

АНАЛИЗ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ПРИ ОБРАБОТКЕ РУЛОННОЙ ЗАГОТОВКИ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОЙ БЕССЛИТКОВОЙ ПРОКАТКОЙ

© 2016 г. В.А. Михеев, Л.В. Журавель

Самарский национальный исследовательский университет
им. акад. С.П. Королева (Самарский университет)

Статья поступила в редакцию 10.06.15 г., доработана 25.11.15 г., подписана в печать 27.11.15 г.

При анализе структурных изменений ленты при обработке рулонной заготовки, полученной бесслитковой прокаткой из легких алюминиевых сплавов системы Al–Mn–Fe–Si, предложено идентифицировать текстуры по показателю обобщенной полюсной плотности и установить размеры структурных элементов в зависимости от области когерентного рассеяния рентгеновских лучей. Соотнося полученные данные с фазами материала, а также оценивая согласование упрочнения с пластической деформацией при холодной прокатке, определено место отжига между проходами подбором, за счет сближения значения обобщенной полюсной плотности после его определения с помощью рентгенограммы образцов рулонной заготовки и ленты после каждого прохода.

Ключевые слова: рулонная заготовка, легкий алюминиевый сплав, проходы холодной прокатки, текстура и структура, обобщенная полюсная плотность.

Михеев В.А. — докт. техн. наук, профессор кафедры обработки металлов давлением Самарского университета (443086, г. Самара, Московское шоссе, 34). E-mail: vamicheev@rambler.ru.

Журавель Л.В. — канд. техн. наук, доцент кафедры физики твердого тела и неравновесных систем Самарского университета. E-mail: zhuravel.leonid@mail.ru.

Для цитирования: Михеев В.А., Журавель Л.В. Анализ структурных изменений при обработке рулонной заготовки из алюминиевого сплава, полученной бесслитковой прокаткой // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 3. С. 56–64. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-3-56-64.

Mikheev V.A., Zhuravel L.V.

Analysis of structural changes when processing aluminum alloy roll billets produced by ingotless rolling

The paper reviews structural changes after processing the roll billet manufactured of lightweight Al–Mn–Fe–Si aluminum alloys by ingotless rolling. It was also proposed to identify the texture by the generalized pole density index and to set the structural element dimensions depending on the field of coherent X-rays scattering. Correlating the findings with the phases of the material, as well as evaluating the matching of hardening with the cold rolling plastic deformation, the place of annealing between the passes was defined by selection and due to convergence of the generalized pole density value after its determination by X-ray patterns of the roll billet samples and the strip after each pass.

Keywords: roll billet, lightweight aluminum alloy, cold rolling passes, texture and structure, generalized pole density.

Mikheev V.A. — Dr. Sci. (Tech.), prof., Department of processing of metals by pressure, Samara University (443086, Russia, Samara, Moskovskoe shosse, 34). E-mail: vamicheev@rambler.ru.

Zhuravel L.V. — Cand. Sci. (Tech.), associate prof., Department of solid state physics and non-equilibrium systems, Samara University. E-mail: zhuravel.leonid@mail.ru.

Citation: Mikheev V.A., Zhuravel L.V. Analiz strukturnykh izmenenii pri obrabotke rulonnoi zagotovki iz alyuminievogo splava, poluchennoi besslitkovoi prokatkoi. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 3. P. 56–64. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-3-56-64.

Введение

Рулонная заготовка, как полуфабрикат из легкого алюминиевого сплава 3307 системы Al–Mn–Fe–Si, традиционно получаемая прокаткой литого слитка на горячей линии прокатного стана до толщины 4,5 мм, при последующей холодной прокат-

ке раскатывается до ленты толщиной 0,1–0,25 мм с возможным промежуточным отжигом. Холодная пластическая деформация — единственный способ повысить прочность ленты из этого сплава для изготовления легких профилей различных

конструкций, так как при термической обработке он не упрочняется. Очень высокая пластичность сплава дает возможность значительно упрочнить его холодной деформацией.

Процесс бесслитковой прокатки рулонной заготовки существенно отличается от процесса получения горячекатаного полуфабриката из литого слитка. В первом случае в валках литейно-прокатного комплекса последовательно происходят процессы кристаллизации и деформации металла, тогда как во втором — эти два процесса осуществляются на разных агрегатах. Преимущество совмещения процессов литья и прокатки в единый технологический процесс при производстве рулонной заготовки заключается в том, что отпадает необходимость в заготовительных станах горячей прокатки, так как возможно получение заготовки толщиной 6 мм, наиболее целесообразной для дальнейшей прокатки ее в ленту. Совмещение указанных процессов позволяет исключить нагрев металла перед прокаткой, а следовательно, можно обойтись без нагревательных печей, которые расходуют много топлива и электроэнергии [1–3].

