

ВЗАИМОСВЯЗЬ ТЕКСТУР ДЕФОРМАЦИИ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОМ АЛЮМИНИИ

М.А. Зорина¹, С.В. Данилов¹, Г.М. Русаков^{1, 2}, М.Л. Лобанов¹

¹ Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург, Россия,

² Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

Структура и текстура проволоки из технического чистого алюминия были исследованы после прокатки с суммарной степенью деформации 90 % и отжига при температурах 200 и 500 °С. Основным методом исследования – ориентационная микроскопия с использованием дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). В результате деформации по всему сечению проволоки была сформирована структура, состоящая из вытянутых зерен, характеризующихся наличием ограниченной текстуры, состоящей из компонент: слабой $\{110\}\langle 001\rangle$ и сильной $\{112\}\langle 111\rangle$, но при этом рассеянной поворотом вокруг направления прокатки. В результате рекристаллизации была сформирована разнотекстурированная структура, характеризующаяся бимодальным распределением размеров зерен. При рекристаллизации формировались и росли зерна со следующими ориентациями: $\{112\}\langle 111\rangle$, находящаяся в области рассеяния деформационной компоненты; близкая к $\{100\}\langle 100\rangle$, образованная поворотом вокруг оси $\langle 331\rangle$ на 52° от деформационной компоненты $\{112\}\langle 111\rangle$; $\{112\}\langle 012\rangle$, образованная поворотом вокруг оси $\langle 331\rangle$ на 52° от деформационной компоненты $\{110\}\langle 001\rangle$. Формирование текстуры рекристаллизации было объяснено подвижностью в металле с ГЦК-решеткой специальной РСУ границы $\Sigma 25b$, появлению которой предшествовало образование соответствующих специальных разориентаций между компонентами деформационной текстуры.

Ключевые слова: алюминий; ГЦК-металл; деформация; рекристаллизация; ориентационная микроскопия; специальные разориентации; специальные границы.

Введение

Благодаря высокой коррозионной стойкости и относительно высокой электропроводности алюминий широко используется в качестве функционального материала. Исследования вопросов формирования текстур в алюминии и алюминиевых сплавах имеют высокий интерес по нескольким причинам. Во-первых, текстура определяет анизотропию физико-механических свойств изделий (пластичность и упругость материала) [1–3], а во-вторых, анализ текстурного состояния является важным инструментом для изучения механизмов физико-металлургических процессов, таких как деформация, рекристаллизация и т. д. [4–10].

В данной работе рассмотрены вопросы формирования текстуры в алюминиевой проволоке в ходе деформации и рекристаллизации. Алюминий – материал, обладающий высоким значением энергии дефекта упаковки. Предполагается [11], что следствием последнего в формировании аксиальной текстуры при деформации металлов и сплавов с ГЦК-решеткой является высокая стабильность компоненты $\langle 111\rangle$ по сравнению с $\langle 100\rangle$.

При отжиге деформированного металла одновременно могут протекать процессы, механизмы и энергетика которых могут существенно отличаться. По этой причине спектр текстур рекристаллизации, наблюдаемых в ГЦК-металлах и сплавах, значительно шире и сложнее, чем совокупность деформационных ориентировок. Тем не менее, текстура рекристаллизации определяется текстурой деформации, и при этом важным являются кристаллографические аспекты возникновения новых компонент в процессе отжига [12].

Хорошо известно, что подвижность границы зерна при рекристаллизации в значительной степени определяется ее структурой, которая в простейшем случае сводится к разориентировке между соседними зернами и ориентации плоскости границы. Ориентационная зависимость энергии границ зерен и их подвижность была проанализирована в работах [13–15]. Более высокая подвижность и более низкая энергия были связаны с границами решетки совпадающих узлов (РСУ). Многочисленные исследования показывают, что в ходе рекристаллизации ГЦК-металлов, в частности алюминия, чаще всего формиру-

ется текстура «куба». Ее появление связывают с поворотом текстурных компонент деформации вокруг оси, близкой к $\langle 111 \rangle$, на угол около 40° , что соответствует специальной разориентации, близкой к $\Sigma 7$ [12, 15–20]. Однако в работе [19] также описан разворот вокруг оси $\langle 112 \rangle$, а в [15], что угол разворота чаще всего не соответствует границе $\Sigma 7$ и составляет больше 40° .

Настоящая работа посвящена установлению кристаллографической взаимосвязи ориентировок деформации и рекристаллизации, а также выяснению роли РСУ границ в формировании текстуры рекристаллизации в ГЦК-металле с высокой энергией дефекта упаковки.

Материал и методики исследования

Материалом для исследования явилась проволока из технически чистого алюминия марки АД0 диаметром 4,00 мм, полученная прокаткой в калиброванных валках круглого сечения. Накопленное относительное обжатие составило 90 %. Для анализа текстурного состояния рекристаллизации алюминиевой проволоки образцы проволоки после деформации были подвергнуты отжигу от 150 до 550°C в течение 30 мин. Отжиг проводился в муфельной трубчатой печи с зонным нагревом. Для анализа текстурного состояния были выбраны образцы проволоки в промежуточном состоянии (температура 200°C) и при максимальной температуре 550°C .

