



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-36-49>  
УДК 621.74.01+621.787.4

Поступила 22.07.2025  
Received 22.07.2025

## ОБРАБОТКА ДАВЛЕНИЕМ АЛЮМИНИЕВО–МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ЗАКРИСТАЛЛИЗОВАННЫХ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ЦЕНТРОБЕЖНЫХ СИЛ

*А. В. ЧЕКУЛАЕВ, ОАО «НПО Центр»,*

*Минск, Беларусь, ул. Шаранговича, 19. E-mail: achekulayeu@npo-center.com, reliable.sys@mail.ru*

*П. А. ВИТЯЗЬ, Управление аэрокосмической деятельности аппарата НАН Беларуси,*

*Минск, Беларусь, пр. Независимости, 66. E-mail: vitiaz@presidium.bas-net.by*

*Опробован процесс центробежного литья сплавов АМг5 и АМг6 при коэффициентах гравитационной нагрузки (КГН) 300 и 500g. Выявлено, что положительный эффект повышения КГН на кристаллизацию расплава проявляется в большей степени при литье сплавов с высоким содержанием легирующего элемента, так как это не только способствует измельчению зерна и очистке расплава от хрупких железокремниевых соединений, но и позволяет увеличивать растворимость легирующих компонентов в  $\alpha(Al)$ . Так, отливки из АМг6, полученные при 500g, в сравнении с 300g имеют прочность и пластичность, увеличенную соответственно в 1,1 и 1,3 раза. В сравнении с лучшими образцами литого сплава АМг6 по ГОСТ 1583–93, способом центробежного литья при 500g получен литой сплав АМг6 с прочностью, пластичностью и твердостью выше на 15–25, 10–50 и 40% соответственно. При этом сплав имеет структуру, как при закалке на твердый раствор. С помощью метода прокатки исследован процесс пластической деформации алюминий-магниевого сплава марки АМг5 и АМг6 со структурой, полученной литьем при 500g. В результате обработки различных технологических маршрутов прокатки достигнуто упрочнение литого сплава АМг6, полученного при 500g, характеризующееся повышением прочности и твердости в 1,6 раза при суммарной деформации 60%. Получен материал АМг6 с прочностью от 411 до 435 МПа и относительным удлинением от 10 до 13% в зависимости от его направления при растяжении. Показана перспективность и необходимость проведения дальнейших исследований в области получения сплавов АМг методом центробежного литья при КГН 300–500g и последующей их пластической деформации.*

**Ключевые слова.** Центробежное литье, отливка, сплав, АМг, фазы, структура, пластическая деформация, обработка давлением, прокат, упрочнение, прочность, пластичность, твердость.

**Для цитирования.** Чекулаев, А. В. Обработка давлением алюминий-магниевого сплава, закристаллизованных в условиях высоких центробежных сил / А. В. Чекулаев П. А. Витязь // Литье и металлургия. 2025. № 3. С. 36–49. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-36-49>.

## PRESSURE TREATMENT OF ALUMINUM–MAGNESIUM ALLOYS SOLIDIFIED UNDER HIGH CENTRIFUGAL FORCES

*A. V. CHEKULAEV, OJSC “NPO Center”,*

*Minsk, Belarus, 19, Sharangovicha str. E-mail: achekulayeu@npo-center.com, reliable.sys@mail.ru*

*P. A. VITYAZ, Aerospace Activities Department of the Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus,*

*Minsk, Belarus, 66, Nezavisimosti ave. E-mail: vitiaz@presidium.bas-net.by*

*The process of centrifugal casting of AMg5 and AMg6 alloys was tested under gravitational load coefficients (GLC) of 300g and 500g. It was found that the positive effect of increased GLC on melt crystallization is more pronounced when casting alloys with higher alloying element content. This promotes not only grain refinement and melt purification from brittle iron-silicon compounds but also enhances the solubility of alloying elements in  $\alpha(Al)$ . Thus, castings from AMg6 obtained at 500g, compared to those at 300g, showed 1.1 and 1.3 times higher strength and ductility, respectively. Compared to the best samples of cast AMg6 alloy produced according to GOST 1583–93, centrifugal casting at 500g yielded an AMg6 alloy with strength, ductility, and hardness increased by 15–25, 10–50, and 40%, respectively. Moreover, the alloy exhibits a structure equivalent to that obtained through solution heat treatment. Using the rolling method, the process of plastic deformation of AMg5 and AMg6 aluminum-magnesium alloys with structures obtained via casting at 500g was studied. As a result of developing various rolling routes, the AMg6 cast alloy obtained at 500g was strengthened, achieving a 1.6-fold increase in strength and hardness at a total deformation of 60%. The resulting AMg6 material had a strength ranging from 411 to 435 MPa and an elongation of 10 to 13%, depending on the tensile direction. The results demonstrate the promise and necessity of further research into producing AMg alloys via centrifugal casting under GLCs of 300–500g followed by plastic deformation.*