Однако существует проблема формирования регламентированной структуры и прочности изготавливаемой ленты. Макроструктура рулонного материала, полученного методом бесслитковой прокатки, состоит из двух четко разграниченных слоев. Это объясняется тем, что в момент соприкосновения жидкого металла с валками-кристаллизаторами на их поверхности образуются очаги (центры) кристаллизации, которые являются центрами «намораживания» металла как на верхнем, так и на нижнем валках. Образовавшиеся верхняя и нижняя «корочки» металла соединяются друг с другом в плоскости строго по оси прокатки и в результате горячей деформации металла прочно свариваются. Двухслойное строение может сохраняться и при последующей холодной прокатке. Однако при нагреве до 350–480 °С происходят рекристаллизация и исчезновение границы раздела двух слоев.

Кроме того, для расплава применяется шихта, в которую включают как первичный, так и вторичный алюминий. Изделия из алюминиевых сплавов, в зависимости от химического состава, имеют нестабильные свойства. При этом значительная часть дефектов наследуется именно от шихтовых материалов и зависит от схемы рафинирования и обработки расплава, технологических параметров совмещенного процесса (температурный режим,

величина деформации в активной зоне, скорость литья и т.д.). Поэтому для получения качественной алюминиевой рулонной заготовки за рубежом уделено особое внимание подготовке расплава к литью и разработке схем совмещенного процесса [4–7].

В процессе холодной прокатки рулонной заготовки видоизменяется ее текстура. Текстура литого состояния переходит в текстуру деформации, которая, как правило, является многокомпонентной и определяет поведение материала при пластической деформации. Текстура рекристаллизации, вследствие причинной связи с текстурой деформации, занимает особое положение, особенно у алюминиевых сплавов, полученных способом бесслитковой прокатки. Изменения текстуры деформации и появление кубической ориентировки рекристаллизации особенно хорошо видны на полюсных фигурах легких алюминиевых сплавов обычной чистоты после рекристаллизационного отжига [8].

Текстура рулонного материала из легких алюминиевых сплавов системы Al—Mn—Fe—Si крайне чувствительна к малейшим изменениям условий последующей холодной прокатки, так как изменение кристаллографической ориентировки может быть вызвано отличиями структур недеформированной рулонной заготовки, полученной слитковым и бесслитковым способами, а также вторичными соединениями либо примесными фазами. Предположение о том, что чистота сплава может влиять на тип текстуры рекристаллизации, подтверждено в зависимости от соотношения примесей Fe и Si во вторичном алюминии [9].

Для повышения эффективности работы предприятия, которое перешло на бесслитковый способ получения рулонного материала после установки на своем участке литейно-прокатного комплекса фирмы «Hanter Engineering» (США) и нереверсивного стана холодной прокатки MINO, необходимо поддерживать стабильность механических свойств готового изделия из легких алюминиевых сплавов 3307, имеющих следующий химический состав, %: 0,5–0,9 Mn; 0,8 Fe; 0,6 Si; 0,3 Cu; 0,3 Mg; 0,4 Zn; 0,1 Ti; 0,2 Cr (ГОСТ 4784-97). Промышленный сплав 3307 является многокомпонентным из-за наличия определенного количества железа и кремния. Следует отметить, что кремний сильно уменьшает растворимость марганца в алюминии. В чистом алюминии при $t = 500$ °С растворяется 0,4 % Mn, а в алюминии с 0,1 Fe и 0,65 Si — всего 0,05 % Mn.

Кроме того, соединение Al_6Mn может растворять в себе значительные количества железа. Этот раствор обозначают $Al_6(MnFe)$. С добавками кремния наряду с кристаллами Al_6Mn и Si может наблюдаться тройная фаза, представляющая собой твердый раствор на основе соединения $Al_{10}Mn_2Si$ (фаза T), которая образует скелетообразные кристаллы. При одновременном содержании железа и кремния в сплаве 3307 могут также образовываться фазы $\alpha(AlFeSi)$, $(AlMnSiFe)$.

Неоднородность данного сплава по химическому составу, в свою очередь, усиливает неравномерность деформации по объему металла. В итоге рекристаллизация начинается в небольшом числе центров, и зерна из этих центров успевают вырасти до больших размеров, прежде чем начнется рекристаллизация в остальных объемах. Величину рекристаллизованного зерна можно уменьшить быстрым нагревом нагартованного материала до температуры рекристаллизации или гомогенизацией полуфабриката, выравнивающей распределение марганца по зерну.

Приведенные особенности промышленного сплава 3307 требуют выполнения анализа технологического процесса, включающего бесслитковую прокатку рулонной заготовки и стадии холодной прокатки при переработке ее в ленту. Такой анализ возможен при рассмотрении текстуры кристаллизации при бесслитковой прокатке, текстуры деформации и текстуры рекристаллизации при холодной прокатке. Изучение текстур приобретает практическое значение, если иметь представление о типе текстуры, которую дают обратные полюсные фигуры (ОПФ) [10].

