

УДК 669.715:620.17

А.М. Сергеева¹, Н.С. Ловизин¹, А.А. Соснин¹**О СОВМЕЩЕННОЙ ТЕХНОЛОГИИ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ОДНОВРЕМЕННОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ МЕТАЛЛА**

DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-9-16

Представлены результаты исследований изменения механических свойств сплава Д1 при его переработке по технологии, совмещающей непрерывное литье металла с одновременной его деформацией в твердожидком состоянии. Проведенные исследования показали, что данная технология позволяет за короткий производственный цикл получать плоские заготовки прямоугольного сечения со скоростью 2 м/мин. Переработка сплава Д1 позволяет повысить предел прочности при разрыве на 24,5%, предел текучести – на 43,5%, относительное удлинение – в 2,5 раза, твердость по Бринеллю – на 29% по сравнению со сплавом в состоянии поставки. Показана перспективность данной технологии.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, непрерывное литье, деформация в твердожидком состоянии, совмещенные процессы, кристаллизация.

А.М. Sergeeva¹, N.S. Lovizin¹, A.A. Sosnin¹**ABOUT COMBINED TECHNOLOGY OF CONTINUOUS CASTING OF ALUMINUM ALLOYS WITH SYNCHRONOUS DEFORMATION OF THE METAL**

The results of studies of changes in the mechanical properties of alloy D1 during its processing by the combined technology of continuous casting with synchronous deformation of metal in solid-liquid state are presented. These studies have shown that this technology allows obtaining flat billets of rectangular cross-section for a short production cycle with a speed of 2 m/min. The processing of alloy D1 leads to increase temporary resistance of disruption by 24,5%, yield point – by 43,5%, relative elongation – of 2,5 times, Brinell hardness – by 29% in comparison with the alloy in the initial state. The perspective of this technology is shown.

Keywords: aluminum alloys, continuous casting, deformation in the solid-liquid state, combined processes, crystallization.

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения и металлургии Дальневосточного отделения Российской академии наук [Federal State budget institution of Sciences Institute of machinery and metallurgy of Far Eastern Branch of Russian Academy of Sciences]; e-mail: mail.imim.ru

Введение

Одним из основополагающих принципов разработки перспективных материалов является получение в металлах однородной мелкозернистой структуры. Известно, что технологии, позволяющие перерабатывать металлы и сплавы в твердожидком состоянии, обеспечивают не только мелкозернистую структуру, но и высокое качество слитков, стабильность и однородность свойств, высокую технологичность [1]. Необходимость разработки таких технологий связана с возможностью использования новых свойств металлов и сплавов, которые они способны проявлять при их деформировании в твердожидком состоянии, а также с возможностью осуществлять сложное формообразование за одну операцию при сниженных энергетических затратах. В основу разработок технологии переработки металлов и сплавов в твердожидком состоянии положен междисциплинарный подход, позволяющий изменять представ-

ление о технологических и служебных характеристиках металлов и сплавов и раскрывать их неиспользованный потенциал. Наиболее часто используемое решение при разработке подобных технологий – оказание механического или электромагнитного воздействия на затвердевающую среду для перемешивания расплава в твердожидком состоянии. Такое перемешивание обеспечивает высокую плотность зародышей кристаллизации и их равномерное распределение по объему жидкой фазы. Управляемое охлаждение способствует возникновению новых зародышей кристаллизации, а также контролирует их выживание при контакте с перегретой жидкой фазой. В работе [2] на примере сплава АД1 приведены результаты исследований повышения механических свойств технически чистого алюминия в результате его переработки по технологии совмещения процесса непрерывного горизонтального литья металлов с одновременной его деформацией в твердожидком состоянии.

Химический состав исследуемого сплава

Сплав	Содержание элементов, % (по массе)								
	Al	Cu	Mg	Fe	Si	Mn	Zn	Ti	Σ примесей
Д1 (ГОСТ 4784–97)	91,7–95,5	3,5–4,5	0,4–0,8	До 0,7	0,2–0,8	0,4–1,0	До 0,25	До 0,15	До 0,15
Д1 _{иссл}	93,641	4,157	0,521	0,635	0,203	0,458	0,250	0,011	0,124

В данной работе проводили исследование плоских заготовок из среднелегированного алюминиевого сплава, полученных по технологии вертикального непрерывного литья, совмещенного с деформацией металла в твердоточном состоянии. Данная технология позволяет за короткий производственный цикл получать длинномерные изделия прямоугольного и сложного сечения с повышенными характеристиками. Цель данной работы – исследование механических свойств заготовок, полученных по предлагаемой технологии и не подвергнутых последующей обработке, а также экспериментальное подтверждение возможности получения длинномерных металлоизделий с повышенными механическими характеристиками за короткий производственный цикл и без дополнительных процедур термообработки.

