

УДК 539.27:548.735.6

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕКСТУРЫ И СТРУКТУРЫ МАГНИЕВОГО СПЛАВА МА2-1ПЧ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНО-УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ОТЖИГА МЕТОДАМИ КОЛИЧЕСТВЕННОГО РЕНТГЕНОСТРУКТУРНОГО ТЕКСТУРНОГО АНАЛИЗА И ДИФРАКЦИИ ОБРАТНО РАССЕЯННЫХ ЭЛЕКТРОНОВ¹

© В. Н. Серебряный², Г. С. Дьяконов³, М. А. Харьков²,
В. И. Копылов⁴, С. В. Добаткин²

Статья поступила 9 декабря 2014 г.

Рассмотрено применение методов количественного рентгеноструктурного текстурного анализа (КРТА), основанного на измерении прямых полюсных фигур, и дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ) для изучения особенностей формирования текстуры и структуры магниевого сплава МА2-1пч после равноканально-углового прессования (РКУП) и последующего отжига. Выявлены ориентированные под углом 45 – 50° к направлению прессования полосы сдвига шириной 60 мкм, в которых зафиксирована наклоненная рассеянная базисная текстура, а вне их — призматическая. В результате в полосах сдвига происходит активизация базисного скольжения, что подтверждают распределения факторов Шмида. Обсуждено влияние текстуры и ориентации полос сдвига на уровень анизотропии прочностных механических свойств сплава.

Ключевые слова: прямая полюсная фигура; функция распределения ориентировок; ориентационная карта микроструктуры; полосы сдвига; фактор Шмида; базисное и призматическое скольжения; фактор Тейлора; анизотропия прочностных механических свойств; равноканально-угловое прессование; магниевый сплав МА2-1пч.

Равноканально-угловое прессование (РКУП) — один из эффективных методов интенсивной пластической деформации, позволяющих существенно повысить уровень механических свойств различных металлов и сплавов за счет измельчения зеренной структуры, а также изменения кристаллографической текстуры [1, 2]. Отличительная черта метода — локализация пластических деформаций простого сдвига на стыке двух взаимно пересекающихся каналов в плоскостях, наклоненных на 45 – 60° относительно начального направления прессования.

РКУП часто сопровождается неоднородностью интенсивности сдвиговых деформаций по сечению образца. При заданных условиях трения между стенками каналов и поверхностью образца процесс прессования зависит от температуры, степени и скорости деформации, а также соотношения между способностью к деформационному упрочнению и эффектом адиабатического нагрева в зоне интенсивных деформаций обрабатываемого материала [3, 4].

Появление локализованных полос сдвига по сечению образца — одна из причин образования мик-

ротрещин на границах полос. Это приводит к преждевременному разрушению материала в процессе РКУП, что было наглядно продемонстрировано для магниевого сплава AZ31 в работе [5]. Приведенные особенности деформации при РКУП особенно актуальны именно для магниевых сплавов, так как они обладают пониженной деформируемостью и требуют более тщательного подбора режимов прессования для получения качественных полуфабрикатов с повышенным уровнем свойств, что, в свою очередь, требует изучения формируемых в процессе РКУП структуры и текстуры — определяющих параметров уровня механических свойств деформируемых магниевых сплавов.

Цель настоящей работы — изучение особенностей образования структуры и текстуры магниевого сплава МА2-1пч в процессе РКУП и последующего отжига с использованием современных методов текстурного и структурного анализа.

Материал и методы исследования. Заготовки размером 20 × 20 × 120 мм вырезали из прессованного прутка сплава МА2-1пч (состав, %: 94,3 Mg, 4,4 Al, 0,9 Zn, 0,4 Mn) и подвергали РКУП по маршруту B_c за четыре прохода при температуре 245 °C ($4B_c$) и последующим отжигам при 300 и 375 °C в течение 1 ч [6]. Угол между каналами составлял 90°. После РКУП и отжигов из заготовок вырезали образцы для изучения текстуры и микроструктуры перпендикулярно направлению прессования, а для изучения анизотропии ме-

¹ Работа выполнена при поддержке РФФИ, проект № 15-03-02829а.

² Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Москва, Россия; e-mail: vns@imet.ac.ru

³ Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия; e-mail: dgr84@mail.ru

⁴ Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь; e-mail: kopylov.ecap@gmail.com

ханических прочностных свойств — параллельно. Текстуру исследовали на рентгеновском текстурном дифрактометре ДРОН-7 в $\text{CuK}\alpha$ -излучении методом «на отражение» с помощью съемки шести неполных прямых полюсных фигур $\{00.4\}$, $\{20.0\}$, $\{10.1\}$, $\{10.2\}$, $\{10.3\}$, $\{11.0\}$ с максимальным углом наклона $\alpha_{\max} = 70^\circ$ и шагом по углам α и β , равным 5° (α и β — радиальный и азимутальный углы на полюсной фигуре соответственно). Плоскость съемки полюсных фигур была перпендикулярна направлению прессования X . Функцию распределения ориентировок (ФРО) и коэффициенты разложения ФРО в ряд по сферическим функциям, а также объемные доли основных ориентировок рассчитывали статистическим методом гребневых оценок [7] и методом аппроксимации большим числом Гауссовских нормальных распределений [8].

Количественный рентгеноструктурный текстурный анализ (КРТА) методом аппроксимации большим числом Гауссовских нормальных распределений дает возможность оценить обобщенные факторы Шмида для активных систем деформаций в исследуемом материале, от которых зависят ориентационные факторы. Они связаны соотношением [9]:

$$M_i = 1/m_i, \quad (1)$$

где M_i и m_i — ориентационные и обобщенные факторы Шмида для базисного, призматического и пирамидального скольжений и двойникового соответственно.

Для выбранной системы деформации и текстуры исследуемого сплава

$$m_i = \sum_{j=1}^p m_{ij} W_j, \quad (2)$$

где m_{ij} — ориентационный фактор Шмида, рассчитанный для i -й системы скольжения и j -й компоненты текстуры; W_j — объемная доля j -й компоненты текстуры; p — число компонент текстуры.

Текстуру и микроструктуру сплава также исследовали методом дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ) с помощью растрового электронного микроскопа Quanta 600 FEG с полевой эмиссией [6]. Плоскость сканирования образца была перпендикулярна направлению прессования X . Предварительно полированный образец, наклоненный под углом 70° к горизонтали, пошагово сканировали «от точки к точке» электронным пучком с ускоряющим напряжением 20 кВ до тех пор, пока не была отсканирована вся обозначенная площадь образца. Шаг сканирования выбирали из условия расположения не менее семи точек на зерно. Для расшифровки полученных данных использовали программу TSL OIM Analysis 5. С ее помощью получали ориентационные карты микроструктуры

материала, включающие распределение зерен по размеру и их ориентировку, а также степень разориентировки соседних зерен. Это позволило определить долю мало- и высокоугловых границ в области сканирования. Программа позволяет также по данным ориентационных карт рассчитать распределения по зернам факторов Шмида основных систем деформаций.

Механические свойства (предел прочности) определяли по результатам испытаний на растяжение на машине Instron-1165 при комнатной температуре гантельных образцов размером $14 \times 6 \times 1$ мм в плоскости, перпендикулярной направлению прессования X , в двух ортогональных направлениях — вдоль поперечного направления в образце (Y) и перпендикулярно ему (Z).

Для расчета анизотропии механических прочностных свойств использовали модель Тейлора – Бишоп – Хилла для случая моноклинной симметрии образца [10 – 12], выявленной после РКУП в плоскости, перпендикулярной направлению прессования. В основу модели положено вычисление для каждого зерна внешней работы деформации и связанного с ней фактора Тейлора $M(q, g)$, где q — параметр, определяющий тензор деформации, g — ориентировка зерна. Далее с помощью ФРО $f(g)$ фактор Тейлора усредняется по всем ориентировкам:

$$\bar{M}(q) = \int M(q, g) f(g). \quad (3)$$

Если $f(g)$ и $M(q, g)$ разложить в ряд по сферическим гармоникам $T_\lambda^{\mu\nu}(g)$ моноклинной симметрии, а последнюю функцию — и в степенной ряд по q , то интеграл (3) примет вид

$$\bar{M}(q, \alpha) = \sum_l \sum_\mu \sum_\nu \frac{m_l^{\mu\nu}(q) C_l^{\mu\nu}}{2l+1} \cos(\nu\alpha), \quad (4)$$

где α — угол между осью растяжения и осями системы координат, лежащими в плоскости образца; $C_l^{\mu\nu}$ — коэффициенты разложения ФРО в ряд по сферическим гармоникам (определяются из анализа экспериментальных полюсных фигур по статистическому методу гребневых оценок [7]);

$$m_l^{\mu\nu}(q) = (2l+1) \int M(q, g) T_l^{\mu\nu}(g) dg \quad (5)$$

коэффициенты разложения фактора Тейлора по сферическим гармоникам. Входные параметры для их расчета — значения критических напряжений сдвига в действующих системах скольжения и двойникового при деформации растяжением.