Поэтому необходимо рассмотреть методы выявления текстур и получить экспериментальные результаты их определения по данным рентгенографического анализа с рекомендацией приближенных оценок полюсной плотности в отдельных точках ОПФ.

Методика исследований

Вследствие сложных особенностей воздействия при прокатке каждое зерно разбивается на разориентированные пачки скольжения (субзерна), так что текстура прокатки имеет многокомпонентный характер и ее рассеяние в пределах каждого зерна может быть значительным. Текстуру прокатки принято описывать миллеровскими индексами семейства плоскостей, преимущественно совпа-

дающих с плоскостью прокатки (hkl) и кристаллографическим направлением $[uvw]$, совпадающим с направлением прокатки [11].

Методы, позволяющие определить сложные текстуры в рулонной заготовке и холоднокатаной ленте, можно наглядно изобразить на полюсных фигурах, которые характеризуются тем, что при соответствующем вращении образца в гониометре рентгеновского дифрактометра все возможные в образце ориентировки плоскостей $\{hkl\}$ поочередно попадают в отражающее положение. При этом определяют интенсивности дифракционных пиков (I) и углы отражения (Θ), рассчитывая не только межплоскостные расстояния, но и текстуру по полюсной плотности с помощью ОПФ [12, 13]. Это стандартные проекции, которые представляют собой распределение ориентировки внешних осей в плоскости прокатки листа, например в направлении прокатки, относительно кристаллографических направлений в решетке.

Обратные полюсные фигуры строятся в области стереографического треугольника, выделенного из стандартной кубической проекции, вершинами которого являются три главных направления: $[001]$, $[110]$, $[111]$. Проводят рентгеновскую съемку плоских образцов для определения интенсивностей дифракционных линий образца ($I_{hkl}^{обп}$) и бестекстурного эталона ($I_{hkl}^{эт}$). Затем по формуле находят полюсную плотность: $P'_{hkl} = I_{hkl}^{обп} / I_{hkl}^{эт}$. Ненормированная плотность полюсов (hkl) (P'_{hkl}) отличается от истинной (P_{hkl}) на нормировочный множитель N , одинаковый для всех дифракционных пиков. Для исключения погрешности при вычислении полюсной плотности проводят операцию нормирования: $P_{hkl} = NP'_{hkl}$.

Расчет полюсной плотности рефлекса проведен методом, предусматривающим ее приближенную оценку в отдельных точках ОПФ. В этом случае используется формула

$$P_{hkl} = \frac{P'_{hkl}}{\sum_{hkl} (A_{hkl} P'_{hkl})},$$

где A_{hkl} — доля кристаллитов, рассеивающих рентгеновские лучи от определенных плоскостей; $\sum_{hkl} (A_{hkl} P'_{hkl})$ — обобщенная полюсная плотность. Значение A_{hkl} определяется долей площади поверхности стереографического треугольника вокруг нормали к плоскости (hkl), ограниченной большими кругами, делящими пополам угловые расстояния между соседними нормальными на стереографической проекции (рис. 1).

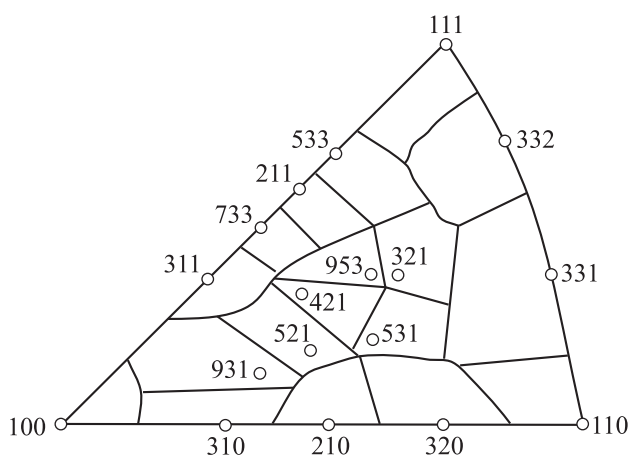


Рис. 1. Участки анализируемых нормалей в области стереографического треугольника, которые связаны с их ограниченным числом

Нормировочный множитель вычисляют по формуле

$$N = \frac{1}{\sum_{hkl} (A_{hkl} I_{hkl}^{обп} / I_{hkl}^{эт})}$$

Суммирование в данном выражении проводят по всем дифракционным пикам. Данный метод характеризуется простотой обработки экспериментальных данных. При этом учитывается неравномерность распределения анализируемых нормалей в области стереографического треугольника, связанная с их определенным числом. Стереографический треугольник разбивают на участки, пропорциональные A_{hkl} — долям кристаллитов, рассеивающих рентгеновские лучи от плоскостей.

Характер текстуры определяется многими факторами, связанными с особенностями самой структуры материала и условиями деформирования. Кроме того, текстура рекристаллизации либо идентична текстуре деформации, либо отличается от нее. Характер текстуры рекристаллизации зависит от размера зерна, текстуры до деформации, наличия и дисперсности вторичных соединений и примесных фаз, способа получения текстуры деформации, условий нагрева и т.д. [14–18].