Материалы и методы

Исследования проводили с использованием алюминиевого сплава, химический состав которого определяли с помощью энергодисперсионного рентгеновского флуоресцентного спектрометра EDX-8000 фирмы Shimadzu (Япония). Для определения состава сплава в состоянии поставки из пяти его произвольных областей проводили забор материала. В табл. 1 приведен химический состав исследуемого металла, который в соответствии с ГОСТ 4784–97 [3] относится к сплаву Д1.

Устройство, реализующее совмещение технологии непрерывного вертикального литья металлов с одновременной их деформацией в твердоточном состоянии, представлено на рис. 1 [4].

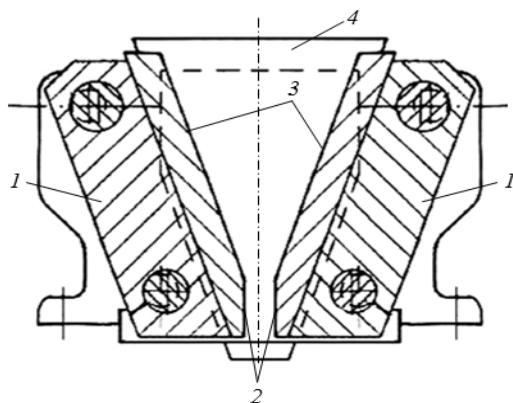


Рис. 1. Схема устройства, реализующего технологию совмещения непрерывного литья металлов вертикального типа с одновременной деформацией сплава в твердоточном состоянии

Основным элементом конструкции является подвижный составной кристаллизатор, состоящий из двух деформирующих и двух боковых стенок. Деформирующие стенки 1, оснащенные системой охлаждения, состоят из вертикального участка 2 и наклонного участка 3. Две боковые стенки 4, обеспечивающие продвижение готовых плоских заготовок вниз, также снабжены системой охлаждения. Деформирующие и боковые стенки ограничивают внутреннюю область кристаллизатора. Организованный подобным образом кристаллизатор переменного сечения с подвижными стенками позволяет в пределах его внутреннего объема оказывать термомеханическое воздействие на кристаллизующийся расплав. Главная функциональная особенность такой конструкции кристаллизатора заключается в интенсификации процессов теплоотвода и массопереноса. Приводные валы с эксцентриковыми втулками приводят в движение деформирующие и боковые стенки. Герметичность стыков между составными частями кристаллизатора обеспечивается неподвижными опорными плитами, которые смыкают деформирующие и боковые стенки друг с другом. Устройство обеспечивает одноручевой выход плоских заготовок вниз под установку. Подробное описание работы устройства изложено в работе [5]. Полученные плоские заготовки в поперечном сечении имеют форму прямоугольника с размерами 60×10 мм, длина заготовок может быть ограничена только глубиной колодца, находящегося под устройством. В имеющейся лабораторной установке глубина колодца равна 2,5 м, поэтому длина исследуемых плоских заготовок равнялась 2 м.

Расплав исследуемого металла подготавливали с помощью индукционной плавильной установки УИП-100-2.4-0.6х2Г. Рафинирование расплава проводили с применением гексахлорэтана в соответствии с рекомендациями работы [6]. Сплав Д1 разогревали в печи до температуры 710°С, согласно рекомендациям, приведенным в работах [7, 8]. В устройстве реализуется процесс объемной кристаллизации, поэтому для предупреждения преждевременного затвердевания расплава в кристаллизаторе, температура заливаемого расплава была выше на 10–20°С, чем при обычном литье. Во избежание снижения механических характеристик металлоизделий и образования горячих трещин, необходимо строго контролировать температуру расплава и не допускать его перегрева в печи более чем на 20°С.

Температуру расплава контролировали с помощью термопар градуировки ХА(К) по ГОСТ Р8.585–2001 [9]. Показания термопар фиксировали с помощью многоканального измерителя температуры «Термодат-29М1».