Параметр q , принимая значение $q_{\min}$, минимизирует усредненный фактор Тейлора. Тогда в частном случае коэффициенты анизотропии (K_A) прочностных

Таблица 1. Основные ориентировки в виде углов Эйлера, объемная доля ориентировок, факторы Шмида и ориентационные факторы для систем деформации сплава МА2-1пч

Состояние образца	№	Углы Эйлера (по Бунге) в град.			W_j	$m_j(0001)$ [1120]	$m_j(1010)$ [1120]	$m_j(1122)$ [1123]	$m_j(1012)$ [1011]
		φ_1	Φ	φ_2					
Исходное	1	34	85	20	0,023	0,054	0,326	0,218	0,244
	2	167	90	20	0,019	0,000	0,328	0,223	0,249
	3	150	90	20	0,014	0,000	0,328	0,223	0,249
	4	20	90	20	0,050	0,000	0,328	0,223	0,246
	5	177	85	0	0,019	0,058	0,286	0,218	0,249
	6	131	90	0	0,088	0,000	0,289	0,223	0,249
	7	58	90	0	0,027	0,000	0,289	0,223	0,249
	8	85	90	0	0,096	0,000	0,289	0,223	0,249
	9	62	90	20	0,008	0,000	0,328	0,223	0,249
	10	0	60	20	0,015	0,000	0,328	0,223	0,249
	11	135	90	20	0,05	0,000	0,328	0,223	0,249
	12	101	90	20	0,012	0,000	0,328	0,223	0,249
	13	4	85	20	0,035	0,054	0,326	0,218	0,244
Бестекстурная компонента					0,545	0,20	0,159	0,150	0,125
Обобщенный фактор Шмида						0,113	0,227	0,183	0,181
Ориентационный фактор						8,845	4,407	5,464	5,514
$4B_c$	1	91	45	40	0,122	0,313	0,164	0,200	0,133
	2	71	49	15	0,063	0,319	0,190	0,183	0,106
	3	117	49	15	0,004	0,319	0,190	0,183	0,106
	4	75	0	40	0,001	0,000	0,000	0,447	0,499
	5	136	0	40	0,001	0,000	0,000	0,447	0,499
	6	65	45	0	0,017	0,333	0,144	0,187	0,125
	7	83	55	0	0,015	0,313	0,194	0,141	0,113
	8	102	45	0	0,017	0,333	0,144	0,187	0,125
	9	128	50	0	0,001	0,328	0,169	0,153	0,187
Бестекстурная компонента					0,759	0,20	0,159	0,150	0,125
Обобщенный фактор Шмида						0,228	0,161	0,160	0,125
Ориентационный фактор						4,391	6,195	6,250	7,986
$4B_c$ 375 °С, 1 ч	1	131	44	45	0,010	0,322	0,161	0,198	0,138
	2	66	36	0	0,015	0,317	0,100	0,240	0,240
	3	98	35	0	0,017	0,313	0,095	0,246	0,253
	4	85	39	0	0,013	0,326	0,114	0,224	0,203
	5	113	49	0	0,012	0,330	0,164	0,160	0,090
	6	80	45	30	0,041	0,289	0,144	0,204	0,136
	7	120	39	30	0,010	0,282	0,114	0,217	0,203
	8	96	29	30	0,010	0,245	0,068	0,289	0,323
	9	70	39	45	0,010	0,315	0,132	0,217	0,203
	10	96	40	45	0,010	0,317	0,138	0,211	0,190
Бестекстурная компонента					0,852	0,20	0,159	0,150	0,125
Обобщенный фактор Шмида						0,215	0,154	0,160	0,134
Ориентационный фактор						4,644	6,490	6,246	7,450

свойств в исследуемой плоскости образца можно определить по формуле

$$KA = \frac{M(q_{\min}, 0)}{M(q_{\min}, 90)}, \quad (6)$$

где 0 соответствует направлению Z, а 90 — направлению Y.