Изучение дифракционным методом размера зерен, частиц (или областей когерентного рассеяния) основано на изменении формы профиля дифракционного отражения при изменении размера зерен [19]. Рентгеноструктурным методом можно определить размер зерен, усредненный по исследуемому объему образца.

В общем случае, когда структурные элементы материала имеют произвольную форму, средний

размер зерен (субзерен) принято находить по формуле Дебая—Шеррера:

$$D = \frac{K_{hkl} \lambda}{W(2\Theta) \cos \Theta},$$

где λ — длина волны, для медного излучения равная $\lambda = 1,540 \text{ \AA}$; $W(2\Theta)$ — интегральная ширина пиков, которая определяется шириной дифракционного пика на половине его высоты; Θ — угол Вульфа—Брэгга; K_{hkl} — постоянная Шеррера, значения которой для отражений с различными кристаллографическими плоскостями ГЦК-решетки следующие:

(hkl)	(111)	(200)	(220)	(311)	(222)
K_{hkl}	1,1547	1,0000	1,0606	1,1359	1,1547

Исследования легкого алюминиевого сплава системы Al—Mn—Fe—Si проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 при следующих параметрах: излучение — $\text{CuK}\alpha$; напряжение — 40 кВ; сила тока — 20 мА; фильтр — Ni; щель горизонтальная (трубка) — 6 мм; щель Соллера — 1,5°; щель вертикальная (трубка) — 2 мм; щель вертикальная (детектор) — 0,1 мм; щель горизонтальная регулируемая (детектор) — 10 мм; экспозиция — 2 с; шаг съемки — 0,02°.

Размеры субзерен рассчитывали по пикам интенсивностей дифрактограмм. Установлены связи между пределом текучести материала (σ_T) и размером субзерна на основании соотношения Холла—Петча: $\sigma_T = \sigma_0 + kD^{-1/2}$, где $\sigma_0 = 2,5 \cdot 10^{-4} G$ — напряжение Пайерлса; k — коэффициент Петча; D — средний размер субзерна. Коэффициент Петча определяли по формуле

$$k = \frac{1,6G \sqrt{b\Theta^i}}{2\pi(1-\nu)}$$

где G — модуль сдвига ($G = 26500 \text{ МПа}$); b — модуль вектора Бюргерса ($4,02 \text{ \AA}$); Θ^i — угол разориентировки соседних субзерен (порядка 0,0523 рад); ν — коэффициент Пуассона ($\nu = 0,32$).

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 2 приведена дифрактограмма образца рулонной заготовки толщиной $S = 6 \text{ мм}$, полученной способом бесслитковой прокатки, а на рис. 3 — образцов ленты с соответствующими толщинами после различных проходов холодной прокатки (с полным отжигом на 7-м проходе). На основании

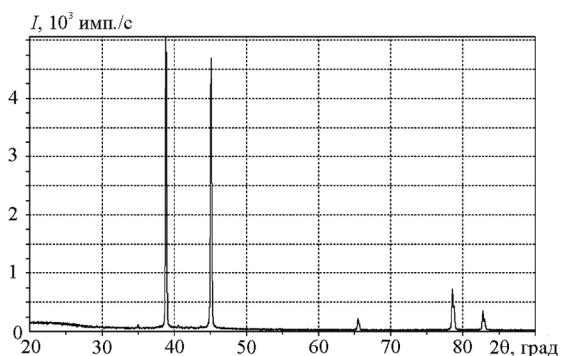


Рис. 2. Дифрактограмма образца рулонного материала толщиной 6 мм, полученного способом бесслитковой прокатки

информации с дифрактограмм, сведенной в табл. 1 и 2, определили:

- межплоскостное расстояние d и индексы интерференции HKL отражающих плоскостей, которые позволили рассчитать параметры элементарной ячейки кубической решетки матрицы алюминиевого сплава;
- перераспределение интенсивностей дифракционных пиков, которые указывают на наличие преимущественной кристаллографической ориентации. После каждого прохода прокатки дифракционные пики перераспределяются по интенсивности между кристаллографическими плос-