**Keywords.** Centrifugal casting, casting, alloy, AMg, phases, structure, plastic deformation, pressure treatment, rolling, strengthening, strength, ductility, hardness.

**For citation.** Chekulaev A. V., Vityaz P. A. Pressure treatment of aluminum-magnesium alloys solidified under high centrifugal forces. Foundry production and metallurgy, 2025, no. 3, pp. 36–49. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-36-49>.

### Введение

Анализ тенденций получения и применения новых конструкционных материалов показывает, что сплавы на основе алюминия заслуживают особого внимания, так как они характеризуются большой удельной прочностью и коррозионной стойкостью. Легкость алюминиевых сплавов делает их особенно незаменимыми в авиа-, машино- и судостроении [1].

Объем производства деформируемых алюминиевых сплавов составляет около 80% и лишь 20% – литейных [2]. Из всего многообразия алюминиевых сплавов, одновременно относящихся как к деформируемым, так и к литейным, можно выделить сплавы системы Al–Mg (далее – AMg) [3, 4] с содержанием  $Mg \leq 6\%$ , с упрочняющими интерметаллидными фазами в виде соединений  $Mg_2Al_3$ ,  $Mg_5Al_8$ ,  $Mg_2Si$  и др. [5, 6]. Алюминиевая матрица обеспечивает пластичность, а упрочняющие фазы улучшают показатели прочности, упругости, термо- и износостойкости [7]. Сплавы AMg оптимально сочетают высокие значения прочности с пластичностью, а также характеризуются хорошей коррозионной стойкостью и свариваемостью. При этом чем больше содержание Mg, тем прочнее сплав. Сплавы, содержащие до 7% Mg, дают очень незначительное упрочнение при термической обработке. Вследствие этого сплавы AMg упрочняют с помощью пластической деформации и используют в нагартованном (80% наклепа) и полунагартованном (40% наклепа) состоянии. Так, прокат, например лента до 4 мм, при температуре 20 °C из AMg6 в нагартованном состоянии имеет прочность порядка 375 МПа по ГОСТ 13726-97. Однако применение наклепа ограничено из-за резкого (более чем в два раза) снижения пластичности сплавов. Кроме того, при содержании магния свыше 6% механическая структура сплава в нагартованном состоянии приобретает нестабильный характер, также ухудшается коррозионная стойкость и снижается модифицирующий эффект от Mg [8–10]. Легирование магнием, кроме того, вызывает склонность к окислению во время плавки, разливки и кристаллизации, что приводит к появлению оксидных пленок в структуре и снижению механических свойств. В ряде случаев такая склонность к окисляемости сплавов AMg при их взаимодействии с воздухом может образовать в расплаве даже неметаллические включения в виде оксидов типа шпинели  $Mg(AlO_2)_2$ , которые замешиваются в расплав и, попадая в отливку, снижают ее свойства.

Перечисленные выше сложности и недостатки при работе со сплавами AMg ( $Mg > 6\text{--}7\%$ ) определяют причины того, что для наиболее нагруженных и ответственных изделий, как правило, применяют сплавы марки AMg5 и AMg6 по ГОСТ 4784-74. Удлинения этих сплавов до разрыва не менее 6% (при температуре 20 °C) позволяют обрабатывать их давлением. В таком случае получаемые изделия имеют не только упрочненную структуру, но и геометрию с допусками практически готовых изделий или с минимальными допусками под механическую обработку.