Электронно-микроскопическое исследование структуры проводилось на растровом микроскопе ZEISS CrossBeam AURIGA при

ускоряющем напряжении 20 кВ. Для определения ориентировки отдельных зерен и анализа локальной текстуры использовалась приставка EBSD HKL Inca с системой анализа Oxford Instruments. Шаг сканирования – 0,1 мкм. Погрешность определения ориентации кристаллической решетки – не более $\pm 1^\circ$ (в среднем $\pm 0,6^\circ$). Малоугловые границы между локальными объемами строились на ориентационных картах при разориентациях от 2 до 15° , при разориентациях не менее 15° проводились высокоугловые границы.

При анализе ориентировок в качестве лабораторной принята система координат, оси которой связаны с направлением прокатки ($\text{НП} \parallel X$), нормалью к образующей образцов ($\text{НН} \parallel Y$) и перпендикулярным им направлением ($\text{ПН} \parallel Z$), которое совпадает с осью валков, так что все три направления образуют правую тройку векторов.

Результаты исследования и их обсуждение

Текстура деформации

Текстурный анализ деформированной алюминиевой проволоки проводили в центральной области образца в продольном сечении. Из карты ориентаций кристаллитов (рис. 1, а) видно, что в центральной области в основном преобладают зерна с ориентировкой $\langle 111 \rangle$ вдоль НП. В меньшем количестве присутствуют зерна с ориентацией $\langle 100 \rangle$ вдоль НП. Более точную информацию о текстурном состоянии позволяют получить ППФ (рис. 1, б, в). ППФ как в виде проекций полюсов, так и в

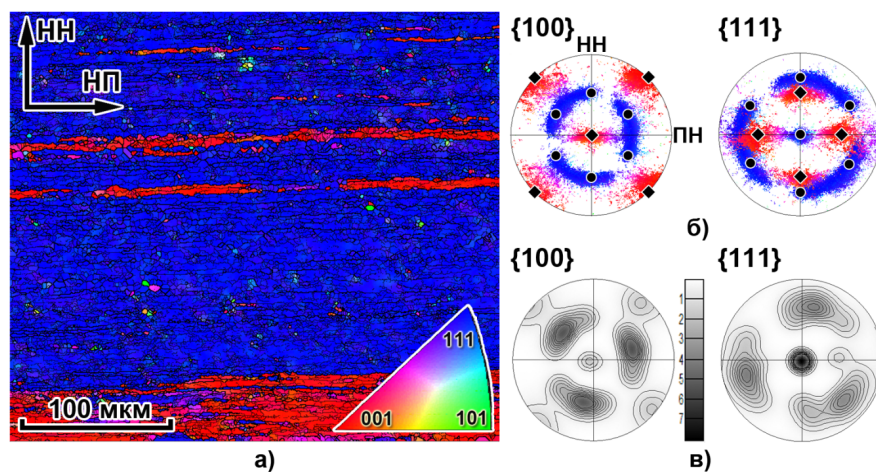


Рис. 1. Текстурное состояние деформированной проволоки: а – карта ориентаций продольного сечения с НП; б, в – ППФ $\{100\}$ и $\{111\}$ в виде проекций полюсов с НП (б) и в виде распределений полюсной плотности (в); указаны на (б) выходы полюсов точных ориентировок: \blacklozenge – $\{110\}\langle 001 \rangle$, \bullet – $\{112\}\langle 111 \rangle$

виде распределений полюсной плотности показывают скорее наличие ограниченных компонент текстуры, чем аксиальных. Деформация материала в калиброванных валках и деформация волочением отличаются по приложенным напряжениям, что естественно должно сказываться на текстурном состоянии материала. Хотя в данном случае в результате деформации основные текстурные компоненты и их рассеяние говорит о текстуре, близкой к волочению, все-таки, следует говорить о формировании сложной ограниченной текстуры, близкой к текстуре прокатки, которую можно описать в виде совокупности двух стабильных ориентировок (рис. 1, б). Первая ориентировка является близкой к $\{110\}\langle 100\rangle$, а вторая, более рассеянная поворотом вокруг НП, близка к $\{112\}\langle 111\rangle$, причем имеет существенно большую интенсивность. Схожие результаты в текстурном состоянии деформированной алюминиевой проволоке получены в работе [9].

Текстура рекристаллизации

На рис. 2 представлены карты ориентации кристаллитов образца, прошедшего отжиг при температуре 200 °С. Структурное состояние в целом схоже с деформированным, но в отдельных местах уже сформировались рекристаллизованные зерна. В данном случае можно говорить о начале первичной рекристаллизации (ПР). Рекристаллизованные зерна растут в матрицу, причем их линейный размер может превышать толщину деформированного зерна. Следует отметить, что распределение зародышей ПР по анализируемой области существенно неравномерно. Большинство зерен ПР имеют ориентацию, близкую к

$\{100\}\langle 001\rangle$ (координатный куб). Преимущественно эти зерна расположены группами вдоль деформированных зерен. Предположительно они сформировались на границе двух деформированных зерен с ориентациями $\langle 100\rangle$, $\langle 111\rangle$ и кристаллиты с ориентацией «куба» растут в деформированную матрицу.