Как следует из литературных данных [12], при одноосном растяжении и комнатной температуре пластическая деформация исследуемого магниевого сплава обеспечивается базисным {0001}, призматическим {1010} и пирамидальным {1011} скольжениями дис-

локаций вдоль направления $\langle 1120 \rangle$, а также пирамидальным скольжением $\{1122\}\langle 1123 \rangle$ и двойникованием $\{1012\}\langle 1011 \rangle$. В нашем случае критические напряжения сдвига для данных систем деформаций оценивались по методикам, описанным в работах [12, 13].

Исследование текстуры методом КРТА. На рис. 1, а представлены полюсные фигуры {00.4} сплава МА2-1пч в исходном горячепрессованном состоянии, а также после РКУП по маршруту $4B_c$ и последующего отжига при температуре 375 °С в течение 1 ч. В табл. 1 — ориентировки в виде углов Эйлера,

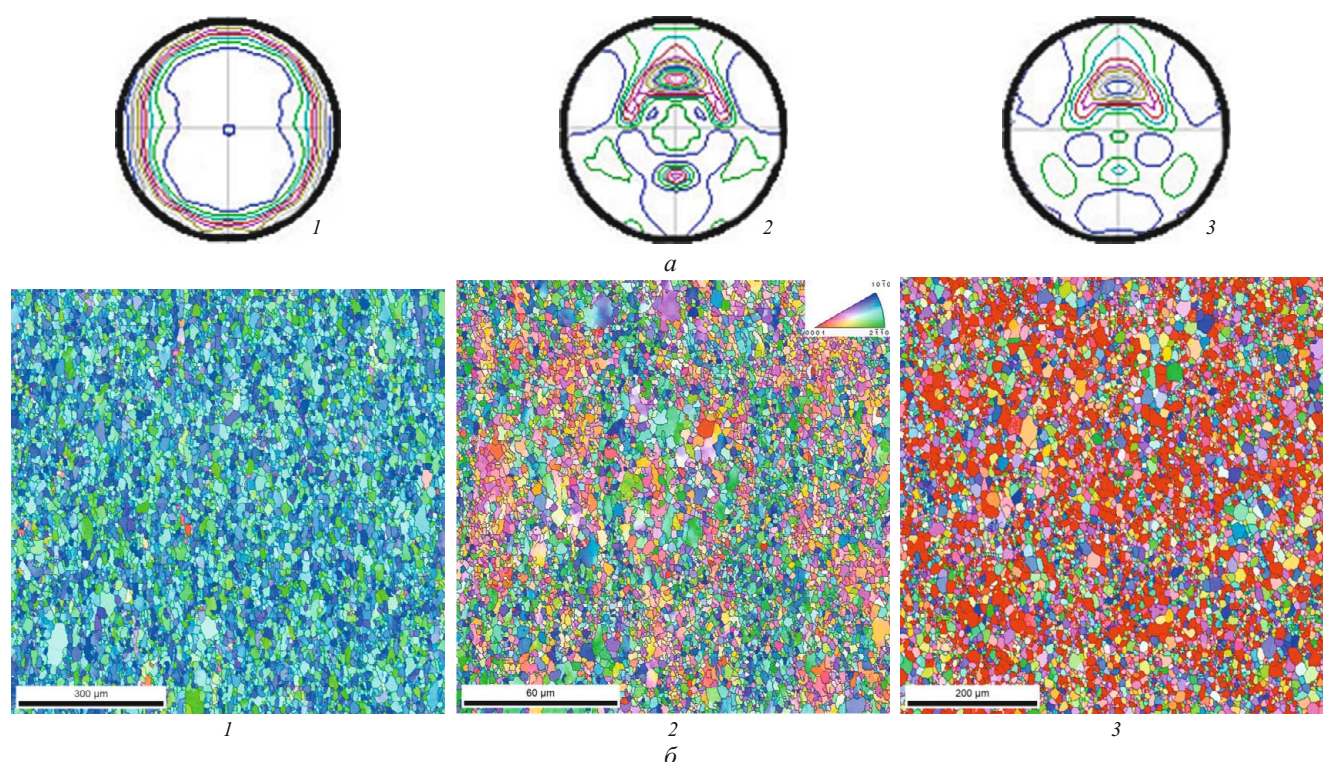


Рис. 1. Прямые полюсные фигуры (*а*) и ориентационные карты микроструктуры (*б*) для сплава МА2-1пч: 1 — исходное горячепрессованное состояние; 2 — после РКУП по маршруту $4B_c$; 3 — после РКУП по маршруту $4B_c$ и отжига при 375° в течение 1 ч

объемная доля ориентировок, рассчитанные факторы Шмида и ориентационные факторы для основных систем деформации.