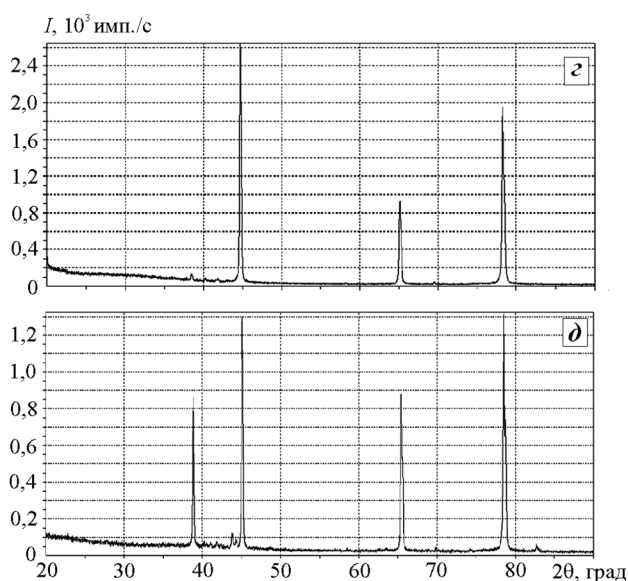
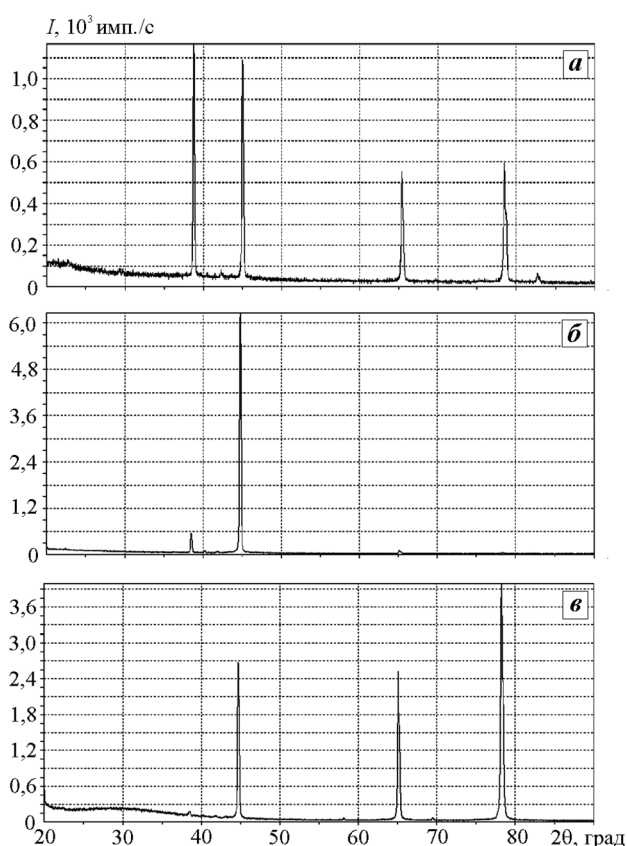


Рис. 3. Дифрактограммы образцов рулонного материала толщиной, мм: 4,0 (а), 0,72 (б), 0,50 (в), 0,26 (з) и 0,10 (д), полученных после 1-го (а), 6-го (б), 7-го с полным отжигом (в), 8-го (з) и 9-го (д) проходов холодной прокатки

Таблица 1

Данные расчета истинной и ненормированной плотностей полюсов (hkl) для образца толщиной 6 мм, полученного способом бесслитковой прокатки

(hkl)	$I_{обр}$, имп./с	2Θ , град	P'_{hkl}	$A_{hkl}P'_{hkl}$	P_{hkl}
(111)	5060	38,8570	50,600	6,072	1,263
(200)	4700	45,1076	114,634	7,336	2,862
(220)	201	65,5417	6,281	0,452	0,024
(311)	700	78,5589	23,333	6,346	0,582
(222)	320	82,7730	80,000	19,840	1,997
				$\sum_{hkl} A_{hkl}P'_{hkl} = 40,046$	

Таблица 2
 Данные расчета истинной и ненормированной плотностей полюсов (hkl) для образцов, полученных на различных проходах холодной прокатки

Толщина образца (S), мм	(hkl)	$I_{обр}$, имп./с	2Θ , град	P'_{hkl}	$A_{hkl}P'_{hkl}$	P_{hkl}
После 1-го прохода						
4,00	(111)	1110	38,8055	11,100	1,332	0,916
	(200)	1020	45,0366	24,878	1,592	2,054
	(220)	526	65,3901	16,437	1,183	1,357
	(311)	575	78,4925	19,166	5,213	1,582
	(222)	45	82,7151	11,250	2,790	0,928
$\sum_{hkl}(A_{hkl}P'_{hkl}) = 12,110$						
После 6-го прохода						
0,72	(111)	480	38,5114	4,800	0,576	0,406
	(200)	6049	44,7675	147,536	9,442	12,491
	(220)	90	65,1311	2,812	0,202	0,238
	(311)	32	78,2663	1,066	0,289	0,090
	(222)	21	82,4650	5,250	1,302	0,444
$\sum_{hkl}(A_{hkl}P'_{hkl}) = 11,811$						
После 7-го прохода и полного отжига ($t = 350$ °С, $\tau = 30$ мин)						
0,50	(111)	70	38,5057	0,700	0,084	0,001
	(200)	2506	44,7500	61,121	3,911	0,023
	(220)	2355	65,1063	73,593	5,298	1,703
	(311)	3739	78,2414	124,633	33,900	2,885
	(222)	—	—	—	—	—
$\sum_{hkl}(A_{hkl}P'_{hkl}) = 43,193$						
После 8-го прохода						
0,26	(111)	68	38,5048	0,680	0,081	0,029
	(200)	2495	44,7559	60,853	3,894	2,643
	(220)	859	65,1074	26,843	1,932	1,166
	(311)	1804	78,2358	60,133	16,366	2,612
	(222)	12	82,4105	3,000	0,744	0,130
$\sum_{hkl}(A_{hkl}P'_{hkl}) = 23,017$						
После 9-го прохода						
0,10	(111)	850	38,8570	0,850	0,102	0,005
	(200)	1300	45,1076	31,707	0,020	0,001
	(220)	880	65,5417	27,50	1,980	0,115
	(311)	1310	78,5589	43,66	11,875	0,695
	(222)	50	82,7730	12,50	3,100	0,181
$\sum_{hkl}(A_{hkl}P'_{hkl}) = 17,077$						