Разогретый в индукционной печи расплав переливали в промежуточный ковш, где его отстаивали, после отстаивания с поверхности расплава удаляли всплывшие капли шлака. Из промежуточного ковша расплав заливали в кристаллизатор устройства. Для предупреждения сквозного протекания расплава в кристаллизаторе устройства, в качестве «заправки» устанавливали асбестовую ленту. Работу устройства организовали таким образом, что его включение происходило с запаздыванием на 5 с относительно поступления расплава в кристаллизатор. Благодаря повторяющемуся сближению и расхождению деформирующих стенок кристаллизатора и продвижению плоской заготовки вниз боковыми стенками, поэтапно реализовывались следующие процессы: интенсивное охлаждение расплава, деформирование расплава в твердожидком состоянии с одновременным механическим перемешиванием, пластическое деформирование на заключительной стадии формообразования.

Режим работы устройства для получения металлоизделий из сплава Д1 следующий: частота сближения деформирующих стенок 1,33–1,66 Гц; силовое воздействие, циклически оказываемое на формируемое металлоизделие при реализации техпроцесса, 86 МПа; температура подаваемой в систему охлаждения воды 70°С при давлении 0,395 МПа. Внешний вид полученной плоской заготовки представлен на рис. 2.

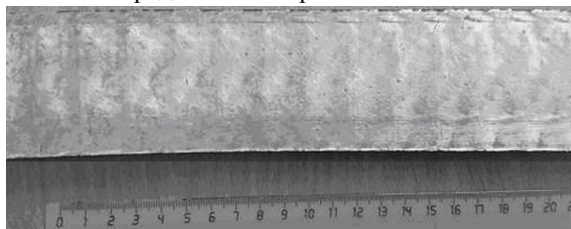


Рис. 2. Внешний вид плоской заготовки из сплава Д1

Исследование твердости металлоизделий проводили в соответствии с ГОСТ 9012–59 [10] с соблюдением требований шероховатости по ГОСТ 2789–73 [11] с использованием напольной испытательной машины для определения механических характеристик AG-250kNX фирмы Shimadzu (Япония) – диаметр индентора 5 мм, усилие 2452 Н, продолжительность воздействия 30 с. Измерение диаметров отпечатков проводили с помощью светового микроскопа Axio Vert.A1 MAT фирмы Carl Zeiss (Германия).

Наиболее простой и доступный способ определения механических характеристик (прочность и пластичность материала) – это проведение исследований на растяжение в соответствии с ГОСТ 1497–84 [12].

Исследуемый сплав Д1 поставлялся в виде прутка диаметром 180 мм. Для того чтобы определить в каком состоянии поставлен пруток, проведены испытания по определению предела прочности при растяжении с использованием напольной универсальной испытательной машины AG-250kNX фирмы Shimadzu (Япония). Результаты, полученные при испытании, сравнивали с механическими свойствами прутков нормальной прочности при растяжении, указанных в ГОСТ 21488–97 [13]. В табл. 2 приведены механические свойства сплава Д1 в состоянии поставки в виде прутка в соответствии с ГОСТ 21488–97 и свойства исследуемого в данной работе сплава.

Твердость сплава Д1 в состоянии поставки не регламентируется ГОСТ. Для определения твердости сплава провели забор материала прутка в поперечном и продольном направлениях. В каждом направлении подготавливали по три образца для исследования твердости, в поперечном направлении твердость определяли по пяти точкам, расположенным вдоль диаметра. Твердость в точках 1 и 5 соответствует твердости прикраевой области прутка из сплава Д1, в точке 3 – осевой области прутка, в точках 2 и 4 – области, равноудаленной от точек 1–3 и 3–5 соответственно.

Таблица 2

Механические свойства сплава Д1 (пруток) в соответствии с ГОСТ 21488–97 и исследуемого сплава Д1 в состоянии поставки

Сплав Д1	Состояние материала прутка при изготовлении	Состояние материала образцов при испытании	Диаметр прутка, мм	Предел прочности при разрыве	Предел текучести	Относительное удлинение, %
				МПа		
Нормальной прочности	Без термической обработки	Без термической обработки	От 8 до 300	195	110	12
		Закаленное + естественно состаренное	От 130 до 300	355	195	10
	Закаленное + естественно состаренное	Закаленное + естественно состаренное	От 8 до 300	375	215	12
Повышенной прочности	Без термической обработки	Закаленное + естественно состаренное	От 8 до 300	420	275	8
В состоянии поставки	Без термической обработки		180	193	108	10

Для определения твердости в продольном направлении, исследования проводили в осевой плоскости по методике аналогичной той, по которой определяли твердость в поперечном направлении. Результаты исследований твердости сплава Д1 в состоянии поставки приведены в табл. 3.