Данные свидетельствуют, что исходная текстура сплава характеризуется набором основных ориентировок, характерных для горячепрессованных прутков с преимущественным преобладанием направлений $\langle 1010 \rangle$ и $\langle 1120 \rangle$, параллельных направлению прессования. Текстура довольно острая, объемная доля бестекстурной компоненты составляет 0,55.

После РКУП по маршруту $4B_c$ происходит радикальное изменение типа и остроты текстуры, вызванное интенсивными сдвиговыми деформациями в плоскостях, расположенных под углом $\sim 45^\circ$ к направлению прессования. Острая призматическая текстура исходного горячепрессованного состояния после РКУП сменяется рассеянной наклоненной на угол $\sim 45^\circ$ к направлению прессования базисной текстурой. Объемная доля бестекстурной компоненты после РКУП увеличивается до 0,76.

После отжига при 375°C в течение 1 ч рассеянная базисная текстура, сформированная после РКУП по маршруту $4B_c$, не меняется. Степень рассеяния текстуры возрастает, что отражается на объемной доле бестекстурной компоненты, равной 0,85.

В исходном состоянии самая активная система деформации — призматическое скольжение, ориентационный фактор которой минимален. После РКУП происходит изменение активности систем деформаций: теперь наиболее активно базисное скольжение,

ориентационный фактор которого существенно (более чем в 2 раза) меньше, чем в исходном состоянии. Активность остальных систем деформации понижается по сравнению с исходным состоянием. Последующий отжиг практически не меняет величины ориентационных факторов и степень активности основных систем деформации.

Исследование микроструктуры и текстуры методом ДОРЭ. На рис. 1, б приведены ориентационные карты микроструктуры сплава в исходном состоянии, после РКУП по маршруту $4B_c$ и последующего отжига при температуре 375°C в течение 1 ч. По картам определяли ориентировку и средний размер зерен. Синий и зеленые цвета соответствуют призматическим ориентировкам, красные и оранжевые — наклонным базисным полюсам. Видно, что в исходном состоянии преобладают призматические компоненты. После РКУП появляются ориентировки, соответствующие наклонным базисным полюсам (красные и оранжевые цвета). Эти зерна преимущественно располагаются в полосах сдвига, которые в свою очередь ориентированы вдоль направления Y в плоскости, перпендикулярной X . После отжига данные полосы практически исчезают и подавляющее большинство зерен имеет ориентировку наклонных базисных полюсов.

На рис. 2 представлены факторы Шмида для базисного и призматического скольжений для зерен и их размеров вдоль направления Z , перпендикулярного направлению Y в плоскости, перпендикулярной X . В исходном состоянии факторы Шмида для обеих систем деформации и размеры зерен практически