Наибольший интерес в данном случае представляют «отдельные» рекристаллизованные зерна в деформированной матрице. Их размер больше, чем зерен $\{100\}\langle 001\rangle$, а ориентации близки к $\langle 112\rangle$ – $\langle 113\rangle$. Вероятно, что их появление и рост связаны с лучшим кристаллографическим расположением зародышей ПР.

Структурное состояние, сформированное при 550 °С (рис. 3, а), характеризуется наличием полностью рекристаллизованных зерен. Распределение зерен по размеру неоднородно и имеет заметный бимодальный характер с пиками, соответствующими значениям 30 и 90 мкм (рис. 3, б). Более мелкие зерна расположены группами вдоль «старых» деформированных зерен. По-видимому, можно говорить о протекании одновременно процессов первичной и собирательной рекристаллизации (СР), характеризующихся существенно различной скоростью перемещения высокоугловых границ зерен [21, 22].

Для более полного анализа текстуры рекристаллизации был проведен анализ ориентировок для отдельных групп зерен, предположительно соответствующих различным стадиям протекания рекристаллизации (рис. 3, в, г). Выделение зерен происходило согласно их размеру в соответствии с гистограммой (рис. 3, б). Полученный результат подтвер-

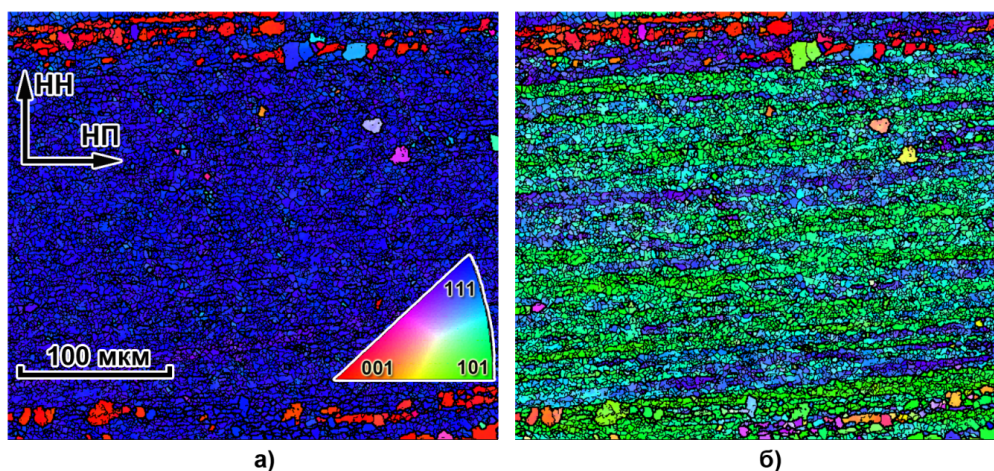


Рис. 2. Карты ориентаций кристаллитов продольного сечения образца проволоки, отожженного при температуре 200 °С: а – в расцветке с НП; б – с НН