При производстве изделий несложной или плоской формы эффективно используют листовые материалы с различной степенью нагартовки [11]. Основные сложности возникают при получении осесимметричных изделий, особенно крупногабаритных. Очевидно, что в этом случае эффективность изготовления кольцевых изделий может достигаться при применении заготовок в виде кольцевых отливок (слитков). Стоит отметить, что независимо от формы заготовки одним из основных требований, предъявляемых к ее материалу, является то, что его структура должна быть мелкозернистой [12, 13]. Чем мельче структура металла в заготовке, тем выше ее физико-механические свойства и эффективнее последующий процесс ее обработки давлением.

Таким образом, с точки зрения технологичности процесса обработки давлением, например кольцеразкатки осесимметричных заготовок из AMg5 и AMg6, особый интерес представляют кольцевые отливки, полученные методом центробежного литья (ЦЛ) с кристаллизацией расплава в условиях высоких центробежных сил, характеризующиеся коэффициентом гравитационной нагрузки (КГН) 300–500g [14]. Такие отливки имеют не только мелкозернистую структуру (в сравнении с традиционным ЦЛ при КГН менее 250g зерно мельче на 2–3 балла по ГОСТ 21073.1-75), но и улучшенные прочностные и пластические свойства, что обеспечивается за счет получения в их структуре пересыщенного твердого раствора легирующих компонентов в матричном алюминии. Кроме того, структура характеризуется меньшим содержанием (либо вообще отсутствием) и размерами хрупких фаз и соединений в виде  $\beta(Mg_2Al_3)$ ,  $Mg_2Si$ ,  $FeAl_3$ ,  $\alpha(AlFeSi)$ ,  $\beta(AlFeSi)$ , эвтектики  $\alpha(Al) + \alpha(AlFeSi)$  [15, 16]. Все это в комплексе формирует предпосылки

того, что пластическую деформацию таких структур, полученных при КГН 300–500g, можно успешно осуществлять и при меньших температурах, чем обычно это делают. Так, например, раскатку и прокатку изделий из АМг6 традиционно осуществляют при температурах, превышающих не только температуру рекристаллизации сплава, но и распада в нем фаз, содержащих Mg, в частности фазы  $\beta(\text{Mg}_2\text{Al}_3)$ , а именно при 360–420 °С, причем все это делается с частыми промежуточными длительными (2–3 ч и более) отжигами примерно при таких же высоких температурах [17]. Такая раскатка кольцевых заготовок получается достаточно трудо- и энергоемкой. В этой связи, возвращаясь к особенностям структуры сплавов, получаемых в отливках ЦЛ при КГН 300–500g, нужно отметить, что несмотря на вышеотмеченные их преимущества, в настоящее время отсутствует не только технология раскатки или прокатки этих материалов, но и в целом информация о пластической деформации данных сплавов.

Исходя из проведенного анализа, цель данной работы – изучить влияние степени деформации при температуре 20 и 300 °С сплавов АМг5 и АМг6, закристаллизованных в условиях высоких центробежных сил, на изменение их структуры и физико-механических свойств.

### Материалы, методики получения и испытаний образцов

Образцы для испытаний вырезали гидроабразивной резкой по высоте отливок из сплавов АМг5 и АМг6, закристаллизованных при КГН 300 и 500g. Отливки получали с использованием центробежно-литейной машины с вертикальной осью вращения ЦЛ-02Л производства ОАО «НПО Центр». Особенности и технологические режимы получения отливок представлены в [14]. Отличием получения отливок в данном эксперименте являлось то, что водяное охлаждение изложницы после достижения ее рабочих оборотов включалось не сразу, расплав до охлаждения изложницы центрифугировался порядка 45–60 с. Кроме это, при загрузке плавильной печи дополнительно в шихту плавки добавляли флюс универсальный для магниевых сплавов (ТУ ВУ 100196035/011–2007, производства ОДО «Эвтектика», Беларусь) в количестве 0,2–0,3% от металлозавалки. Специфика реализации процесса ЦЛ (центробежная сила, действующая на расплав по мере удаления от внутренней поверхности изложницы, и скорость охлаждения ослабевают) определила необходимость вырезки как дугообразных (длина дуги 200–300 мм) в радиальном (рис. 1, а), так и плоских образцов (длиной  $100 \pm 1$  мм) в хордовом направлении отливок. В обоих случаях толщина образцов составляла 10–20 мм, при этом их ширина была в три раза больше толщины. Перед прокаткой образцы отжигали при температуре 300–320 °С в течение  $60 \pm 10$  мин.