костями, и от прохода к проходу прокатки это перераспределение все более заметно;

• перераспределение интенсивностей, наблюдаемое на рентгенограмме образца толщиной

0,50 мм (см. рис. 3, в) после обжатия на величину деформации 88 % и отжига ($t = 350$ °С, $\tau = 30$ мин) по отношению к предыдущему образцу толщиной 0,72 мм (см. рис. 3, б). Место отжига между толщи-

Таблица 3
Углы отражения, индексы интерференций отражающих плоскостей, межплоскостные расстояния, интенсивности бестекстурного эталона и коэффициенты A_{hkl} алюминия

2 Θ , град	HKL	d , Å	$I_{hkl}^{эт}$, имс./с	A_{hkl}
38,50	111	2,336	100	0,120
44,80	200	2,021	41	0,064
65,10	220	1,432	32	0,072
78,30	311	1,220	30	0,272
82,50	222	1,168	4	0,248

нами 0,50 и 0,26 мм определено подбором за счет сближения значения обобщенной полюсной плотности ($\Sigma AP'_{hkl}$), вычисленного с помощью рентгенограммы образца толщиной 0,50 мм, со значением обобщенной полюсной плотности, найденным из рентгенограммы образца толщиной 6 мм. Такое сближение удалось осуществить после поочередного выполнения указанного отжига следующих образцов: толщиной $S = 4,0$ мм 1-го прохода холодной прокатки; с $S = 2,70$ мм 2-го прохода; $S = 1,95$ мм 3-го прохода; $S = 1,50$ мм 4-го прохода; $S = 1,20$ мм 5-го прохода; $S = 0,72$ мм 6-го прохода и, наконец, $S = 0,50$ мм 7-го прохода. В последнем случае достигли сближения со значением обобщенной полюсной плотности, полученным из рентгенограммы образца толщиной 6 мм. Это подтверждено соответствующими результатами расчета, приведенными в табл. 1 и 2;

Таблица 4
Результаты расчетов и механических испытаний

S , мм	D , Å	$D^{-1/2}$	k	σ_T , МПа	
				Расчет	Эксперимент
6,00	537,1984	0,043145	4555,44	203,17	104,77
4,00	540,0801	0,04303	4558,462	202,77	192,72
2,70	460,2203	0,046614	4557,557	219,07	259,1
1,95	527,9257	0,043522	4558,79	205,03	230,62
1,50	491,7121	0,045097	4567,006	212,58	229,95
1,20	492,5233	0,04506	4567,751	212,44	256,95
0,72	529,4315	0,043461	4568,225	205,16	157,56
0,50 (отжиг, $t = 350$ °С, $\tau = 30$ мин)	491,3062	0,045115	4568,659	212,74	129,76
0,262	583,0594	0,041414	4568,992	195,84	122,2
0,102	439,8031	0,042271	4569,709	267,61	224,92

- регламентируемая прочность ленты из данного сплава обеспечивается за счет последующих проходов холодной прокатки отожженной ленты толщиной 0,50 мм до $S = 0,26$ мм 8-го прохода и до $S = 0,10$ мм 9-го прохода. Это подтверждено данными, приведенными в табл. 4.

- принадлежность фаз, присутствующих в сплаве (фазы α -Al). Кроме того, на рентгенограммах обнаружены дополнительные дифракционные пики, не относящиеся к спектру α -Al, что свидетельствует о присутствии дополнительных фаз на основе алюминия (Al_6Mn либо примесные фазы из вторичного алюминия). Соединение Al_6Mn совместно с алюминием дают эвтектику, содержащую 1,95 % Mn.

Для алюминиевых сплавов можно воспользоваться данными об интенсивностях дифракционных пиков и коэффициентах A_{hkl} (табл. 3) и не проводить рентгеновской съемки эталона [20].

Полюсную плотность P_{hkl} при этом рассчитывают по приведенным формулам. Необходимые для расчета интенсивности бестекстурного эталона и значения A_{hkl} для дифракционных линий на рентгенограммах алюминия берут из табл. 3. Интенсивности, соответствующие углу отражения на дифрактограммах, и вычисленные значения полюсной плотности образцов различной толщины, отвечающей определенному проходу прокатки, занесены в табл. 1, 2.