Результаты и обсуждение

Сплав Д1 поставляется без термической обработки, поэтому влияние предварительной обработки на изменение механических свойств материала сведено к минимуму, и можно утверждать, что все изменения механических характеристик металла обусловлены рассматриваемой технологией.

Перерабатывая сплав Д1 из состояния поставки в плоские заготовки путем применения технологии совмещения непрерывного литья и деформации металла в твердожидком состоянии, получили металлоизделия со свойствами, отличающимися от механических характеристик, приведенных в табл. 2 и 3. Полученные плоские заготовки в сечении имели прямоугольную геометрическую форму с размерами 60×10 мм, т.е. толщиной 10 мм, поэтому их можно рассматривать как полосы. Соответственно для исследования полос наиболее важны поперечное и продольное направ-

ления расположения волокон, причем продольное направление – по ширине и по высоте заготовки, как показано на рис. 3. Исследование твердости полученных плоских заготовок проводили по трем направлениям: поперечном, продольном по ширине и высоте заготовки. В каждом направлении подготавливали по три образца, измерение твердости проводили в пяти точках. Для исследования твердости в продольном направлении подготавливали образцы из прикраевой и центральной областей заготовки. В табл. 4 приведены результаты исследований твердости по Бриннелю плоских заготовок из сплава Д1 (диаметры отпечатков и значения твердости в каждой точке не приводили – указаны средние значения твердости по каждому образцу).

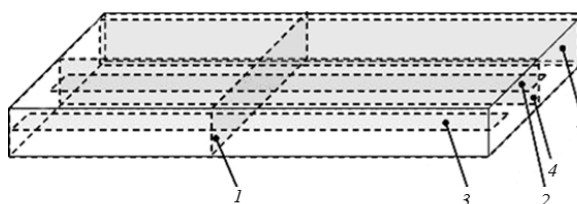


Рис. 3. Схема вырезки образцов, взятых в поперечном (1), продольном (2, 3) и высотном направлениях (4, 5)

Таблица 3

Твердость по Бринеллю (НВ) сплава Д1 в состоянии поставки

Исследуемое направление	Условный номер образца	Среднее значение НВ, МПа	
		по образцу	по направлению
Поперечное	1	614,59	614,07
	2	613,40	
	3	614,23	
Продольное	1	596,90	596,39
	2	595,85	
	3	596,42	

Таблица 4

Твердость по Бринеллю (НВ) плоских заготовок из сплава Д1

Исследуемое направление	Условный номер группы образцов (исследуемая область)	Условный номер образца	Среднее значение НВ, МПа	
			по образцу	по направлению
Поперечное	1	1.1	797,32	791,21
		1.2	787,92	
		1.3	788,39	
Продольное по ширине металлоизделия	2 (центральная)	2.1	747,58	745,76
		2.2	736,67	
		2.3	753,02	
	3 (прикраевая, на расстоянии 1 мм от края)	3.1	828,01	832,12
		3.2	833,15	
		3.3	835,19	
Продольное по высоте металлоизделия	4 (центральная)	4.1	713,72	711,24
		4.2	709,50	
		4.3	710,49	
	5 (прикраевая, на расстоянии 1 мм от края)	5.1	832,40	823,80
		5.2	824,76	
		5.3	814,24	

Анализируя результаты, приведенные в табл. 4, можно утверждать, что в прикраевых областях плоских заготовок твердость больше, чем в центральной части. В продольном направлении по ширине образца разница значений твердости для центральной и прикраевой областей составляет 6,1%, а в продольном направлении по высоте образца такая разница достигает 15%. В поперечном направлении разница в значениях твердости составляет 17,6%.