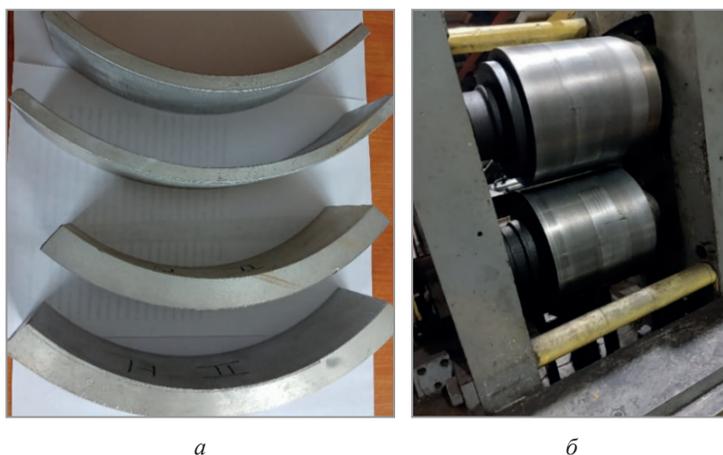


Рис. 1. Внешний вид дугообразных (а) образцов для испытаний, вырезанных из отливок с наружным диаметром 400 мм; двухвалковая клеть стана для прокатки (обжатия) образцов прямоугольного сечения (б)

Деформацию (обжатие) образцов выполняли на прокатном стане с двухвалковой клетью ДУО-320 с диаметром валков 250 мм. Регулировку степени деформации образцов за проход достигали за счет изменения зазора в очаге деформации (между валками), при этом скорость деформации была всегда одинаковой и составляла порядка 0,5 м/с. В процессе испытаний изменялась степень деформации образцов за проход и их температура.

Термическую обработку образцов выполняли в печи ЭКПС-50 (Россия).

Металлография. Образцы для металлографического анализа структуры готовили по стандартной методике. В процессе исследований использовали следующие реактивы для травления и способы применения:

– для выявления микроструктуры – плавиковая кислота 1 см<sup>3</sup> и вода 99 см<sup>3</sup>. Шлиф погружали в реактив на 10–12 с, затем промывали в проточной воде и просушивали;

– для выявления фазы Mg<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> – азотная кислота 20 см<sup>3</sup> и вода 80 см<sup>3</sup>, шлиф погружали на 30–40 с в реактив, подогретый до 70 °С, затем промывали в холодной воде и просушивали.

Металлографический анализ структуры проводили на микроскопе «Альтами МЕТ 1М» (объект микрометр ОМП в его составе).

Химический состав материала выявляли методом оптико-эмиссионной спектроскопии с помощью искрового оптико-эмиссионного спектрометра MiniLab 150 (GNR Analytical Instruments, Италия).

Рентгеноструктурный фазовый анализ изучали с помощью рентгеновского дифрактометра POWDIX 600.

Механические свойства. Прочность и относительное удлинение при растяжении определяли по ГОСТ 1497-84 с помощью электромеханической испытательной машины TESTCOM-50/100.

Твердость по Бринеллю определяли по ГОСТ 9012-59 (диаметр шарика 10 мм, нагрузка 1000 кг, время выдержки 30 с).

### Результаты исследований и их обсуждение

На начальном этапе эксперимента перед вырезкой образцов из отливок проводили комплексное исследование последних на предмет изменения их механических свойств, структуры, химического и фазового состава в радиальном направлении. Анизотропии в осевом направлении отливок не наблюдалось. Изменение механических свойств и количества магния (как основного легирующего элемента алюминия марки АМг) по ширине отливок в зависимости от КГН при их кристаллизации представлено соответственно в табл. 1 и на рис. 2. По результатам исследований химический состав отливок в зависимости от КГН их получения по толщине (в направлении от внешнего радиуса к центру) был следующим:

для АМг5:

– при 300г: Si 0,241–0,236–0,211 %, Mn 1,311–1,261–1,282 %, Fe 0,256–0,233–0,219 %;

– при 500г: Si 0,181–0,141–0,169 %, Mn 1,301–1,286–1,314 %, Fe 0,269–0,202–0,191 %;

для АМг6:

– при 300г: Si 0,253–0,242–0,218 %, Mn 1,304–1,268–1,289 %, Fe 0,258–0,213–0,211 %;

– при 500г: Si 0,186–0,147–0,177 %, Mn 1,294–1,276–1,302 %, Fe 0,267–0,211–0,258 %;

Содержание таких элементов, как Cu, Zn, Ti и др., для обоих материалов был незначительным (менее 0,05 %).