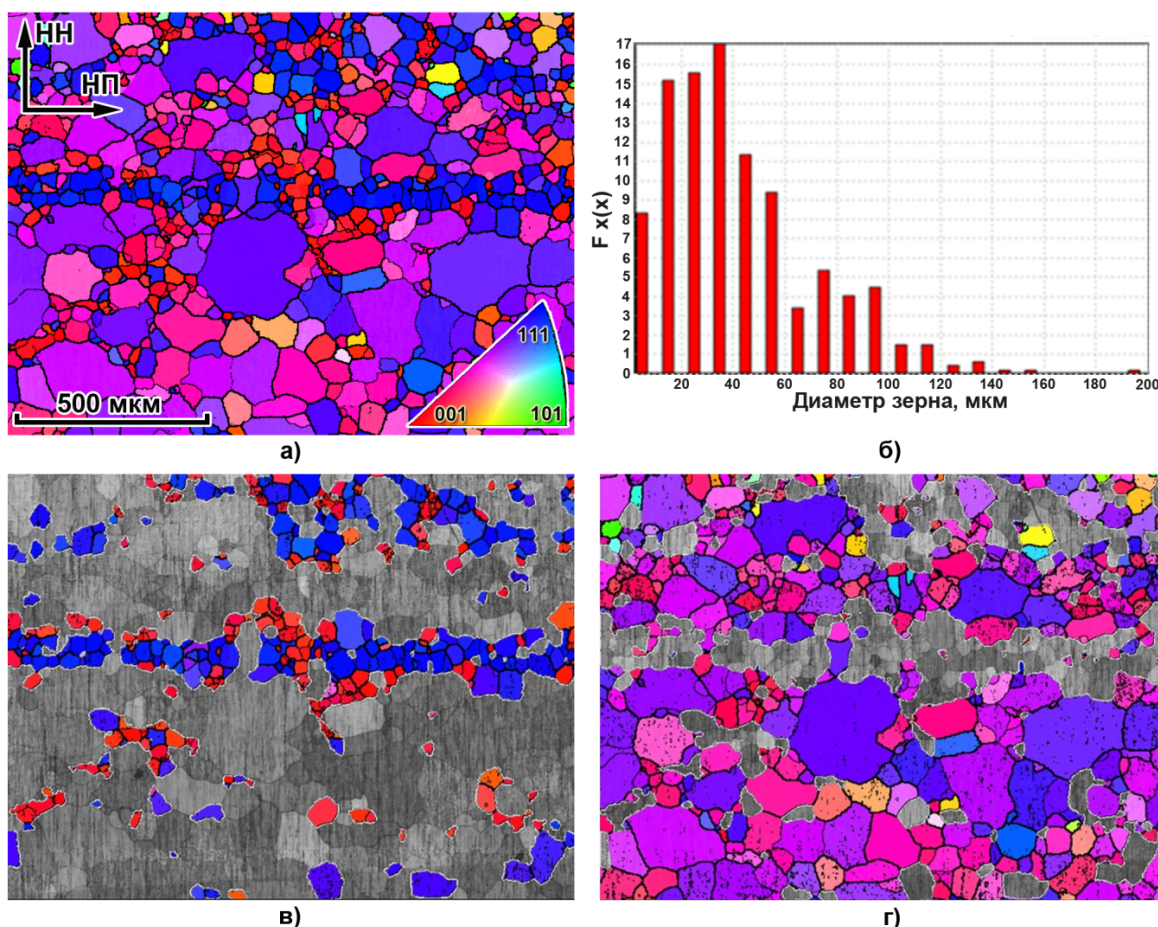


Рис. 3. Микроструктура алюминиевой проволоки после отжига при температуре 550 °С: а – карта ориентаций кристаллитов с НП; б – распределение зерен по размерам; в – выделение зерен, соответствующих ПР; г – выделение зерен, соответствующих СР

ждает неравномерность протекания процессов рекристаллизации по сечению образца. Для разделенных групп зерен были построены соответствующие ПДФ (рис. 4, а, б, г, д).

Отметим, что зерна, соответствующие ПР (рис. 3, в; 4, а, б), имеют ориентации, близкие к $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$, оси которых параллельны НП. Таким образом, в ходе протекания ПР усиливается «слабая» в деформированном состоянии ориентировка $\{100\}\langle 001 \rangle$, при этом сохраняется, ослабевая и рассеиваясь, компонента $\{112\}\langle 111 \rangle$. О том, что в текстуре отжига могут присутствовать ориентации из областей рассеяния текстурных компонент деформации, сообщалось в работе [20]. Стоит отметить, что ориентировка $\{100\}\langle 001 \rangle$, растущая в ходе рекристаллизации, не является точной. Причем, ее отклонение от идеальной не связано с наклоном образца, так как подобного отклонения для ориентации $\{112\}\langle 111 \rangle$ не наблюдается.

Зерна, относящиеся к СР, имеют ориента-

ции, близкие к $\langle 114 \rangle - \langle 112 \rangle$ (рис. 3 г; 4, в, г). Вероятно зародыши ПР, которые наблюдали на начальной стадии процесса (рис. 3), образованные в однородной деформированной матрице, характеризовались максимальной подвижностью границ. Данные зерна росли в деформированную матрицу до «столкновения» друг с другом быстрее. Зерна, имеющие ориентацию, близкую к $\{012\}\langle 112 \rangle$, занимают большую часть исследуемой поверхности шлифа за счет своего линейного размера, что делает эту компоненту преобладающей в текстурном состоянии рекристаллизованного образца.

Взаимосвязь ориентировок деформации и рекристаллизации

Зарождению и росту рекристаллизованных зерен с ориентацией отличной от ориентации деформации должно соответствовать движение границы, обеспечивающее наиболее простой («энергетически выгодный») поворот ориентировки деформации к ориентировке

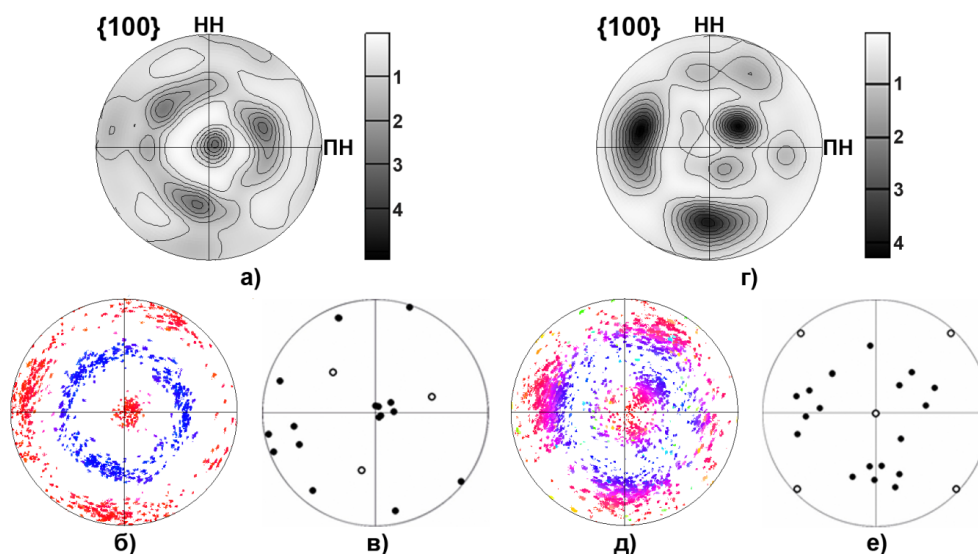


Рис. 4. ППФ $\{100\}$ образца алюминия, отожженного при температуре $550\text{ }^{\circ}\text{C}$: а, б, в – для зерен, соответствующих ПР; г, д, е – для зерен, соответствующих СР; а, г – в виде распределений полюсной плотности; б, д – в виде проекций полюсов с НП; в, е – расчетные ППФ $\{100\}$ в виде выходов полюсов, \circ – ориентировки деформации; \bullet – ориентировки рекристаллизации