Изменение твердости сплава в состоянии поставки по объему прутка не превышало 1,7%, поэтому можно утверждать, что повышенная твердость в прикраевых областях плоских заготовок является следствием реализации технологического процесса. Повышение твердости в прикраевых областях связано с интенсификацией процессов охлаждения, которые реализуются в данной технологии. В зоне контакта расплава со стенками кристаллизатора происходил интенсивный теплоотвод, что привело к возникновению активных первичных зародышей кристаллизации. Результатом охлаждающего воздействия явился переход расплава в твердожидкое состояние. Механизм зарождения большого количества центров кристаллизации при интенсивном охлаждении расплава подробно рассмотрен в работе [14]. Результаты, полученные в данном исследовании, соответствуют схеме затвердевания расплава при интенсивном охлаждении, описанной в работе [14]. После зарождения первичных центров кристаллизации и перехода металла из жидкого в твердожидкое состояние, наступал следующий этап затвердевания. Деформирующие стенки кристаллизатора в процессе работы устройства обеспечивали механическое перемешивание твердожидкого расплава, интенсифицируя процесс массопереноса, а также лавинообразный рост вторичных центров кристаллизации. Благодаря механическому воздействию происходило дробление ранее возникших кристаллов, имеющих преимущественно дендритное строение, ветви дендритов отрывались и становились вторичными центрами кристаллизации. Процесс образования вторичных центров кристаллизации происходил практически по всему объему расплава, находящегося в кристаллизаторе, – за исключением областей контакта расплава со стенками кристаллизатора. В контактной зоне формировалась так называемая «корочка», возникновение которой обусловлено отставанием диффузионных процессов от фазовых переходов. В зоне контакта расплава с подвижными стенками кристаллизатора реализовывалось интенсивное охлаждение, формировалась твердая фаза и осуществлялось скопление примесей у границ раздела фаз, которые препятствовали перемешиванию диффузионных слоев, – таким образом происходило формирование «корочки», которая вследствие циклического движения стенок кристаллизатора претерпевала многократные

термические и механические деформации, поэтому материал прикраевой области приобрел механические свойства, отличающиеся от свойств материала центральной части заготовки.

В прикраевых областях заготовок по сравнению с их центральными областями отмечается увеличение твердости на 11,6–16,9%, причем процент увеличения различный и зависит от выбранного направления исследования. Максимальное увеличение твердости отмечено в прикраевых областях в поперечном сечении. Разница в значениях твердости между центральной частью заготовки и ее краем составила 16,9%. Наименьший перепад в значениях твердости отмечен в продольном направлении по ширине металлоизделия и составил 11,6%. В продольном направлении по высоте металлоизделия разница в значениях твердости не превышала 15,8%. Сравнивая твердость сплава Д1 в состоянии поставки и после его переработки, можно с уверенностью утверждать, что твердость сплава увеличилась на 28,9–32,3%, причем такое улучшение свойств, происходило сразу после выхода заготовки из кристаллизатора, без введения дополнительных процедур обработки слитка. Необходимо отметить, что твердость полученных плоских заготовок из сплава Д1 меньше максимально возможной твердости сплава Д1 всего на 17%, причем максимальной твердости можно достичь путем применения к сплаву целого ряда дополнительных процедур. Максимальная твердость у сплава Д1 отмечена в горячепрессованном состоянии с последующим старением (931,95 МПа), после применения рассматриваемой технологии твердость плоских заготовок сразу после выхода из устройства достигает 794,61 МПа.

Для проведения исследований механических свойств плоских заготовок подготовлены пять групп образцов – по три в каждой группе из различных областей заготовок – в соответствии с рис. 3. Образцы, взятые в продольном направлении по ширине металлоизделия, выполнены в форме пластины, имели следующие геометрические размеры рабочей области (толщина×длина×ширина): 2×33×8 мм. Образцы, взятые в поперечном направлении, выполнены в форме пластины размером 2×30×6 мм. Образцы, взятые в продольном направлении по высоте металлоизделия, выполнены в форме пластины размером 2×25×5 мм.

Исследования образцов на растяжение проводили с использованием напольной универсальной испытательной машины для определения механических характеристик AG-250kNX фирмы Shimadzu (Япония). Скорость растяжения образцов устанавливали 0,01 мм/с, поэтому можно считать, что растяжение было квазистатическим, испытания проводили при комнатной температуре (20°C).