Такой химический состав предполагает, что структура полученных сплавов АМг5 и АМг6 в отливках будет состоять в основном из α(Al) и включений в виде интерметаллидных фаз: β(Mg<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>) или β(Mg<sub>5</sub>Al<sub>8</sub>), Mg<sub>2</sub>Si, MnAl<sub>6</sub>, Al<sub>3</sub>Fe, α(Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>Si), β(Al<sub>5</sub>FeSi), π(Al<sub>8</sub>FeMg<sub>3</sub>Si<sub>6</sub>) и др. Причем какая из последних трех фаз преобладающе будет образовываться, во многом определяется количеством и неоднородностью

Таблица 1. Механические свойства литых сплавов АМг5 и АМг6 в зависимости от способа получения

Материал отливки	ЦП с КГН, г	Предел прочности / предел текучести при растяжении, МПа		Твердость, НВ		Относительное удлинение при 20 °С, %	
		Н	В	Н	В	Н	В
АМг5	300	195/134	225/117	76	81	3,6	5,4
	500	235/103	180/161	84	75	7,5	7,6
АМг6	300	245/185	225/175	83	81	7,0	6,2
	500	270/180	245/180	85	83	8,9	6,6
по ГОСТ 1583-93. Сплавы алюминиевые литейные							
Материал отливки	Способ литья	Предел прочности, МПа		Твердость, НВ		Относительное удлинение при 20 °С, %	
АМг5К (АЛ13)	К	147		55		1,0	
	Д	167		55		0,5	
АМг5Мц (АЛ28)	К	206		55		5,0	
	Д	206		55		3,5	
АМг6л (АЛ23)	К, Д	216		60		6,0	

Примечания: Н, В – соответственно наружный и внутренний радиус отливок; К – литье в кокиль; Д – литье под давлением

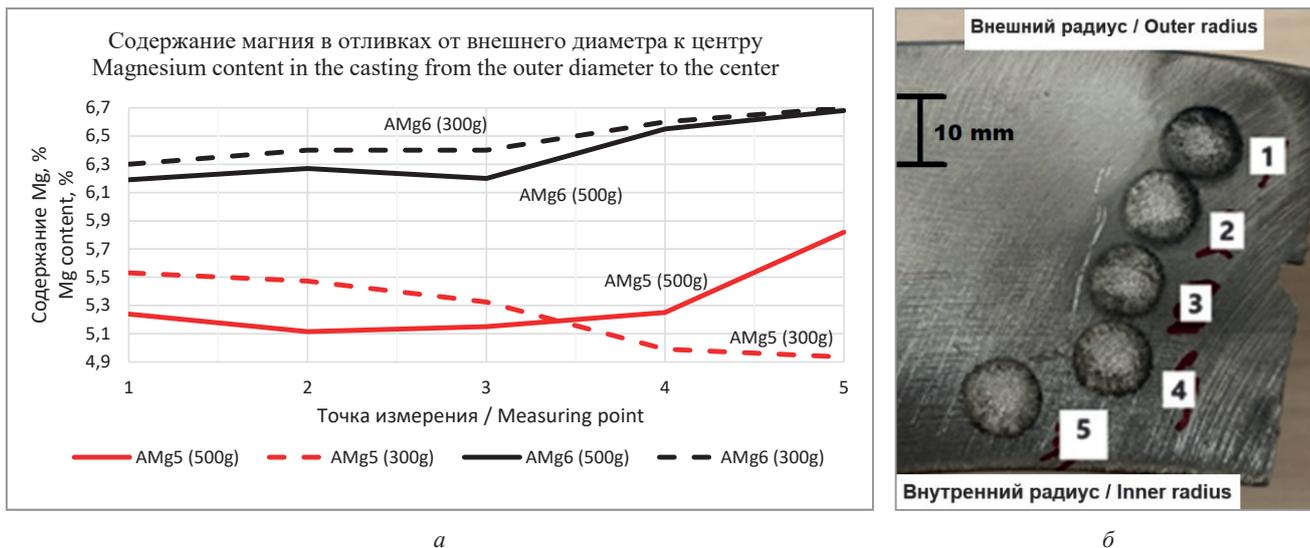


Рис. 2. Изменение содержания Mg (а) в отливках ЦЛ из АМг5 (красная линия) и АМг6 (черная линия) в радиальном направлении (от внешнего радиуса к центру) при КГН 300г (прерывистая линия) и 500г (сплошная линия); схема расположения точек измерения в отливках (б)

Si и Mg в Al в радиальном направлении отливок [18]. Так как кристаллизация расплава осуществляется при значительных КГН (300–500g), то распределение и количество фаз по толщине отливок определяется их плотностью.