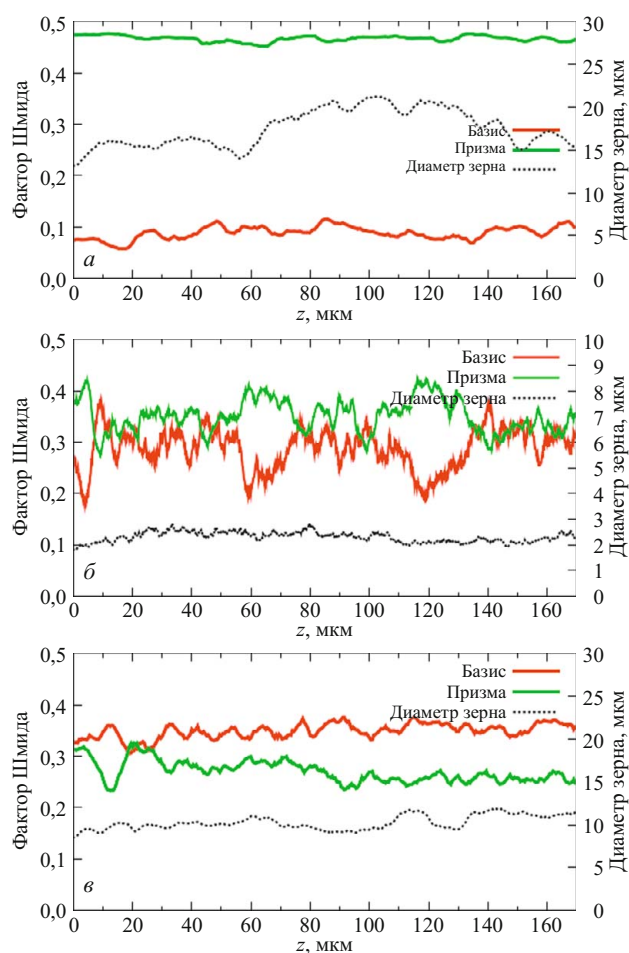


Рис. 2. Факторы Шмида для сплава МА2-1пч: *а* — исходное горячепрессованное состояние; *б* — после РКУП по маршруту $4B_c$; *в* — после РКУП по маршруту $4B_c$ и отжига при 375°C в течение 1 ч

не меняются вдоль Z . Это состояние характеризуется повышенной активностью призматического скольжения (фактор Шмида близок к 0,5) и размером зерен ~ 15 мкм. После РКУП изменения факторов Шмида для обеих систем деформации носят немонотонный характер. В полосах сдвига наблюдается увеличение и уменьшение факторов Шмида для базисного и призматического скольжений соответственно. В областях вне полос изменение факторов Шмида — обратное. Полосы сдвига достигают при этом 60, а внеполосное пространство — ~ 30 мкм. Средний размер зерен практически не меняется вдоль Z и составляет $\sim 2,3$ мкм. Таким образом, данные показывают, что в полосах сдвига повышается активность базисного и понижается активность призматического скольжений, а в областях вне полос наоборот. Причем это обусловлено только изменением типа и остроты текстуры в полосах сдвига.

В результате последующего после РКУП отжига снова происходит «выравнивание» факторов Шмида вдоль Z , как это было в исходном состоянии. Размер зерен практически не меняется, при этом средний размер достигает $\sim 10,3$ мкм. Эти данные вместе с ори-

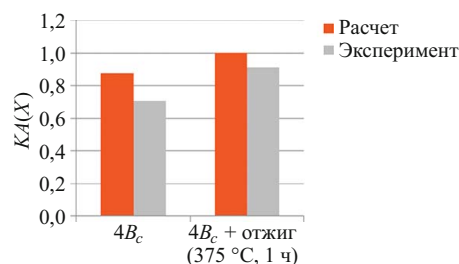


Рис. 3. Экспериментальные и расчетные коэффициенты анизотропии, определенные в плоскости, перпендикулярной X , после РКУП и рекристаллизационного отжига

ентационными картами микроструктуры показывают, что после рекристаллизационного отжига полосы сдвига практически исчезают.

Исследование анизотропии предела прочности. В табл. 2 приведены значения предела прочности, измеренные в плоскости, перпендикулярной X , в двух ортогональных направлениях Y и Z после РКУП и последующего отжига.

Результаты выявляют значительную анизотропию предела прочности после РКУП, которая, однако, заметно уменьшается после рекристаллизационного отжига.

На рис. 3 представлены экспериментальные и расчетные коэффициенты анизотропии, определенные по формуле (6) в плоскости, перпендикулярной X , после РКУП и последующего рекристаллизационного отжига. Экспериментальные коэффициенты, полученные из испытаний на одноосное растяжение, меньше расчетных, определенных по текстуре в рамках модели Тейлора – Бишоп – Хилла (0,71 и 0,88 соответственно). Но после отжига это различие значительно уменьшается вместе с понижением параметров анизотропии (0,91 и 1,0 соответственно). Вероятно, это можно связать с ориентацией полос сдвига в плоскости исследуемых образцов, перпендикулярной X . После РКУП предел прочности, измеренный поперек полос сдвига, ориентированных вдоль Y , был значительно меньше измеренного вдоль полос. Следовательно, и отношение этих величин (коэффициент анизотропии) оказалось меньше соответствующей расчетной величины (не учитывалось влияние структурных неоднородностей). После отжига, когда полосы практически исчезли, разница между поперечными и продольными величинами предела прочности заметно уменьшилась.

