлов и металловедение **96**(4), 85 (2003)].
19. V.V. Stolyarov. Letters on Materials **1**(2), 75 (2011) (in Russian) [В.В. Столяров. Письма о материалах **1**(2), 75 (2011)].
20. S.D. Prokoshkin, V.V. Stolyarov, A.V. Korotitskii, K.E. Inaekyan, E.S. Danilov, I.Yu. Khmelevskaya, A.M. Glezer, S.Yu. Makushev, U.Kh. Ugurchiev. Phys. Met. Metallography. **108**(6), 616 (2009).
21. R. Kaibyshev, E. Avtokratova, A. Apollonov, R. Davies. Scripta Mater. **54**, 2119 (2006).
22. S.A. Saltykov. Stereometricheskaya metallografiya. Moscow, Metallurgy (1976) 271 p. (in Russian) [С.А. Салтыков. Стереометрическая металлография. Москва, Металлургия (1976) 271 с.]
23. T. Haratani, W.B. Hutchinson, I.L. Dillamore, P. Bate. Metal Science. **18**, 57 (1984).
24. O. Sitdikov, T. Sakai, E. Avtokratova, R. Kaibyshev, Y. Kimura, K. Tsuzaki. Mater. Sci. Eng. A**444**, 18 (2007).