Известно, что для алюминиево-магниевых сплавов очень важное значение имеет не только содержание железа и кремния (при больших значениях Fe и Si резко ухудшаются механические свойства сплава), но и их соотношение. Отрицательное влияние этих примесей проявляется в меньшей степени, если в сплавах содержится несколько больше Fe, чем Si [16]. Кроме того, избыточный кремний, химически соединяясь с магнием, образуя силицид магния  $Mg_2Si$ , обедняет матричный алюминий от содержания магния. При медленных скоростях охлаждения силицид магния образуется в форме крупных скоплений, которые также снижают пластичность сплава.

Исследование химического состава сплава от КГН показывает, что в процессе литья повышение КГН с 300 до 500g позволяет эффективно очищать расплав от избыточного Si, частицы которого попадают во время заливки расплава в изложницу при использовании литников с футеровкой на основе кварцевого песка (как и в нашем эксперименте). При таком повышении КГН содержание избыточного кремния в отливках снижается примерно в 1,5 раза до 0,14–0,18%.

На основе анализа содержания Mg в отливках из АМг5 и АМг6 установлено, что в радиальном направлении наблюдается зональная неоднородность содержания (ликвация) Mg (рис. 2). Характер ликвации Mg определяется не только КГН, но и имеет свои отличительные особенности в зависимости от его количества в исходном расплаве. Для АМг6 как при 300g, так и при 500g наблюдается плавное (практически линейное) увеличение содержания Mg в направлении от наружных слоев к оси отливки. В случае АМг5 характер изменения Mg в зависимости от КГН получился иной. Так, при 500g ликвация аналогична, как и для АМг6, а при 300g количество Mg в том же направлении отливки, наоборот, снижается. Значительное различие в содержании Mg при разных КГН для сплава АМг5 и АМг6 связано с тем, что процесс получения (плавки) данных сплавов имел свои особенности и они еще на стадии выгрузки из печи в своем объеме имели разную неоднородность. В нашем эксперименте для получения отливок из АМг6, в отличие от АМг5, при плавке шихты в расплав дополнительно добавляли Mg в твердом состоянии в виде кусков (массой 0,2–0,3 кг) Mg80 в количестве 1 мас.%. Таким образом, очевидно, что расплав АМг6 в сравнении с АМг5 при выгрузке из печи имел в своем объеме большую исходную химической неоднородностью с зонами как с меньшей, так и с большей концентрацией Mg.

С учетом вышесказанного, повышение концентрации Mg во внутренних слоях отливки для сплавов АМг6 (при 300 и 500g) и АМг5 (при 500g) обусловлено протеканием процесса обратной ликвации, возникающей при действии центробежной силы, и пропиткой менее плотными фазами  $\beta(Mg_2Al_3)$  и  $Mg_2Si$  межзеренных каналов и пор [19]. В результате содержание Mg во внутренних слоях отливок повышенное. При этом анализ табл. 1 показывает, что во внешних слоях отливок, характеризующихся наибольшими скоростями переохлаждения расплава и локальными давлениями, несмотря на пониженную концентрацию

легирующих элементов (рис. 2), наблюдается повышение их прочности и пластичности. Уменьшение прочности во внутренних слоях, а для АМг6 и пластичности, свидетельствует о том, что образующиеся в них фазы  $\beta(\text{Mg}_2\text{Al}_3)$  и  $\text{Mg}_2\text{Si}$  группировались в крупные включения с повышенной хрупкостью.

