BULLETIN OF NATIONAL ACADEMY OF SCIENCES
OF THE REPUBLIC OF KAZAKHSTAN
ISSN 1991-3494
Volume 3, Number 361 (2016), 155 – 165

ASSESSMENT OF STRUCTURAL CHANGES OF ROLLED STRIP OF 6060 ALUMINUM ALLOY USING PHYSICAL MODELING TECHNOLOGY OF HOT ROLLED SHEET ON A CONTINUOUS LONGITUDINAL WEDGE MILL

S. A. Mashekov[1], B. N. Absadykov[2], M. M. Akimbekova[1], A. S. Mashekova[1]

[1]Kazakh National Research Technical University named after K. I. Satpaev, Almaty, Kazakhstan,
[2]Kazakh-British Technical University, Almaty, Kazakhstan.
E-mail: b_absadykov@mail.ru akimbekova_2011@mail.ru

Keywords: flexibility, compression, resistance to deformation, hardening, softening, recrystallization.

Abstract. With the help of the Gleeble3500 modern high-precision installation there were carried out researches on patterns of changes in 6060 aluminum alloy structure and hardness. These regularities are investigated by physical modeling of rolling strips on the longitudinal wedge mill with different processing modes. With a unified position it is described the changes in the structure of 6060 aluminum alloy with a multi-stage compression at different temperatures and strain rates. It is found that the rolling of aluminum alloy at low temperatures will result in a coarse grain structure in the structure and, conversely, rolling at high temperatures contributes to a fine grain structure in the metal.

ОЦЕНКА СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ПРОКАТАННЫХ ПОЛОС ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6060 С ПОМОЩЬЮ ФИЗИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИЙ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ ЛИСТОВ НА НЕПРЕРЫВНОМ ПРОДОЛЬНО-КЛИНОВОМ СТАНЕ

С. А. Машеков[1], Б. Н. Абсадыков[2], М. М. Акимбекова[1], А. С.Машекова[1]

[1]Казахский национальный исследовательский технический университет им. К. И. Сатпаева, Алматы, Казахстан,
[2]Казахстанско-Британский технический университет, Алматы, Казахстан

Ключевые слова: пластичность, сжатие, сопротивление деформации, упрочнение, разупрочнение, рекристаллизация.

Аннотация. С помощью современной высокоточной установки Gleeble3500 были произведены исследования закономерности изменения структуры и твердости алюминиевого сплава 6060. Данные закономерности исследованы путем физического моделирования прокатки полос на продольно-клиновом стане с различными режимами обработки. С единой позиции описано изменение структуры алюминиевого сплава 6060 при многоступенчатом обжатии при различных температурах и скоростях деформирования. Установлено, что прокатка алюминиевого сплава при низких температурах приведет к формированию в структуре крупнозернистой структуры и, наоборот, прокатка при высоких температурах способствует формированию в металле мелкозернистой структуры.

Введение. Поведение материала при горячей деформации характеризуется проходящими во время деформации процессами упрочнения, динамического разупрочнения и статического разупрочнения во время пауз между различными стадиями деформации и после окончания деформации [1–3].

Динамическое упрочнение и разупрочнение можно в первом приближении охарактеризовать кривыми деформации. Статическое разупрочнение в промежутках между деформациями можно исследовать многоступенчатыми кривыми деформации, опытами по релаксации напряжения, измерением механических свойств, таких как твердость, прочность, удлинение, поперечное сужение, а также металлографическими, рентгенографическими и электронно-микроскопическими методами [1-6]. Механические свойства изделий находятся в прямой связи с протекающими во время деформации процессами упрочнения и разупрочнения.

Знание кинетики этих процессов является важной основой для расчета необходимых деформирующих усилий, работы и энергии, для выбора мощности деформирующего оборудования и прогнозирования необходимой микроструктуры и свойств материала [2, 3].

Целенаправленное использование этих процессов дает возможность оптимизировать технологии прокатки, ковки, штамповки, вальцовки, и изготавливать конечный продукт с определенными механическими свойствами без последующей термообработки [6, 7].

Для моделирования процесса деформации, такого, как прокатка, ковка или штамповка, необходимо исследовать и охарактеризовать поведение материала в условиях обработки [8, 9]. Для этого нужны измерения сопротивления деформации в зависимости от величины деформации, от скорости и температуры для интервала изменения этих параметров, характерного для процесса прокатки, ковки и штамповки. Полученные на основе таких данных уравнения сопротивления деформации можно использовать для определения оптимальной деформации, скорости деформации, температуры и истории изменения деформации для любой точки деформируемой заготовки, обеспечив достижение необходимой микроструктуры и свойств материала, а также их градиентов в конечном продукте.

Следует отметить, что микроструктура горячекатаных тонких полос, произведенных на известных станах, часто характеризуется значительной разнозернистостью (крупное зерно на поверхности), что приводит при использовании такого металла для холодной штамповки к образованию различных дефектов [10]. Основной причиной разнозернистости тонких полос является неправильное назначение температурно-деформационных режимов прокатки и охлаждения.

Поскольку станы горячей прокатки существенно различаются между собой по конструкции (по количеству и расположению клетей, моталок, длине промежуточных и отводящих рольгангов, мощности главных приводов и др.), технология производства на них листовой продукции отличается. Технологические решения, эффективные для одного стана, часто оказываются неприемлемыми для другого [11]. Поэтому исследование влияния температурных режимов прокатки на качество горячекатаного проката, прокатанного на новом стане, имеет большое значение.

Цель работы: путем физического моделирования прокатки на новом продольно-клиновом стане определить рациональные режимы технологического процесса прокатки, способствующие получению полос из алюминиевых сплавов высокого качества.

Оборудование, материалы и методика исследования. С целью прокатки качественных листов из алюминиевых сплавов нами предлагается новый непрерывный продольно-клиновой стан (ПКС) [12], содержащий рабочие клети, электродвигатели 1, редукторы 2, муфты 3, шестеренные клети 4, универсальные шпиндели 5, рабочие 6 и опорные 7 валки, станину 9, опорную плиту 10, нажимные механизмы 11 (рисунок 1).