рекристаллизации. В связи с данным предположением, согласно литературным данным и наблюдением за эволюцией РСУ границ в ходе рекристаллизации, было выдвинуто предположение, что наиболее простым поворотом от $\langle 111 \rangle$ к $\langle 100 \rangle$ является переориентация кристаллической решетки, близкая к разориентации РСУ $\Sigma 25b$ (угол поворота $51,68^{\circ}$, ось поворота $[331]$) в соответствии с [23].

Для подтверждения выдвинутого предположения были построены модельные ППФ $\{100\}$, которые сравнивались с экспериментальными (рис. 4, в, е). Так как в деформированном состоянии присутствуют компоненты $\{110\}\langle 001 \rangle$ и $\{112\}\langle 111 \rangle$, то очевидно, что «повороты» кристаллической решетки будут осуществляться вокруг осей $\langle 331 \rangle$ этих ориентировок. Ориентация, близкая к ориентации «куба», была получена разворотом деформационной компоненты $\{112\}\langle 111 \rangle$ (рис. 4, в). Причем полученные ориентации не дают точных $\langle 001 \rangle$, что соответствует результату эксперимента – кубическая ориентировка отклонена от идеальной (рис. 4, б). Ориентировку рекристаллизации $\{012\}\langle 112 \rangle$, имеющую наибольшую интенсивность, возможно получить разворотом вокруг оси $\langle 331 \rangle$ на $51,68^{\circ}$ деформационной ориентировки $\{110\}\langle 001 \rangle$ (рис. 4, е). Расчетная ППФ дает качественное совпадение с экспериментальной с учетом рассеяний как для начальной деформационной компоненты, так и для рекристаллизован-

ной. Возникновение данной компоненты текстуры рекристаллизации разворотом от деформационной $\{110\}\langle 001 \rangle$ не очевидно, исходя из рис. 2. Зародыши ПР с данной ориентировкой не имеют границ с деформационной ориентацией $\{110\}\langle 001 \rangle$. Однако необходимо учитывать, что рост зародыша происходит во всем объеме образца, и необходимая подвижная граница с $\{110\}\langle 001 \rangle$, вероятно, отсутствует в плоскости шлифа.

Таким образом, в ходе рекристаллизации алюминия с деформационными текстурными компонентами $\{110\}\langle 001 \rangle$ и $\{112\}\langle 111 \rangle$ появляются и растут зерна со следующими ориентациями: компонента $\{112\}\langle 111 \rangle$, повторяющая компоненту деформации; компонента, близкая к ориентации $\{100\}\langle 100 \rangle$, образованная поворотом вокруг оси $[331]$ на $51,68^{\circ}$ (что соответствует специальной разориентации $\Sigma 25b$) деформационной компоненты $\{112\}\langle 111 \rangle$; компонента $\{112\}\langle 012 \rangle$, образованная поворотом вокруг оси $[331]$ на $51,68^{\circ}$ (что соответствует специальной разориентации $\Sigma 25b$) деформационной компоненты $\{110\}\langle 001 \rangle$.

Выводы

При прокатке с суммарной степенью деформации 90% в калиброванных валках проволоки из технически чистого алюминия по всему сечению изделия формируется ограниченная текстура, состоящая из компонент: слабой $\{110\}\langle 001 \rangle$ и сильной $\{112\}\langle 111 \rangle$, но

при этом рассеянной поворотом вокруг направления прокатки.

При рекристаллизации формируется слоистая разнотельная структура, характеризующаяся бимодальным распределением размеров зерен.

Текстура рекристаллизации состоит из следующих компонент: $\{112\}\langle 111\rangle$, находящейся в области рассеяния деформационной компоненты; близкая к $\{100\}\langle 001\rangle$, образованная поворотом вокруг оси $\langle 331\rangle$ на 52° от деформационной компоненты $\{112\}\langle 111\rangle$; $\{112\}\langle 012\rangle$, образованная поворотом вокруг оси $\langle 331\rangle$ на 52° от деформационной компоненты $\{110\}\langle 001\rangle$.

Формирование текстуры рекристаллизации было объяснено подвижностью в металле с ГЦК решеткой специальной РСУ границы $\Sigma 25b$, появлению которой предшествовало образование соответствующих специальных разориентаций между компонентами деформационной текстуры.

Работа выполнена на оборудовании лаборатории «Структурных методов анализа и свойств материалов и наноматериалов» ЦКП УрФУ. Работа выполнена в рамках гранта РФФИ (№16-32-00030 мол_а), а также в рамках государственного задания ФАНО России, тема «Структура» (“Structure”), номер государственной регистрации 01201463331. Авторы выражают признательность за содействие программе поддержки ведущих университетов РФ в целях повышения их конкурентоспособности № 211 Правительства РФ № 02.А03.21.0006.