Таблица 2. Предел прочности σ_b в плоскости X в двух взаимно перпендикулярных направлениях Y и Z , измеренный после РКУП и последующего отжига

Режим обработки	Плоскость образца	Направление испытаний	σ_b , МПа
РКУП	$4B_c$ - X	Вдоль Z	206
		Вдоль Y	291
РКУП + отжиг (375°C , 1 ч)	$4B_c$ - X	Вдоль Z	232
		Вдоль Y	256

Расчетные и экспериментальные коэффициенты анизотропии приблизились друг к другу, что привело к повышению коэффициента анизотропии. Следовательно, учитывая неоднородности микроструктуры в виде полос сдвига, выявленных на ориентационных картах микроструктуры, можно объяснить уровень анизотропии прочностных механических свойств исследуемого образца.

Таким образом, использование методов КРТА и ДОРЭ дало возможность описать основные ориентировки, формирующиеся в сплаве МА2-1пч после РКУП и последующего отжига. Расчет прочностных свойств в двух взаимно ортогональных осях Z и Y позволил оценить вклад текстуры в уровень анизотропии. Ориентационные карты микроструктуры, построенные для плоскости, перпендикулярной X , после РКУП по маршруту $4B_c$, выявили полосы сдвига, ориентированные вдоль направления Y . Ориентировки зерен в этих полосах характеризуются базисными плоскостями, наклоненными на $40 - 55^\circ$ к направлению прессования. В то же время в межполосном пространстве присутствуют ориентировки призматического вида, типичные для полученных после прямого прессования. Ориентационные факторы Шмида, рассчитанные в направлении, перпендикулярном ориентации полос, свидетельствуют об активизации базисного и призматического скольжений внутри и вне полос сдвига соответственно. Выявленная анизотропия прочностных свойств в значительной степени связана со структурой и ориентацией полос сдвига, так как после рекристаллизационного отжига они практически исчезают и уровень пластической анизотропии падает до величины, соответствующей вкладу кристаллографической текстуры.

ЛИТЕРАТУРА

1. Сегал В. М., Резников В. И., Копылов В. И., Павлик Д. А., Малишев В. М. Процессы пластического структурообразования металлов. — Минск: Наука и техника, 1994. — 232 с.
2. Валиев Р. З., Александров И. В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. — М.: Логос, 2000. — 272 с.
3. Segal V. M. Equal channel angular extrusion: from macromechanics to structure formation / Materials Science and Engineering. 1999. Vol. A271. P. 322 – 333.
4. Figueiredo R. B., Aguilar M. T. P., Cetlin P. R. Finite element modeling of plastic instability during ECAP processing of flow-softening materials / Materials Science and Engineering, 2006. Vol. A430. P. 179 – 184.
5. Kang F., Wang J. T., Peng Y. Deformation and fracture during equal channel angular pressing of AZ31 magnesium alloy / Materials Science and Engineering. 2008. Vol. A487. P. 68 – 73.
6. Серебряный В. Н., Дьяконов Г. С., Копылов В. И., Салищев Г. А., Добаткин С. В. Вклад текстуры и структуры в повышение низкотемпературной пластичности сплава МА2-1пч системы $Mg - Al - Zn - Mn$, подвергнутого РКУП и отжигам / ФММ. 2013. Т. 114. № 5. С. 488 – 496.
7. Серебряный В. Н., Куртасов С. Ф., Литвинович М. А. Изучение ошибок ФРО при обращении полюсных фигур с использованием статистического метода гребневых оценок / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2007. Т. 73. № 4. С. 29 – 35.
8. Куртасов С. Ф. Методика количественного анализа текстур прокатки материалов с кубической симметрией кристаллической решетки / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2007. Т. 73. № 7. С. 41 – 44.
9. Серебряный В. Н., Добаткин С. В., Копылов В. И. Влияние текстуры и микроструктуры на механические свойства сплава МА2-1 после равноканального углового прессования / Технология легких сплавов. 2009. № 3. С. 28 – 35.
10. Thornburg D. R., Piehler H. R. An Analysis of Constrained Deformation by Slip and Twinning in Hexagonal Close Packed Metals and Alloys / Metallurgical Transactions A. 1975. Vol. 6A. P. 1511 – 1523.
11. Bunge H. J. Technological Applications of Texture Analysis / Z. Metallkunde. 1985. Vol. 76. P. 457 – 470.
12. Серебряный В. Н., Позднякова Н. Н. Количественная оценка коэффициента нормальной анизотропии листов сплава AZ31 / Металлы. 2009. № 1. С. 66 – 72.
13. Серебряный В. Н., Иванова Т. М., Копылов В. И., Добаткин С. В., Позднякова Н. Н., Пименов В. А., Савелова Т. И. Влияние режимов равноканального углового прессования и отжига на текстуру, микроструктуру и деформируемость сплава МА2-1 / Металлы. 2010. № 4. С. 82 – 92.