В данном стане в последовательно расположенных рабочих клетях диаметры рабочих валков уменьшаются в направлении прокатки, при этом горизонтальные оси верхних и нижних валков первых трех клетей без нажимного механизма смещаются от оси прокатки в вертикальном направлении.

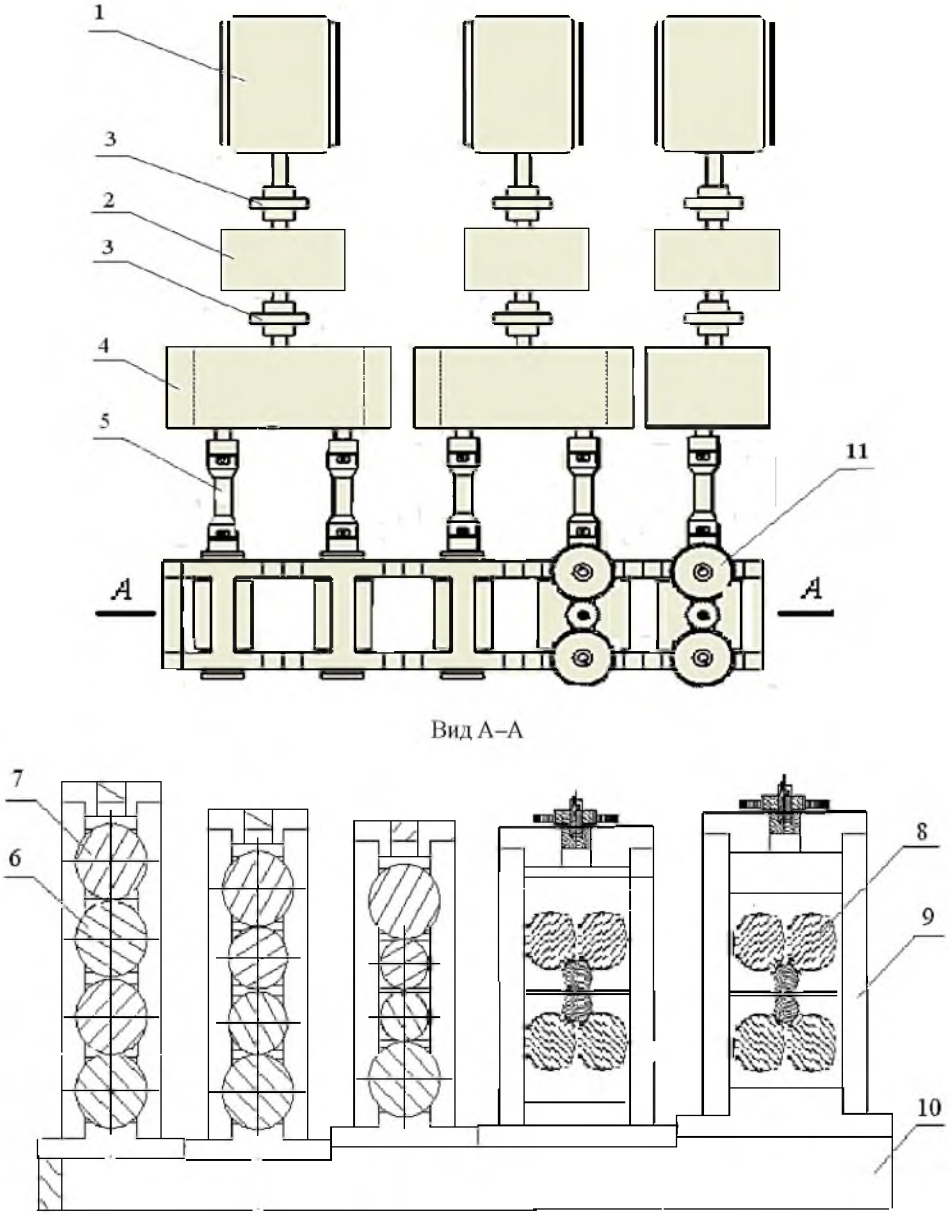


Рисунок 1 – Продольно-клиновой стан

В приводе, осуществляемом от трех двигателей 1, редукторов 2, муфт 3, шестеренных клетей 4 и шпинделей 5, вращение валков рабочих клетей производится через две шестивалковые и одну двухвалковую шестеренные клети, при этом первые три клети стана изготовлены с двумя опорными валками 7, а последние две клети – с четырьмя опорными валками 8 диаметром

$$D_4 = \frac{h_3 \cdot R_3 \cdot n_3}{h_4 \cdot n_4} \frac{(1+s_3)}{(1+s_4)}; \quad D_5 = \frac{h_4 \cdot D_4 \cdot n_4}{h_5 \cdot n_5} \frac{(1+s_4)}{(1+s_5)},$$

где h_3, h_4 и h_5 – толщина прокатываемой полосы в 3, 4 и 5 клети; n_3, n_4 и n_5 – частота вращения валков 3, 4 и 5 клети; s_3, s_4 и s_5 – опережение на выходе из валков 3, 4 и 5 клети.

Необходимо отметить, что при разработке конструкции клетей стана с рабочими валками малого диаметра удалось создать две клети, имеющие высокую жесткость при более простой валковой системе. В данных клетях для предотвращения прогиба рабочих валков малого диаметра в горизонтальной плоскости использованы расположенные с 2-х сторон опорные ролики. Приводными являются опорные валки.

При прокатке в данном стане тонких полос из титановых сплавов через последовательно расположенные в направлении прокатки клети, у которых расстояние между рабочими валками от одной клети к другой увеличивается на величину опережения в данной клети, происходит уменьшение высоты и достижение требуемой толщины полосы.