Литература

1. Mishra, S. *Effect of crystallographic texture on precipitation induced anisotropy in an Aluminium magnesium silicon alloy* / S. Mishra, K. Kulkarni, N.P. Gurao // *Materials and Design*. – 2015. – Vol. 87. – P. 507–519. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.08.008
2. Исследование влияния технологии производства плоского проката из сплава системы Al–Mg–Si на анизотропию свойств / Ю.Н. Логинов, М.А. Головин, М.Л. Лобанов, Н.М. Дорошенко // *Технология легких сплавов*. – 2016. – № 3. – С. 69–74.
3. Влияние горячей прокатки на анизотропию механических свойств алюминиевого сплава 6061 / С.В. Данилов, П.Л. Резник, М.Л. Лобанов и др. // *Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия»*. – 2017. – Т. 17, № 1. – С. 73–80. DOI: 10.14529/met170109
4. Engler, O. *Mechanisms of recrystallization texture formation in aluminum alloys* / O. Engler, K. Lücke // *Scripta Metallurgica et Materiala*. – 1992. – Vol. 27. – P. 1527–1532. DOI: 10.1016/0956-716X(92)90139-6
5. Hansen, N. *Deformation and recrystallization textures in commercially pure aluminum* / N. Hansen, D.J. Jensen // *Metallurgical Transactions A*. – 1986. – Vol. 17. – P. 253–259. DOI: 10.1007/BF02643901
6. Взаимосвязь кристаллографических ориентировок зерен при горячей деформации и рекристаллизации в алюминиевом сплаве АМг6 / Г.М. Русаков, А.Г. Илларионов, Ю.Н. Логинов и др. // *MuTOM*. – 2014. – № 12. – С. 15–21.
7. Hirsch, J. *Textures in industrial aluminum alloys* / J. Hirsch // *Advances in the Metallurgy of Aluminum Alloys*. – 2001. – P. 276–281.
8. Специальные разориентации и текстурная наследственность в техническом сплаве Fe–3%Si / Г.М. Русаков, М.Л. Лобанов, А.А. Редикутьев, А.С. Беляевских // *Физика металлов и металловедение*. – 2014. – Т. 115, № 8. – С. 827–838.
9. *Microstructural Evolution and Service Performance of Cold-drawn Pure Aluminum Conductor Wires* / X.M. Luo, Z.M. Song, M.L. Li et al. // *Journal of Materials Science and Technology*. – 2016. (in press). DOI: 10.1016/j.jmst.2016.11.018
10. On the possibility of formation of domains with $\{110\}\langle 001\rangle$ orientation during cold deformation of commercial Fe–3% Si alloy / G.M. Rusakov, A.A. Redikultsev, M.L. Lobanov, A.I. Gomzikov // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2006. Vol. 101. – P. 600–606. DOI: 10.1134/S0031918X06060135
11. Теория образования текстур в материалах и сплавах / Я.Д. Вишняков, А.А. Бабарэко, С.А. Владимиров, И.В. Эгиз. – М.: Наука, 1979. – 343 с.
12. Humphreys, F.J. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena* / F.J. Humphreys, M. Hatherly. – Oxford: ELSEVIER Ltd, 2004. – 574 p.
13. Hasson, G.C. *Interfacial energies of tilt boundaries in aluminium. Experimental and theoretical determination* / G.C. Hasson, C.Goux // *Scripta Metallurgica*. – 1971. – Vol. 5. – P. 889–894. DOI: 10.1016/0036-9748(71)90064-0
14. *Structure and energy of grain boundaries: Application to symmetrical tilt boundaries around [100] in aluminium and copper* / G.C. Hasson, J.B. Guillot, B. Baroux, C. Goux // *Physica Status Solidi (A) Applied Research*. –

1970. – Vol. 2. – P. 551–558. DOI: 10.1002/pssa.19700020317

15. Lücke, K. The orientation dependence of grain boundary motion and the formation of recrystallization textures / K. Lücke // *Canadian Metallurgical Quarterly*. – 1974. – Vol. 13. – P. 261–274. DOI: 10.1179/cmqr.1974.13.1.261

16. Determination of grain boundary mobility during recrystallization by statistical evaluation of electron backscatter diffraction measurements / I. Basu, M. Chen, M. Loeck et al. // *Materials Characterization*. – 2016. – Vol. 117. – P. 99–112. DOI: 10.1016/j.matchar.2016.04.024

17. Jensen, J.D. Orientation Aspects of Growth during Recrystallization / J.D. Jensen. – Roskilde: Risø National Laboratory, 1997. – 49 p.