REFERENCES

1. Segal V. M., Reznikov V. I., Kopylov V. I., Pavlik D. A., Malyshchev V. M. Protsessy plasticheskogo strukturoobrazovaniya metallov [Plastic structure formation processes of metals]. — Minsk: Nauka i tehnika, 1994. — 232 p. [in Russian].
2. Valiev R. Z., Aleksandrov I. V. Nanostrukturnye materialy, poluchennyye intensivnoy plasticheskoy deformatsiei [Nanostructured materials obtained by severe plastic deformation]. — Moscow: Logos, 2000. — 272 p. [in Russian].
3. Segal V. M. Equal channel angular extrusion: from macromechanics to structure formation / Materials Science and Engineering. 1999. Vol. A271. P. 322 – 333.
4. Figueiredo R. B., Aguilar M. T. P., Cetlin P. R. Finite element modeling of plastic instability during ECAP processing of flow-softening materials / Materials Science and Engineering, 2006. Vol. A430. P. 179 – 184.
5. Kang F., Wang J. T., Peng Y. Deformation and fracture during equal channel angular pressing of AZ31 magnesium alloy / Materials Science and Engineering. 2008. Vol. A487. P. 68 – 73.
6. Serebryany V. N., D'yakonov G. S., Kopylov V. I., Salishchev G. A., Dobatkin S. V. Vklad tekstury i struktury v povyshenie nizkoterturnoy plastichnosti splava MA2-1pch sistemy $Mg - Al - Zn - Mn$, podvergnutogo RKUP i otzhigam [Texture and structure contribution to low-temperature ductility enhancement of $Mg - Al - Zn - Mn$ alloy MA2-1pch after ECAP and annealing] / Fiz. Met. Metalloved. 2013. Vol. 114. N 5. P. 488 – 496 [in Russian].
7. Serebryany V. N., Kurtasov S. F., Litvinovich M. A. Izuchenie oshibok FRO pri obrashchenii polyusnykh figur s ispozovaniem statisticheskogo metoda grebnevyykh otsenok [The ODF error study in pole figures conversion using the statistical method of ridge estimates] / Zavod. Lab. Diagn. Mater. 2007. Vol. 73. N 4. P. 29 – 35 [in Russian].
8. Kurtasov S. F. Metodika kolichestvennogo analiza tekstur prokatki materialov s kubicheskoi simmetriey kristallicheskoj reshetki [Quantitative analysis of the textures of rolled materials having cubic symmetry of crystal lattice] / Zavod. Lab. Diagn. Mater. 2007. Vol. 73. N 7. P. 41 – 44.
9. Serebryany V. N., Dobatkin S. V., Kopylov V. I. Vliyanie tekstury i mikrostrukturny na mekhanicheskie svoistva splava MA2-1 posle ravno-kanal'nogo uglovogo pressovaniya [Texture and microstructure influence on the mechanical properties of the alloy MA2-1 after equal channel angular pressing] / Tekhnol. Legk. Splavov. 2009. N 3. P. 28 – 35.
10. Thornburg D. R., Piehler H. R. An Analysis of Constrained Deformation by Slip and Twinning in Hexagonal Close Packed Metals and Alloys / Metallurgical Transactions A. 1975. Vol. 6A. P. 1511 – 1523.
11. Bunge H. J. Technological Applications of Texture Analysis / Z. Metallkunde. 1985. Vol. 76. P. 457 – 470.
12. Serebryany V. N., Pozdnyakova N. N. Kolichestvennaya otsenka koefitsienta normal'noi anizotropii listov splava AZ31 [Evaluation of the normal anisotropy coefficient in AZ31 alloy sheets] / Metall. 2009. N 1. P. 66 – 72.
13. Serebryany V. N., Ivanova T. M., Kopylov V. I., Dobatkin S. V., Pozdnyakova N. N., Pimenov V. A., Savyolova T. I. Vliyanie rezhimov ravnokanal'nogo uglovogo pressovaniya i otzhiga na teksturu, mikrostrukturnu i deformiruemos't' splava MA2-1 [Effect of equal channel angular pressing and annealing on the texture, microstructure and deformability of an MA2-1 alloy] / Metall. 2010. N 4. P. 82 – 92.