Механические свойства образцов, вырезанных в трех направлениях из плоских заготовок из сплава Д1

Исследуемое направление	Условный номер группы образцов (исследуемая область)	Условный номер образца	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ , %
			МПа		
Поперечное	1	1.1	225,17	142,27	23,5
		1.2	224,69	140,84	24
		1.3	226,10	143,31	23,3
Продольное по ширине металлоизделия	2 (центральная)	2.1	237,29	169,21	24
		2.2	236,93	169,14	24
		2.3	237,14	168,97	23
	3 (прикраевая, на расстоянии 1 мм от края)	3.1	246,96	171,13	14
		3.2	247,13	171,23	14,3
		3.3	247,09	172,04	14,5
Продольное по высоте металлоизделия	4 (центральная)	4.1	238,24	153,95	29
		4.2	239,15	153,81	29
		4.3	239,19	153,98	29
	5 (прикраевая, на расстоянии 1 мм от края)	5.1	238,63	182,15	10,4
		5.2	239,59	181,89	11,2
		5.3	238,61	181,96	10,8

Результаты исследований на растяжение образцов, вырезанных из плоских заготовок в трех направлениях, указанных на рис. 3, приведены в табл. 5.

Полученные результаты механических свойств плоских заготовок из сплава Д1 согласуются с результатами проведенных исследований твердости по Бринеллю. Из данных табл. 4 и 5 видно, что в полученных заготовках имеет место краевой эффект. В прикраевой области материал более прочный и твердый, но обладает меньшей пластичностью в сравнении с материалом центральной части заготовок.

Полученные результаты показывают, что рассматриваемая технология влияет на изменение механических свойств сплава Д1. Полученные плоские заготовки приобрели повышенные механические свойства: $\sigma_b \approx 240$ МПа, $\sigma_{0,2} \approx 155$ МПа, $\delta \approx 25\%$, $HV \approx 781$ МПа. Технология совмещения непрерывного литья металлов с одновременной их деформацией в твердожидком состоянии позволила за короткий производственный цикл, длящийся всего 1 мин, получить 2 м заготовки и при этом (без дополнительных процедур последующей обработки) увеличить предел прочности при растяжении на 24,5%, предел текучести – на 43,5%, относительное удлинение – в 2,5 раза, твердость по Бринеллю – на 29%.

Повышение механических свойств сплава Д1 при его переработке рассматриваемым способом связано с физическими особенностями реализуемого техпроцесса. При сближении деформирующих стенок устройства, оснащенных системой охлаждения, в зоне контакта стенок устройства и

расплава происходило интенсивное охлаждение металла, находящегося в кристаллизаторе, что явилось причиной возникновения большого количества зародышей кристаллизации. Выдерживание расплава в необходимом диапазоне температур в процессе работы устройства происходило автоматически, так как после охлаждения расплава подвижные стенки расходились в разные стороны. Между затвердевающим расплавом и стенками кристаллизатора возникала воздушная прослойка, которая способствовала теплоизоляции стенок кристаллизатора от горячего металла, а система охлаждения, расположенная внутри стенок кристаллизатора, интенсивно охлаждала их, поэтому при повторном сближении стенок и контакте с металлом вновь происходило интенсивное охлаждение расплава. Циклическое воздействие на затвердевающий расплав интенсифицировало не только процессы теплопереноса, но также и процессы массопереноса, благодаря механическому перемешиванию металла в твердожидком состоянии. Необходимо отметить, что такое воздействие на расплав также способствовало образованию вторичных центров кристаллизации в результате дробления ранее образованных кристаллитов и переноса их частиц по всему объему жидкой фазы. В результате работы подвижных стенок кристаллизатора, осуществляющего сложное воздействие на расплав, в затвердевших областях металлоизделия создавались сдвиговые напряжения, которые способствовали упрочнению заготовок. Фотографии сформированной мелкозернистой структуры в металлоизделии при реализации рассматриваемого процесса представлены на