18. Hong, S.-H. The evolution of the cube recrystallization texture in cold rolled copper sheets / S.-H. Hong, D.N. Lee // *Materials Science and Engineering A*. – 2003. – Vol. 351. – P. 133–147. DOI: 10.1016/S0921-5093(02)00834-1

19. The influence of deformation texture on nucleation and growth of cube grains during

primary recrystallization of AA1050 alloy / M.M. Miszczuk, H. Paul, J.H. Driver, J. Poplewska // *Acta Materialia*. – 2017. – Vol. 129. – P. 378–387. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.03.004

20. Study of the texture of aluminum alloys after cold rolling, annealing, and irradiation by Ar⁺ ions / V.V. Ovchinnikov, N.V. Gushchina, D.B. Titorov et al. // *Physics of Metals and Metallography*. – 2010. – Vol. 109. – P. 77–85. DOI: 10.1134/S0031918X10010084

21. Ferry, M. Discontinuous subgrain growth in deformed and annealed {110}<001> aluminum single crystals / M. Ferry, F.J. Humphreys // *Acta Materialia*. – 1996. Vol. 44. – P. 1293–1308. DOI: 10.1016/1359-6454(95)00316-9

22. Effect of primary recrystallization texture on abnormal grain growth in an aluminum alloy / H.-C. Kim, C.-G. Kang, M.-Y. Huh, O. Engler // *Scripta Materialia*. – 2007. – Vol. 57. – P. 325–327. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2007.04.023

23. Кайбышев, О.А., Границы зерен и свойства металлов. / О.А. Кайбышев, П.З. Валиев. – М.: Металлургия, 1987. – 213 с.

Зорина Мария Александровна, канд. техн. наук, доцент кафедры термообработки и физики металлов, Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург; m.a.zorina@urfu.ru.

Данилов Сергей Владимирович, аспирант кафедры термообработки и физики металлов, Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург; s.v.danilov@bk.ru.

Русаков Герман Михайлович, канд. физ.-мат. наук, доцент кафедры термообработки и физики металлов, Уральский федеральный университет; старший научный сотрудник лаборатории физического металловедения, Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург; germanrusakov@yandex.ru.

Лобанов Михаил Львович, д-р техн. наук, профессор кафедры термообработки и физики металлов, Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург; m.l.lobanov@urfu.ru.

Поступила в редакцию 16 июня 2017 г.

RELATIONSHIP BETWEEN DEFORMATION AND RECRYSTALLIZATION TEXTURES IN COMMERCIALY PURE ALUMINIUM

M.A. Zorina¹, *m.a.zorina@urfu.ru*,
S.V. Danilov¹, *s.v.danilov@bk.ru*,
G.M. Rusakov^{1,2}, *germanrusakov@yandex.ru*,
M.L. Lobanov¹, *m.l.lobanov@urfu.ru*

¹ Ural Federal University, Ekaterinburg, Russian Federation,

² Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russian Federation

The structure and the texture of a wire of commercially pure aluminum were examined after rolling with a total relative strain of 90% and annealing at 200 and 500 °C. The main method of investigation was the orientation microscopy conducted by means of electron backscatter diffraction (EBSD). The wire structure developed in deformation through the entire section. It consisted of elongated grains characterized by weak {110}001 texture components and strong {112}<111>-orientation scattered around the rolling direction. An equigranular structure with a bimodal distribution of the grain size was formed during recrystallization. The grains formed and grew with the following orientations: {112}<111> corresponded to the region of deformation component scattering. An orientation close to {100}<100>, formed from the deformation component {112}<111> by turning around the <331>-axis by 52°. {112}<012> formed from the deformation component {110}<001> by rotation about the axis <331> at 52°. The development of recrystallization texture was explained with the mobility of coinciding site lattice (CSL) boundary $\Sigma 25b$ in the FCC metal, preceded by the origination of appropriate special misorientations between the deformation texture components.

Keywords: aluminium; FCC metal; deformation; recrystallization; orientation microscopy; special misorientation; special boundary.

References

1. Mishra S., Kulkarni K., Gurao N.P. Effect of Crystallographic Texture on Precipitation Induced Anisotropy in an Aluminium Magnesium Silicon Alloy. *Materials and Design*, 2015, vol. 87, pp. 507–519. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.08.008
2. Loginov Yu.N., Golovnin M.A., Lobanov M.L., Doroshenko N.M. [Investigation of the Effect of a Technology for Al-Mg-Si Alloy Flat Product Manufacture on Anisotropy of Properties]. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2016, no. 3, pp. 69–74. (in Russ.)
3. Danilov S.V., Reznik P.L., Lobanov M.L., Golovnin M.A., Loginov Yu.N. Influence of Hot Rolling on Mechanical Properties Anisotropy of 6061 Aluminum Alloy. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*, 2017, vol. 17, no. 1, pp. 73–80. (in Russ.) DOI: 10.14529/met170109
4. Engler O., Lücke K. Mechanisms of Recrystallization Texture Formation in Aluminium Alloys. *Scripta Metallurgica et Materiala*, 1992, vol. 27, pp. 1527–1532. DOI: 10.1016/0956-716X(92)90139-6
5. Hansen N., Jensen D.J. Deformation and Recrystallization Textures in Commercially Pure Aluminum. *Metallurgical Transactions A*, 1986, vol. 17, pp. 253–259. DOI: 10.1007/BF02643901
6. Rusakov G.M., Illarionov A.G., Loginov Yu.N., Lobanov M.L., Redikul'tsev A.A. Interrelation of Crystallographic Orientations of Grains in Aluminum Alloy AMg6 Under Hot Deformation and Recrystallization. *Metal Science and Heat Treatment*, 2015, vol. 56, no. 11–12, pp. 650–655. DOI: 10.1007/s11041-015-9816-3
7. Hirsch J. Textures in Industrial Aluminum Alloys. *Advances in the Metallurgy of Aluminum Alloys*, 2001, pp. 276–281.
8. Rusakov G.M., Lobanov M.L., Redikul'tsev A.A., Belyaevskikh A.S. Special Misorientations and Textural Heredity in the Commercial Alloy Fe–3 %Si, *Phys. Met. Metallogr.*, 2014, vol. 115, no. 8, pp. 775–785. DOI: 10.1134/S0031918X14080134