Из алюминиевого сплава 6060 (Si – 0,3-0,6; Fe – 0,1-0,3; Cu – 0,1; Mn – 0,1; Mg – 0,35-0,6; Cr – 0,05; Zn – 0,15; Ti – 0,10) были изготовлены прямоугольные в поперечном сечении образцы размером 20±0,1 мм × 15±0,1 мм × 10±0,1 мм.

В целях установления влияния степени деформации, температуры и скорости нового продольно-клинового стана на структуру алюминиевого сплава, образцы вышеприведенных размеров испытывались сжатием на испытательном комплексе Gleeble-3800. Полная характеристика данного комплекса представлена на сайтах www.gleeble,com и http://tmslab.spbstu.ru.

В процессе исследования образцы нагревались в контейнере установки Gleeble-3500 до 450 °С и выдерживались при данной температуре 30 мин. Такой нагрев обеспечил получение крупнозернистой структуры металла образца. Нагретые образцы охлаждались и испытывались в диапазоне температур 250 ÷ 450 °С с шагом нагрева 50 °С. При проведении эксперимента варьировались режимы обжатия (таблица 1). При этом с соблюдением основного закона прокатки, т.е. постоянства секундных объемов, определялись междеформационные паузы, получаемые при прокатке в пятиклетевом продольно-клиновом стане. После испытания из деформированных образцов вырезались образцы для структурного исследования.

Таблица 1 – План эксперимента физического моделирования

№ вар.	$\varepsilon_{1,\%}$	t_1, с	ε_2, %	t_2, с	ε_3, %	t_3, с	ε_4, %	t_4, с	ε_5, %
Температура испытания – 450 ^{0}С									
1	25	4	20	3	17	2,4	15	1,8	12
2	20	3	20	3	20	3	15	2	15
3	30	3	22	2,6	18	2,2	11	1,9	9
4	23	4	23	3	17	2,4	15	2	12
Температура испытания – 400 ^{0}С									
1	25	4	20	3	17	2,4	15	1,8	12
2	20	4	20	3	20	2,4	15	2	15
3	30	3	22	2,6	18	2,2	11	1,9	9
4	23	4	23	3	17	2,4	15	2	12
Температура испытания – 350 ^{0}С									
1	25	4	20	3	17	2,4	15	1,8	12
2	20	4	20	3	20	2,4	15	2	15
3	30	3	22	2,6	18	2,2	11	1,9	9
4	23	4	23	3	17	2,4	15	2	12
Температура испытания – – 300 ^{0}С									
1	25	4	20	3	17	2,4	15	1,8	12
2	20	4	20	3	20	2,4	15	2	15
3	30	3	22	2,6	18	2,2	11	1,9	9
4	23	4	23	3	17	2,4	15	2	12
Температура испытания – – 250 ^{0}С									
1	25	4	20	3	17	2,4	15	1,8	12
2	20	4	20	3	20	2,4	15	2	15
3	30	3	22	2,6	18	2,2	11	1,9	9
4	23	4	23	3	17	2,4	15	2	12

Примечание: ε_1 - единичное обжатие в первой клети; t_1 - междеформационная пауза после первой клети; ε_2 - единичное обжатие во второй клети; t_2 - междеформационная пауза после второй клети; ε_3 - единичное обжатие в третьей клети; t_3 - междеформационная пауза после третьей клети; ε_4 - единичное обжатие в четвертой клети; t_4 - междеформационная пауза после четвертой клети; ε_5 - единичное обжатие в пятой клети.

Шлифы для металлографического исследования готовились по традиционной методике, на шлифовальных и полировочных кругах. Для травления образцов был использован раствор азотной кислоты в этиловом спирте.

Металлографический анализ проводился с использованием универсального микроскопа Neophot 32 (Karl Zeiss, Jena) (Германия). Данный микроскоп предназначен для металлографической микроскопии и создания фотоснимков. Наблюдение может производиться методом светлого и темного полей, в поляризованном свете, с изменением кратностей увеличения. Увеличение микроскопа, крат: от 10 до 2000. Микроскоп оснащен цифровым зеркальным фотоаппаратом Olympus с выводом полученного изображения и сохранения снимков на компьютере.

На деформированных образцах измерялась микротвердость на приборе ПМТ-3 при нагрузке 50 г (0,49 Н).

Результаты и их обсуждение

С использованием вышеизложенной методики проведено исследование влияния температуры, обжатия, скорости деформирования и междеформационной паузы на микроструктуру алюминиевого сплава 6060.

В исходном состоянии заготовка алюминиевого сплава 6060 имела неоднородную микроструктуру, которая состояла из крупных нерекристаллизованных зерен со средним размером ~431мкм в высотном и ~468 мкм в поперечном направлениях, а также расположенных по их границам мелких зерен размером ~53-58 мкм.

Металлографические исследования деформированных образцов показали, что структура образцов, деформированных при температурах 250 и 300 °С, не рекристаллизованная; при этом величина средних размеров зерна образцов изменяется от 431 до 10–35 мкм в высотном направлении и от 468 до 1270–1320 мкм в радиальном направлении. При этом с увеличением обжатия в последних клетях стана размер зерна уменьшается (рисунки 2,*б* и 3,*б*).