Достаточно указать значения полюсной плотности около точки элементарного треугольника, соответствующей индексам (hkl). При этом сум-

ма $\sum_{hkl} (A_{hkl} P'_{hkl})$, соответствующая обобщенной полюсной плотности (суммирование проводят по всем дифракционным пикам, см. табл. 1, 2), определяет смену функции в отношении к толщине листа.

Результаты расчетов предела текучести (σ_T) по размерам субструктуры представлены в табл. 4. Проведена обработка экспериментальных значений σ_T с помощью программного комплекса «Minitab», в котором имеется процедура воспроизводимости для нормального распределения статистических данных.

Субзерна определяют малоугловую границу и смену состава системы скольжения деформируемого материала. В качестве постоянной разблокировки можем принять коэффициент Петча k , но рассматривать его только в границах определенного субструктурного диапазона.

Заключение

При прокатке возникает ячеистая субструктура деформируемого материала, которая характеризуется средним размером D (областью когерентного рассеяния рентгеновских лучей). Выделенные интервалы по толщине (S), определяющие проходы холодной прокатки по характеру изменения обобщенной полюсной плотности, указывают на наличие аккумулируемой пластической деформации, а их стык соответствует отжигу.

По результатам исследования было рекомендовано изменить максимальное обжатие листового полуфабриката с 95 до 88 %, что привело к введению отжига именно после 7-го прохода. Это позволило воспрепятствовать образованию микротрещин на кромках холоднокатаного рулона. Степень обжатия при прокатке выбирается не только в зависимости от пластичности материала, но и с учетом установленной текстурованности материала, определяемой толщиной ленты. Используя вышеуказанные данные, необходимо проводить полный отжиг между проходами холодной прокатки согласно текстуре и структуре материала.

Литература

1. Эрхард Г. Непрерывное литье / Пер. с нем. Под ред. В.И. Добаткина. М.: Metallurgizdat, 1961.
2. Черняк С.Н., Коваленко П.А., Симонов В.Н. Бесслитковая прокатка алюминиевой ленты. М.: Metallurgiya, 1976.
3. Напалков В.И., Черепок Г.В., Махов С.В., Черновол Ю.М. Непрерывное литье алюминиевых сплавов. М.: Интермет Инжиниринг, 2005.
4. Slokyer M.Yun., Hunt J.D. Twin roll casting of aluminium alloys // Mater. Sci. Eng. A. 2000. Vol. 280. P. 116—123.
5. Haga T., Takahashi R., Kawa M., Watari H. A vertical-type twin roll caster for aluminium alloy strips // Mater. Process. Technol. 2003. Vol. 140. P. 610—615.
6. Haga T., Suzuki S. Study on high-speed twin roll caster for aluminium alloys // Mater. Process. Technol. 2003. Vol. 143—144. P. 895—900.
7. Haga T., Suzuki S. Melt ejection twin roll caster for the strip casting of aluminium alloy // Mater. Process. Technol. 2003. Vol. 137. P. 92—95.
8. Арышенский В.Ю., Гречникова А.Ф., Ерисов Я.А. Влияние параметров текстуры и структуры на предельное формоизменение обшивочных листов при обтяжке // Вестн. СГАУ. 2012. No. 2. С. 117—124.
9. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. 3-е изд. М.: МИСиС, 2005.
10. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ: Учеб. пос. 4-е изд., доп. и перераб. М.: МИСиС, 2002.
11. Готтштайн Г. Физико-химические основы материаловедения / Пер. с англ. К.Н. Золотовой, Д.О. Чаркина. Под ред. В.П. Зломанова. М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2009.
12. Бернштейн М.Л., Рахштадт А.Г. Металловедение и термическая обработка стали. В 3 т. Т. 1. Методы испытаний и исследования. В 2 кн. Кн. 2. М.: Металлургия, 1991.
13. Брандон Д., Каплан У. Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля: М.: Техносфера, 2004.
14. Гречников Ф.В. Деформирование анизотропных материалов (резервы интенсификации). М.: Машиностроение, 1998.
15. Sachdev A.K. Development of an aluminium sheet alloy with improved formability // Metall. Mater. Trans. 1990. Vol. 21A. P. 165—168.
16. Handbook of aluminium. Vol. 1. Physical metallurgy and processes. / Eds. G.E. Totten, D.S. MacKenzie. N.Y.: Marcel Dekker Inc., 2003.
17. Черепок Г.В., Федоров М.В. Влияние наследственности на структуру и свойства слитков из алюминиевых деформируемых сплавов // Изв. Самарского науч. центра РАН. 1999. No. 2. С. 294—301.
18. Арышенский Е.В., Журавель Л.В., Арышенский В.Ю., Беглов Э.Д. Влияние разупрочнения на механические

свойства и штампуемость ленты из сплава 3140 // *Металловедение и терм. обраб. металлов*. 2014. No. 1. С. 13—16.