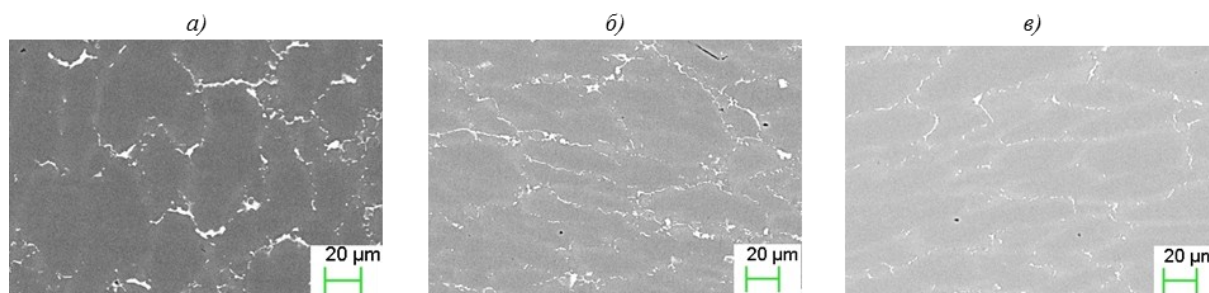


Рис. 4. Микроструктура металлоизделия из сплава Д1 в поперечном (а) и продольном направлениях по ширине (б) и высоте металлоизделия (в)

рис. 4. На рис. 5 представлены фотографии микроструктуры поверхностных слоев металлоизделия в трех исследуемых направлениях. Механические свойства, указанные в табл. 4 и 5, полностью согласуются с микроструктурой, представленной на рис. 4 и 5. Таким образом, процесс деформирования – как результат данной технологии – способствует повышению механических характеристик, требует минимальных силовых затрат, так как в нем не предполагается дополнительно разогревать материал, а используется собственное тепло остывающего металла. Полученные результаты полностью согласуются с результатами исследований, изложенных в работах [2, 14].

Рассматриваемая технология позволяет получать заготовки с улучшенными механическими свойствами со скоростью 2–6 м/мин. Скорость получения заготовок и процент повышения механических свойств зависят от выбранного режима работы устройства и заливаемого в устройство расплава. Технологии совмещения непрерывного литья металлов с одновременной их деформацией в твердотвердом состоянии, безусловно, можно отнести к перспективным и энергоэффективным, которым в последние годы уделяется особое внимание [15]. Такие технологии не только позволяют сокращать производственный цикл, но способствуют повышению качества металлоизделий в процессе формообразования, а также могут рас-

сматриваться как основополагающие для разработки техпроцессов по управлению качеством металлических изделий в процессе их формообразования и быть предметом дальнейших исследований.

Заключения

Установлено, что механические свойства сплава Д1 изменяются при его переработке по технологии, совмещающей непрерывное литье металлов с одновременной их деформацией в твердотвердом состоянии. Полученные заготовки имеют повышенные значения механических свойств: σ_b – на 24,5%, $\sigma_{0,2}$ – на 43,5%, НВ – на 29%, δ – в 2,5 раза. В полученных плоских заготовках имеет место анизотропия, в большей степени выраженная в прикраевых областях, что объясняется физическими особенностями процессов, реализуемых в данной технологии.

Рассмотренную технологию можно отнести к энергоэффективной, так как получение длинномерных плоских заготовок с улучшенными характеристиками осуществляется за короткий производственный цикл и без дополнительных процедур подогрева материала благодаря использованию собственного тепла металла. Полученные по данной технологии полуфабрикаты приобретают улучшенные механические свойства сразу по выходе из кристаллизатора и не требуют последующей термической обработки.

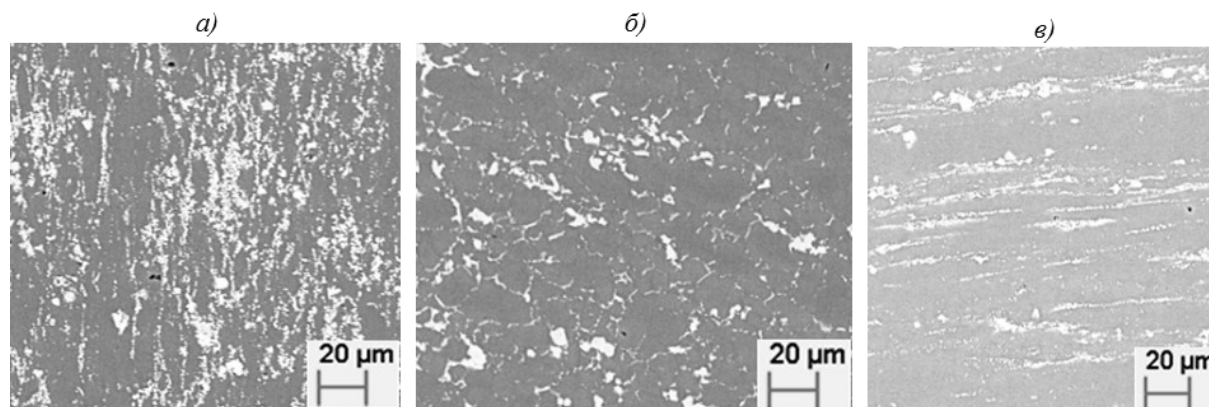


Рис. 5. Микроструктура поверхностных слоев металлоизделия из сплава Д1 в поперечном (а) и продольном направлениях по ширине (б) и высоте металлоизделия (в)