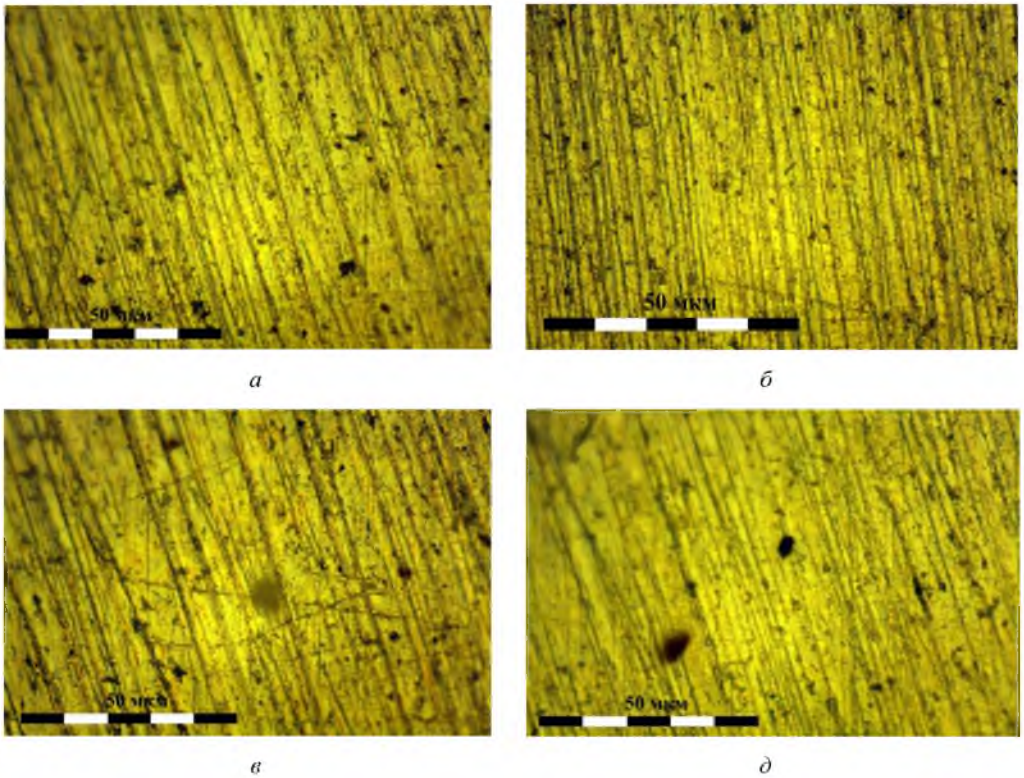


Рисунок 2 – Микроструктура алюминиевого сплава 6060 при прокатке с различными единичными обжатиями и междеформационными паузами, температура прокатки 250 °С: *а* – вариант 1; *б* – вариант 2; *в* – вариант 3; *г* – вариант 4