19. *Гусев А.И.* Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. 2-е изд., испр. М.: Физматлит, 2007.
20. *Журавель Л.В., Неведов С.А.* Рентгенография металлов: Учеб. пос. Самара: Изд-во «Самарский университет», 2012.

References

1. *Erhard G.* Nepreryvnoe lit'ye [Continuous casting]. Transl. german. Ed. V.I. Dobatkin. Moscow: Metallurgizdat, 1961.
2. *Chernyak S.N., Kovalenko P.A., Simonov V.N.* Besslitkovaya prokatka alyuminievoi lenty [Noningot rolling of aluminium strips]. Moscow: Metallurgiya, 1976.
3. *Napalkov V.I., Cherepok G.V., Makhov S.V., Chernovol Yu.M.* Nepreryvnoye lit'ye alyuminievykh splavov [Continuous casting of aluminium alloys]. Moscow: Internet Engineering, 2005.
4. *Slokyer M.Yun., Hunt J.D.* Twin roll casting of aluminium alloys. *Mater. Sci. Eng. A*. 2000. Vol. 280. P. 116—123.
5. *Haga T., Takahashi R., Kawa M., Watari H.* A vertical-type twin roll caster for aluminium alloy strips. *Mater. Process. Technol.* 2003. Vol. 140. P. 610—615.
6. *Haga T., Suzuki S.* Study on high-speed twin roll caster for aluminium alloys. *Mater. Process. Technol.* 2003. Vol. 143—144. P. 895—900.
7. *Haga T., Suzuki S.* Melt ejection twin roll caster for the strip casting of aluminium alloy. *Mater. Process. Technol.* 2003. Vol. 137. P. 92—95.
8. *Aryshensky V.Yu., Grechnikova A.F., Erisov Ya.A.* Vliyanie parametrov tekstury i struktury na predel'noe formozmenenie obshivochnykh listov pri obtyazhke [The influence of the texture and patterns on the marginal deformation of the cladding sheets at the wrapping]. *Vestnik SSAU*. 2012. No. 2. P. 117—124.
9. *Gorelik S.S., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M.* Recrystallizatsiya metallov i splavov [Recrystallization of metals and alloys]. 3 publ. Moscow: MISIS, 2005.
10. *Gorelik S.S., Skakov Yu.A., Rastorguev L.N.* Rentgenograficheskiy i elektronnoopticheskiy analiz [X-ray and electron-optical analysis]. 4 publ. Moscow: MISIS, 2002.
11. *Gottshain G.* Fiziko-khimicheskie osnovy materialovedeniya [Physico-chemical basis of materials science]. Transl. engl. K.N. Zolotova, D.O. Charkin. Ed. V.P. Zlozmanov. Moscow: BINOM. Laboratoriya znaniy, 2009.
12. *Bernshtein M.L., Rakhshadt A.G.* Metallovedenie i termicheskaya obrabotka stali. Vol. 1. Metody ispytaniy i issledovaniya [The materials science and heat treatment of steel. Vol. 1. Test methods and research]. Moscow: Metallurgiya, 1991.
13. *Brandon D., Kaplan W.* Mikrostruktura materialov. Metody issledovaniya and kontrolya [The microstructure of the materials. Methods of study and control]. Moscow: Tekhnosfera, 2004.
14. *Grechnikov F.V.* Deformirovanie anizotropnykh materialov (rezervy intensivatsii) [Deformation of anisotropic materials (reserves of intensification)]. Moscow: Mashinostroenie, 1998.
15. *Sachdev A.K.* Development of an aluminium sheet alloy with improved formability. *Metall. Mater. Trans.* 1990. Vol. 21A. P. 165—168.
16. Handbook of aluminium. Vol. 1. Physical metallurgy and processes. Eds. G.E. Totten, D.S. MacKenzie. N.Y.: Marcel Dekker Inc., 2003.
17. *Cherepok G.V., Fedorov M.V.* Vliyanie nasledstvennosti na strukturu i svoystva slitkov iz alyuminievykh deformiruemyykh splavov [The influence of heredity on the structure and properties of ingots from wrought aluminium alloys]. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra RAN*. 1999. No. 2. P. 294—301.
18. *Aryshensky E.V., Zhuravel L.V., Aryshensky V.Yu., Beglov E.D.* Vliyanie razuprochneniya na mekhanicheskie svoystva i shtampuemost' lenty iz splava 3140 [The effect of softening on the mechanical properties and stampability of the alloy ribbon 3140]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2014. No. 1. P. 13—16.
19. *Gusev A.I.* Nanomaterialy, nanostруктуры, nanotekhnologii [Nanomaterials, nanostructures, nanotechnologies]. Moscow: Fizmatlit, 2007.
20. *Zhuravel' L.V., Nefedov S.A.* Rentgenografiya metallov [Radiography of metals]. Samara: Samarskii Universitet, 2012.