В данной работе показано, что формообразование на базе совмещения нескольких технологических процессов позволяет повышать механические свойства сплава за короткий временной промежуток и получать длинномерные металлоизделия прямоугольного и сложного сечений. Такая технология может применяться для получения полуфабрикатов из технически чистого алюминия, слабо- и среднелегированных алюминиевых сплавов. В отношении высоколегированных, плохо деформируемых сплавов данный принцип формообразования может быть основополагающим для разработки перспективных технологий, а также применяться как отдельный этап технологическо-

го процесса получения длинномерных изделий сложного сечения, таких как стрингер центроплана, стрингер ОЧК (отъемная часть крыла), лонжероны и т. д. Данная технология применима для получения новых материалов: композитов с высокой прочностью и пластичностью, биметаллических материалов, армированных и модифицированных материалов. Полученные результаты могут стать основой для разработки инновационных технологий формообразования из металлов в твердоточном состоянии, а также могут быть предметом дальнейших исследований, таких как изменение механических свойств таких заготовок при последующей термомеханической обработке.

ЛИТЕРАТУРА

1. Семенов Б.И., Куштаров К.М. Производство изделий из металла в твердоточном состоянии. Новые промышленные технологии: учеб. пособие для вузов. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2010. 223 с.
2. Сергеева А.М., Ловизин Н.С., Соснин А.А. Структура и механические свойства плоских заготовок из сплава АД1, полученных в условиях непрерывного литья, совмещенного с деформацией в твердоточном состоянии // Вопросы материаловедения. 2017. №1. С. 84–91.
3. ГОСТ 4784–97. Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки. М.: Изд-во стандартов, 1997. 10 с.
4. Устройство для получения непрерывнолитых деформированных заготовок: пат. 2116158 Рос. Федерация. №96111894/02; заявл. 13.06.96; опубл. 27.07.98, Бюл. №21. 12 с.
5. Сергеева А.М., Ловизин Н.С., Соснин А.А., Одинокоев В.И. Исследование структуры и механических свойств металлоизделий из сплава АД0, полученных с помощью новой технологии непрерывного литья // Перспективные материалы. 2016. №4. С. 13–18.
6. Промышленные алюминиевые сплавы / С.Г. Алиева, М.Б. Альтман, С.М. Амбарцумян и др. М.: Металлургия, 1984. 528 с.
7. Габидуллин Р.М., Ливанов В.А., Шипилов В.С. Непрерывное литье алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1977. 168 с.
8. Германн Э. Непрерывное литье: справочник. Пер. с нем. / под ред. В.И. Добаткина, В.С. Рутеса, Э.Р. Шора. М.: Металлургиздат, 1961. 814 с.
9. ГОСТ Р 8.585–2001. Термопары. Номинальные статические характеристики преобразования. М.: Изд-во стандартов, 2002. 84 с.
10. ГОСТ 9012–59. Металлы. Метод измерения твердости по Бринеллю. М.: Стандартиформ, 2007. 39 с.
11. ГОСТ 2789–73. Шероховатость поверхности. Параметры и характеристики. М.: Стандартиформ, 2006. 6 с.
12. ГОСТ 1497–84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. М.: Изд-во стандартов, 2008. 24 с.
13. ГОСТ 21488–97. Прутки прессованные из алюминия и алюминиевых сплавов. Технические условия. М.: Изд-во стандартов, 2001. 22 с.
14. Аптекарь И.Л., Каменецкая Д.С. О влиянии давления на зарождение центров новой фазы // ФММ. 1962. Т. 14. Вып. 2. С. 316–319.
15. Бровман М.Я. Совмещенные процессы непрерывного литья и прокатки. Саарбрюккен: LAP LAMBERT Academic Publishing, 2014. 626 с.