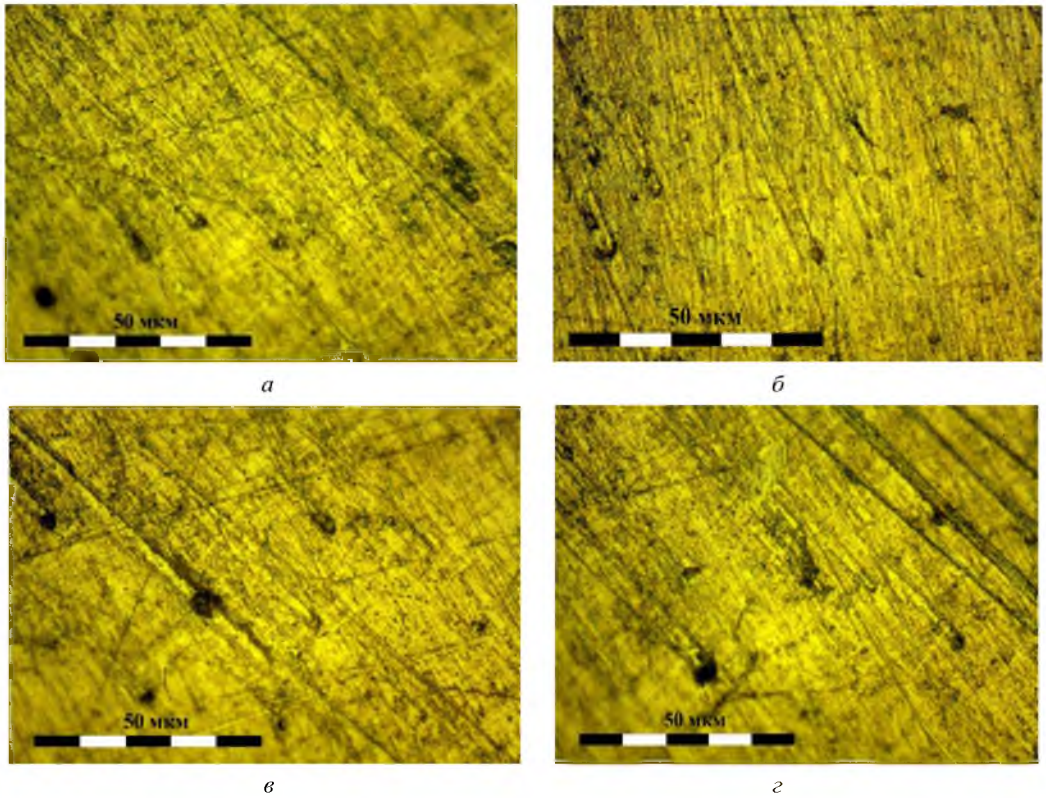


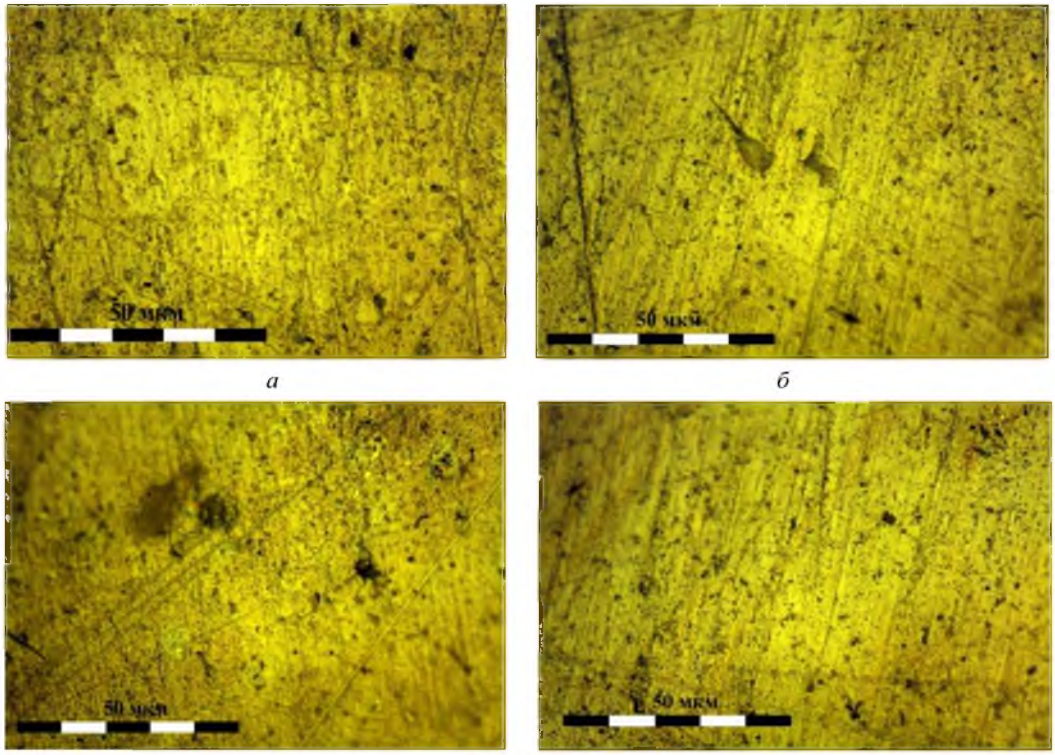
Рисунок 3 – Микроструктура алюминиевого сплава 6060 при прокатке с различными единичными обжатиями и междеформационными паузами, температура прокатки 300 °С: *а* – вариант 1; *б* – вариант 2; *в* – вариант 3; *г* – вариант 4

Таким образом, исследование структурного состояния алюминиевого сплава 6060 после прокатки в продольно-клиновом стане при температурах 250 и 300 °С показало, что в сечении, перпендикулярном плоскости прокатки, формируется микрополосовое структурное состояние (рисунки 2 и 3). При этом повышается плотность внутризеренных дислокаций, образуются полосы сдвига шириной до 12–35 мкм. Деформация в виде полос сдвига происходит преимущественно внутри больших зерен. Наиболее вероятные значения ширины микрополос с большеугловыми границами лежат в пределах от 12 до 32 мкм при максимальных значениях этой величины ~42 мкм. Ширина микрополос с малоугловыми границами может меняться от 12 до 18 мкм при наиболее вероятных значениях около 14 мкм.

Структура металла образцов, деформированных при температурах 300, 400 и 450°С, – рекристаллизованная. Связано это с тем, что в результате горячей деформации режимами продольно-клинового стана, размер зерен в высотном направлении уменьшается от 55 до 92 мкм, а в радиальном направлении изменяется от 45 до 84 мкм (рисунки 4–6).

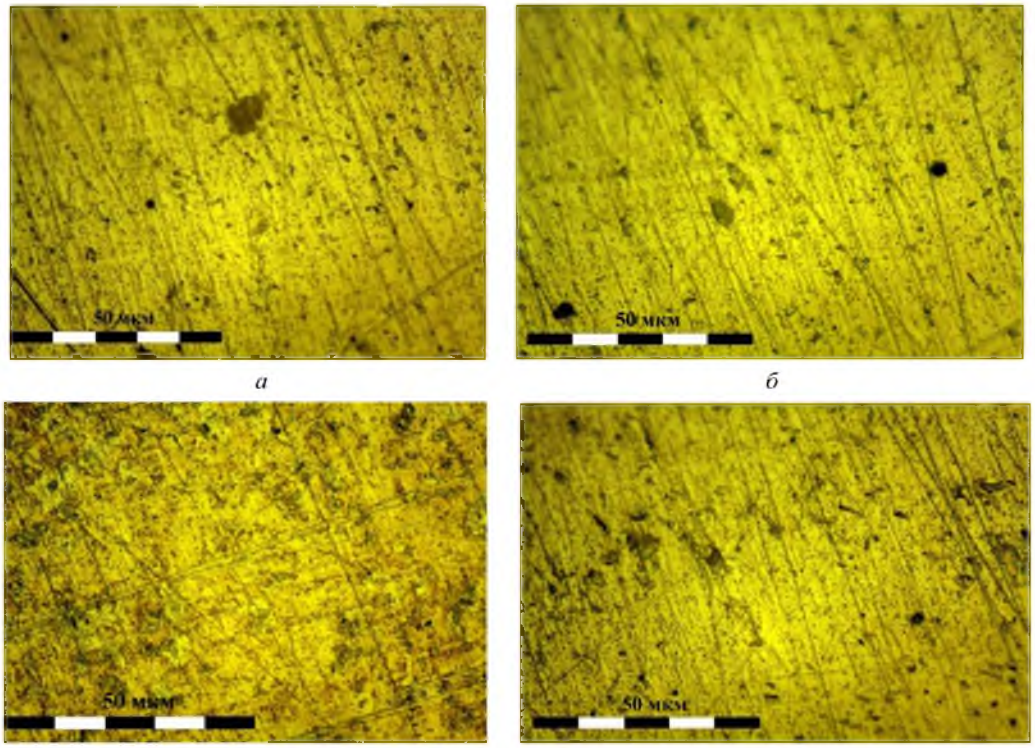
Необходимо особое внимание обратить на то, что самая мелкозернистая структура была получена у металла образцов, деформированных при температуре 450°С. При деформировании образцов такими температурно-деформационными режимами получается мелкозернистая структура металла, т.е. размеры зерен в высотном и радиальном направлениях образца изменились в интервале от 55 до 72 мкм и от 45 до 68 мкм, соответственно (рисунок 6).

Таким образом, деформирование заготовок при температурах 300, 400 и 450°С привело к формированию в высотном и поперечном сечениях заготовки однородной и равноосной структуры (рисунки 4–6). При этом видно, что увеличение температуры и обжатия в последних клетях нового стана приводит к дальнейшему измельчению зеренно-субзеренной структуры. В результате прохождения разупрочняющих процессов в металле заготовки формируется полигонизованная или рекристаллизационная структура по всему объему прокатываемых полос с средним размером зерен около 48–92 мкм. В приграничных областях зерен образуются большеугловые границы. Плотность дислокаций очень высокая и по изображениям структуры подсчитать ее величину не представилось возможным.