9. Luo X.M., Song Z.M., Li, M.L., Wang, Q., Zhang, G.P. Microstructural Evolution and Service Performance of Cold-Drawn Pure Aluminum Conductor Wires. *Journal of Materials Science and Technology*, 2016. (in press). DOI: 10.1016/j.jmst.2016.11.018
10. Rusakov G.M., Redikultsev A.A., Lobanov M.L., Gomzikov A.I. On the Possibility of Formation of Domains with $\{110\}<001>$ Orientation During Cold Deformation of Commercial Fe-3% Si Alloy. *Phys. Met. Metallogr.*, 2006, vol. 101, pp. 600–606. DOI: 10.1134/S0031918X06060135
11. Vishnyakov Ya.D., Babareko A.A., Vladimirov S.A., Egiz I.V. *Teorija obrazovanija tekstur v materialah i splavah* [The Theory of the Formation of Textures in Metals Alloys]. Moscow, Nauka Publ., 1979. 343 p.
12. Humphreys F.J., Hatherly M. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. Oxford, ELSEVIER Ltd, 2004. 574 p.
13. Hasson G.C., Goux C. Interfacial Energies of Tilt Boundaries in Aluminium. Experimental and Theoretical Determination. *Scripta Metallurgica*, 1971, vol. 5, pp. 889–894. DOI: 10.1016/0036-9748(71)90064-0
14. Hasson G.C., Guillot J.B., Baroux B., Goux C. Structure and Energy of Grain Boundaries: Application to Symmetrical Tilt Boundaries Around $[100]$ in Aluminium and Copper. *Physica Status Solidi (A) Applied Research*, 1970, vol. 2, pp. 551–558. DOI: 10.1002/pssa.19700020317
15. Lücke K. The orientation dependence of grain boundary motion and the formation of recrystallization textures. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 1974, vol. 13, pp. 261–274. DOI: 10.1179/cmqr.1974.13.1.261
16. Basu I., Chen, M., Loeck, M., Al-Samman, T., Molodov, D.A. Determination of Grain Boundary Mobility during Recrystallization by Statistical Evaluation of Electron Backscatter Diffraction Measurements. *Materials Characterization*, 2016, vol. 117, pp. 99–112. DOI: 10.1016/j.matchar.2016.04.024
17. Jensen, J.D. *Orientation Aspects of Growth during Recrystallization*. Roskilde, Risø National Laboratory, 1997. 49 p.
18. Hong S.-H., Lee D.N. The Evolution of the Cube Recrystallization Texture in Cold Rolled Copper Sheets. *Materials Science and Engineering A*, 2003, vol. 351, pp. 133–147. DOI: 10.1016/S0921-5093(02)00834-1
19. Miszczyk M.M., Paul H., Driver J.H., Poplewska J. The Influence of Deformation Texture on Nucleation and Growth of Cube Grains during Primary Recrystallization of AA1050 Alloy. *Acta Materialia*, 2017, vol. 129, pp. 378–387. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.03.004
20. Ovchinnikov V.V., Gushchina N.V., Titorov D.B., Titorova D.V., Mozharovskii S.M., Filipov A.V. Study of the Texture of Aluminum Alloys After Cold Rolling, Annealing, and Irradiation by Ar⁺ Ions. *Phys. Met. Metallogr.*, 2010, vol. 109, pp. 77–85. DOI: 10.1134/S0031918X10010084
21. Ferry M., Humphreys F.J. Discontinuous Subgrain Growth in Deformed and Annealed $\{110\}<001>$ Aluminium Single Crystals. *Acta Materialia*, 1996, vol. 44, pp. 1293–1308. DOI: 10.1016/1359-6454(95)00316-9
22. Kim H.-C., Kang C.-G., Huh M.-Y., Engler O. Effect of Primary Recrystallization Texture on Abnormal Grain Growth in an Aluminum Alloy. *Scripta Materialia*, 2007, vol. 57, pp. 325–327. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2007.04.023
23. Kaibyshev O.A. Valiev R.Z. *Granitsy zeren i svoystva metallov* [Boundaries of Grains and Properties of Metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987. 213 p.

Received 16 June 2017

ОБРАЗЕЦ ЦИТИРОВАНИЯ

Взаимосвязь текстур деформации и рекристаллизации в технически чистом алюминии / М.А. Зорина, С.В. Данилов, Г.М. Русаков, М.Л. Лобанов // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2017. – Т. 17, № 3. – С. 73–81. DOI: 10.14529/met170309

FOR CITATION

Zorina M.A., Danilov S.V., Rusakov G.M., Lobanov M.L. Relationship Between Deformation and Recrystallization Textures in Commercially Pure Aluminium. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*, 2017, vol. 17, no. 3, pp. 73–81. (in Russ.) DOI: 10.14529/met170309