а *б* *в* *г*

Рисунок 4 – Микроструктура алюминиевого сплава 6060 при прокатке с различными единичными обжатиями и междеформационными паузами, температура прокатки 350 °С: *а* – вариант 1; *б* – вариант 2; *в* – вариант 3; *г* – вариант 4



а *б* *в* *г*

Рисунок 5 – Микроструктура алюминиевого сплава 6060 при прокатке с различными единичными обжатиями и междеформационными паузами, температура прокатки 400 °С: *а* – вариант 1; *б* – вариант 2; *в* – вариант 3; *г* – вариант 4

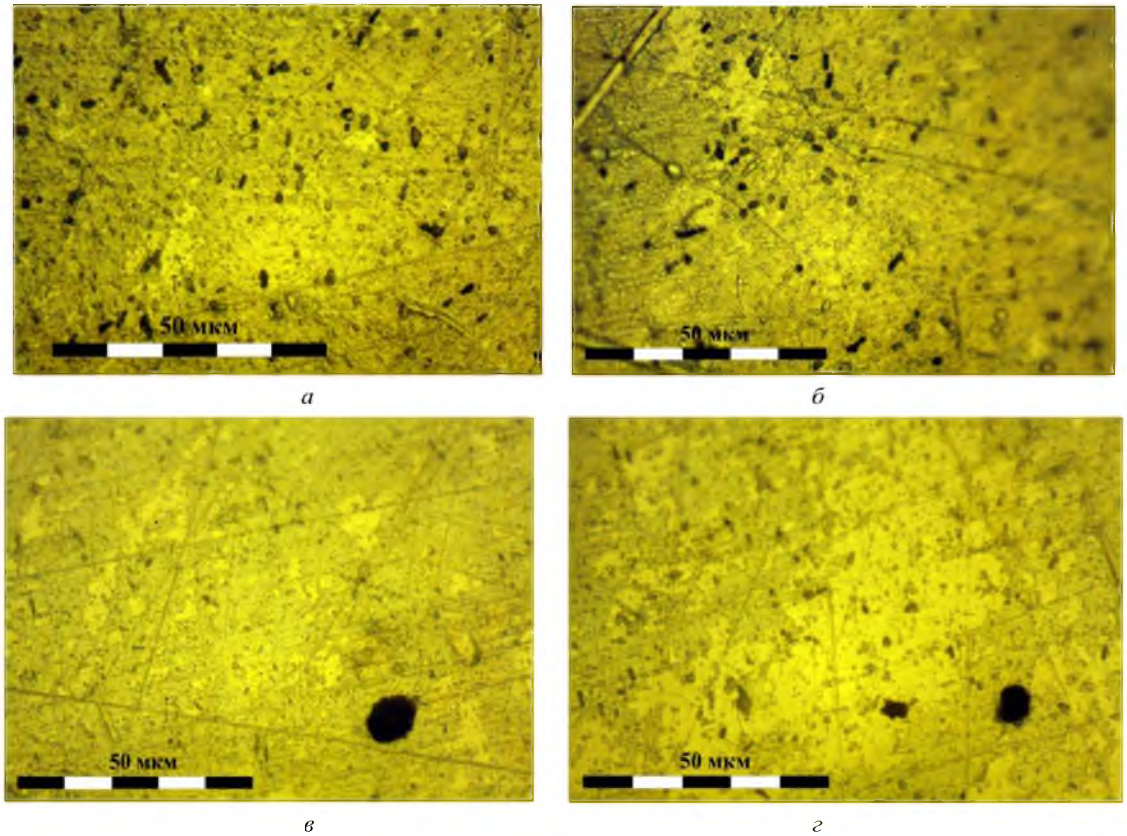


Рисунок 6 – Микроструктура алюминиевого сплава 6060 при прокатке с различными единичными обжатиями и междеформационными паузами, температура прокатки 450 °С: *а* – вариант 1; *б* – вариант 2; *в* – вариант 3; *г* – вариант 4

Вышеотмеченное формирование структур можно объяснить тем, что деформирование при низких температурах заготовок из алюминиевых сплавов проводит к значительному упрочнению структуры сплавов. Это способствует формированию в данных сплавах нерекристаллизованной полосовой структуры. Прокатка алюминиевых сплавов при высоких температурах приводит к недостаточно интенсивному накоплению внутренней энергии в структуре сплава. При этом только при сравнительно больших значениях степеней деформации внутренняя энергия структуры металла достигает величины, необходимой для полного протекания процессов рекристаллизации. Все это способствует формированию мелкозернистой структуры в алюминиевых сплавах.

Исследование микротвердости алюминиевого сплава 6060 (рисунок 7) показало, что горячая деформация при разных температурах приводит к изменению микротвердости исследуемого

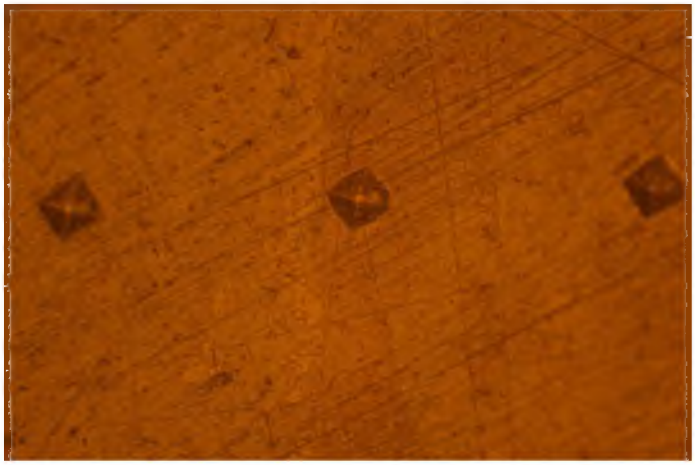


Рисунок 7 – Микроструктура алюминиевого сплава 6060

сплава. При повышении температуры деформации уменьшается величина микротвердости (таблицы 1–6), что связано с прохождением разупрочняющих процессов в алюминиевых сплавах. Увеличение степени деформации в последних клетях приводит к увеличению значений микротвердости в результате вытягивания размеров зерен в продольном направлении заготовки.

Таблица 2 – Микротвердость алюминиевого сплава 6060, прокатанного на ПКС при температуре 250 °С

№ варианта	d_1	d_2	$d_{ср}$	d, мкм	H_μ, МПа
1	104	102	103	30,9	951,45
	105	102	103,5	31,05	942,28
	103	105	104	31,2	933,24
2	100	102	101	30,3	989,51
	102	101	101,5	30,45	979,78
	101	103	102	30,6	970,20
3	104	106	105	31,5	915,55
	105	104	104,5	31,35	918,09
	105	106	105,5	31,65	906,90
10	102	103	102,5	30.75	960,76
	105	102	103,5	31,05	942,28
	103	105	104	31,2	933,24

Таблица 3 – Микротвердость алюминиевого сплава 6060, прокатанного на ПКС при температуре 300 °С

№ варианта	d_1	d_2	$d_{ср}$	d, мкм	H_μ, МПа
1	119	117	118	35,4	724,93
	116	118	117	35,1	737,38
	117	119	118	35,4	724,93
2	116	114	115	34,5	763,25
	117	115	116	34,8	750,14
	118	115	116,5	34,95	743,72
3	119	120	119,5	35,5	706,85
	120	117	118,5	35.55	718,83
	120	122	121	36,3	689,43
4	120	118	119	35,7	712,80
	117	119	118	35,4	724,93
	120	118	118	35.5	721,53

Таблица 4 – Микротвердость алюминиевого сплава 6060, прокатанного на ПКС при температуре 350 °С

№ варианта	d_1	d_2	$d_{ср}$	d, мкм	H_μ, МПа
1	120	120	120	36	700,97
	118	117	117,5	35,25	731,12
	118	119	117,5	35,2	721,22
2	116	120	118	35,4	724,93
	116	116	116	34,8	750,14
	118	119	117	35,1	737,38
3	119	120	119,5	35,85	706,85
	120	121	120,5	36,15	695,16
	119	119	119	35,7	712,80
4	120	117	118,5	35,55	718,83
	118	120	119	35,7	712,80
	119	121	118,5	35,3	724,32

Таблица 5 – Микротвердость алюминиевого сплава 6060, прокатанного на ПКС при температуре 400 °С

№ варианта	d_1	d_2	$d_{ср}$	d, мкм	$H_µ$, МПа
1	129	130	129,5	38.85	601,90
2	132	131	131,5	39,45	583,73
3	130	130	130	39	597,27
4	129	127	128	38.4	616,08
5	130	128	129	38,7	606,57
6	129	128	128,5	38,55	611,30
7	131	133	132	39,6	579,31
8	131	131	131	39,3	588,19
9	132	132	132	39,6	579,31
10	131	130	130,5	39,15	592,71
	131	132	131,5	38,65	587,72
	130	131	130,5	38,65	599,37

Таблица 6 – Микротвердость алюминиевого сплава 6060, прокатанного на ПКС при температуре 450 °С

№ варианта	d_1	d_2	$d_{ср}$	d, мкм	$H_µ$, МПа
1	130	133	131,5	39,45	583,73
	133	130	131,5	39,45	583,73
	131	133	132	39,6	579,31
2	131	130	130,5	39,15	592,71
	129	131	130	39	597,27
	132	130	131	39,3	588,19
3	133	132	132,5	39,75	574,95
	134	133	133,5	40,05	566,37
	132	134	133	39,9	570,63
4	131	133	132	39,6	579,31
	131	132	131,5	39,32	588,43
	132	130	131	39,4	584,81

Выводы:

1. Специальной серией экспериментов установлено, что осадка титановых сплавов со скоростями деформирования продольно-клинового стана при пониженных температурах приводит к монотонному упрочнению структуры металла.

2. Установлено, что в диапазоне температур деформации 350÷450 °С и скоростях деформирования 0,5÷5 м/с в структуре алюминиевого сплава 6060 протекает динамическая и статическая рекристаллизация в зависимости от температурно-деформационных режимов обработки.

3. Деформирование алюминиевого сплава при температурах 350÷450 °С приводит к формированию в металле сравнительно мелкозернистой структуры.

4. Обработка алюминиевых сплавов при низких температурах деформирования приводит к формированию в металле сравнительно крупнозернистой структуры.

5. С помощью физического моделирования доказано, что для обеспечения мелкозернистой структуры проката из алюминиевого сплава необходимо производить прокатку полос на продольно-клиновом стане при температурах выше 300 °С.

ЛИТЕРАТУРА

[1] Бродова И.Г., Петрова А.Н., Ширинкина И.Г. Сравнение закономерностей формирования структуры алюминиевых сплавов при большой и интенсивной пластической деформации // Известия РАН. Серия физическая. – 2012. – № 11. – С. 1378-1383.

[2] Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: Учеб. для студентов вузов, обучающихся по специальности "Металловедение и терм. обраб. металлов". – Изд. 4-е, перераб. и доп. – М.: МИСИС, 2005. – 427 с.

[3] Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. Учебник для вузов. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: МИСИС, 1999. – 416 с.

[4] Fragmentation of the structure in Al-based alloys upon high speed effect / I.G. Brodova, E.V. Shorokhov, A.N. Petrova et all // Reviews on Advanced Materials Science. – 2010. – N 25. – P. 128-135.

[5] Brodova I., Shirinkina I., Petrova A. Dispersion of the structure in Al-based alloys by different methods of severe plastic deformation // Materials Science Forum. – 2011. – Vol. 667-669. – P. 517-521.

[6] Микляев П.Г., Дуденков В.М. Сопротивление деформации и пластичность алюминиевых сплавов: Справочник. – М.: Металлургия, 1979. – 183 с.

[7] Скрябин С.А. Технология горячего деформирования заготовок из алюминиевых сплавов на ковочных вальцах. Винница: А. Власюк, 2007. – 284 с.

[8] Галкин В.И., Шлёнский А.Г. Моделирование процессов штамповки методом конечных элементов: Метод. указания. – М.: МАТИ, 2006. – 76 с.

[9] Моделирование процесса объемной штамповки в системе QForm / Сост. А. В. Овчинников: Метод. указания. – М.: МАТИ, 2006. – 39 с.

[10] Генкин А.Л. Моделирование и оптимизация процесса горячей прокатки полос. – М.: Ленанд, 2012. – 168 с.

11] Мазур В.Л., Ноговицын А.В. Теория и технология тонколистовой прокатки (Численный анализ и технические приложения). – Днепропетровск: РВА «Дніпро-VAL», 2010. – 500 с.

[12] Патент РК № 27884. Продольно-клиновой стан для прокатки полос из сталей и сплавов / Машекова А.С., Нугман Е.З., Машекова А.С. и др. // Опубл. 25.12.2013, бюл. №12. 3 с.: ил.

REFERENCES

[1] Brodova I.G., Petrova A.N., Shirinkina I.G. Sravnenie zakonomernostej formirovanija struktury aljuminievyh splavov pri bol'shoj i intensivnoj plasticheskoj deformacii // Izvestija RAN, Serija fizicheskaja, 2012, N 11. P. 1378-1383.

[2] Kolachev B.A., Elagin V.I., Livanov V.A. Metallovedenie i termicheskaja obrabotka cvetnyh metallov i splavov: Ucheb. dlja studentov vuzov, obuchajushhihsja po special'nosti "Metallovedenie i term. obrab. metallov". Izd. 4-e, pererab. i dop. M.: MISIS, 2005. 427 p.

[3] Kolachev B.A., Elagin V.I., Livanov V.A. Metallovedenie i termicheskaja obrabotka cvetnyh metallov i splavov. Uchebnik dlja vuzov. 3-e izd., pererab. i dop. M.: MISIS, 1999. 416 p.

[4] Fragmentation of the structure in Al-based alloys upon high speed effect / I.G. Brodova, E.V. Shorokhov, A.N. Petrova et all // Reviews on Advanced Materials Science. 2010. N 25. P. 128-135.

[5] Brodova I., Shirinkina I., Petrova A. Dispersion of the structure in Al-based alloys by different methods of severe plastic deformation // Materials Science Forum. 2011. Vol. 667-669. P. 517-521.

[6] Mikljaev P.G., Dudenkov V.M. Soprotivlenie deformacii i plastichnost' aljuminievyh splavov: Spravochnik. M.: Metallurgija, 1979. 183 s.

[7] Skrjabin S.A. Tehnologija gorjachego deformirovanija zagotovok iz aljuminievyh splavov na kovochnyh val'cah. Vinnica: A. Vlasjuk, 2007. 284 p.

[8] Galkin V.I., Shljonskij A.G. Modelirovanie processov shtampovki metodom konechnyh jelementov: Metod. Ukazanija. M.: MATI, 2006. 76 p.

[9] Modelirovanie processa ob#emnoj shtampovki v sisteme QForm / Sost. A.V. Ovchinnikov: Metod. ukazanija. M.: MATI, 2006. 39 p.

[10] Genkin A.L. Modelirovanie i optimizacija processa gorjachej prokatki polos. M.: Lenand. 2012. 168 p.

[11] Mazur V.L., Nogovicyn A.V. Teorija i tehnologija tonkolistovoj prokatki (Chislennyj analiz i tehnicheskie prilozhenija). – Dnepropetrovsk: RVA «Dnipro-VAL», 2010. – 500 p.

[12] Patent RK № 27884. Prodol'no-klinovoj stan dlja prokatki polos iz stalej i splavov / Mashekova A.S., Nugman E.Z., Mashekova A.S. i dr. // Opubl. 25.12.2013, bjul. №12. 3 p.: il.

ҮЗДІКСІЗ БОЙЛЫҚ-СЫНА ОРНАҚТА ИЛЕМДЕРДІҢ ЫСТЫҚ ИКЕМДЕУ ТЕХНОЛОГИЯЛАРДЫҢ ФИЗИКАЛЫҚ МОДЕЛЬДЕУ КӨМЕГІМЕН 6060 АЛЮМИНДІ ҚОРЫТПАДАН ЖҰҚАРТЫЛГАН ТІЛКЕМДЕРДІҢ ҚҰРЫЛЫМДЫҚ ӨЗГЕРУІН БАГАЛАУ

С. А. Машеков[1], Б. Н. Абсадықов[2], М. М. Акимбекова[1], А. С. Машекова[1]

[1]Қ. И. Сәтбаев атындағы Қазақ ұлттық зерттеу техникалық университет, Алматы, Қазақстан,
[2]Қазақ-Британ техникалық университеті, Алматы, Қазақстан

Түйін сөздер: созымдылық, қысу,пішін өзгеруінің кедергісі, орнығу, беріктігін жоғалту, кристаллдану.

Аннотация. Gleeble 3500 қазіргі дәл қондырғының көмегімен құрылымның өзгеру заңдылықтары мен 6060 алюминді қорытпа қаттылығының зерттеуі өткізілген. Бұл заңдылықтар бойлық-сына орнақта әртүрлі өңдеу режимдерімен физикалық модельдеу арқылы зерттелген. Бірыңғай ұстанымы бар түрлі температурада және пішін өзгерту жылдамдығы бойынша көп сатылы сығымдау алюминді қорытпасынан 6060 құрылымының өзгертуі сипатталған. Ол төмен температурада алюминді қорытпасынан икемдеу құрылымында ірі дәнді құрылымының және, керісінше, жоғары температурада жылжымалы металлда ұсақ құрылымының пайда болуына ықпал ететіні анықталған.

Поступила 05.05.2016 г.