В случае АМг5 при 300g, в сравнении с АМг6 при тех же КГН 300g, отсутствие протекания аналогичной обратной ликвации обусловлено меньшим количеством Mg. Такое соотношение Mg и Si в присутствии Fe приводит к преимущественному образованию более плотной фазы  $\pi(\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6)$ , нежели менее плотных фаз  $\beta(\text{Mg}_2\text{Al}_3)$  и  $\text{Mg}_2\text{Si}$  [18], и соответственно ее смещению к наружным зонам отливок. Общим результатом является большее содержание Mg во внешних зонах отливок. При этом анализ табл. 1 показывает, что хотя во внешних слоях скорости переохлаждения расплава и локальные давления на него со стороны центробежной силы больше, именно во внутренних слоях прочность и пластичность выше. Это обусловлено хрупкостью фазы  $\pi(\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6)$  во внешних слоях и образованием фаз  $\beta(\text{Mg}_2\text{Al}_3)$  и  $\text{Mg}_2\text{Si}$  в виде упрочняющих дисперсных включений.

Подводя итог вышесказанному о неоднородности химического состава и свойств в отливках по толщине, нужно отметить, что мы не исключаем и тот факт, что в процессе получения различных отливок температура массивной стальной изложницы (масса в сборе порядка 100–120 кг) при заливке расплава (массой не более 30 кг) имела слишком большой разброс температур от 200 до 300 °С, что в свою очередь привело к относительно разным скоростям охлаждения расплавов для разных отливок, а значит, и к разным условиям их кристаллизации. Как результат, это в некоторой степени повлияло на кристаллизацию и изменение свойств отливок. В любом случае очевидно, что для более детального определения процессов, влияющих на неоднородности отливок в радиальном направлении, или корректировки установленных закономерностей их свойств от состава сплава и значений КГН при литье требуются дополнительные исследования. Однако уже сейчас можно предположить, что положительное влияние КГН при его увеличении на кристаллизацию расплава проявляется в большей степени при литье сплавов с большим содержанием легирующего элемента. В данном случае подразумевается, что повышение КГН не только способствует измельчению зерна и очистке расплава от хрупких (нежелательных) железокремниевых соединений, но и позволяет при прочих равных условиях увеличивать растворимость легирующих компонентов в  $\alpha$ -твердом растворе алюминия.

Сравнение механических свойств литых сплавов АМг в зависимости от способа получения (табл. 1) дополнительно подтверждает, что ЦЛ дает отливки наилучшего качества и повышение при этом КГН способствует улучшению их свойств. При этом положительное влияние повышения КГН в большей степени проявляется при литье АМг с большим содержанием Mg. В сравнении с лучшими свойствами литого сплава АМг6 по ГОСТ 1583-93 (табл. 1) прочность и пластичность этого сплава, полученного при 500g, выше на 15–25 и 10–50% соответственно. Также не может остаться без внимания, что при этом твердость увеличивается в 1,4 раза до значений 83–85 НВ. Такое существенное повышение твердости свидетельствует о том, что в процессе центрифугирования и кристаллизации в условиях КГН 500g сплав не только уплотнился, но и приобрел структуру, как при закалке на твердый раствор, когда легирующие элементы максимально растворены в основной кристаллической решетке.

Анализ полученных результатов (табл. 1) показал, что материал АМг5 и АМг6, закристаллизованный при КГН 500g, в сравнении с КГН 300g обладает предпочтительными свойствами для последующей его бездефектной деформации. Поэтому далее в исследованиях использовались образцы, полученные при КГН 500g, причем для отработки базовых режимов деформации предварительные исследования проводили на образцах из АМг5, а последующие и более детальные – на образцах из АМг6.

Маршрут и результаты прокатки образцов из АМг5 представлены соответственно в табл. 2 и на рис. 3. При назначении базовых режимов прокатки руководствовались подходом пластической деформации (упрочнения) материалов, когда первый проход осуществляется при наибольших степенях деформации с постепенным ее уменьшением при последующих проходах. Первый проход должен обеспечивать пластическую деформацию по всему сечению образца, недостаточные степени деформации приводят к их расслоению (раскрытию) [16]. Для алюминиевых сплавов в первых проходах рекомендуется создавать условия для упрочнения металла без рекристаллизации, в последующих проходах рекристаллизация допускается. Далее степень деформации перестает играть роль управляющего параметра, и свойства изделия определяют температура и скорость деформации [20, 21]. При прессовании последняя величина вынужденно невысокая, что объясняется опасностью перегрева металла. Такой подход позволяет получать прессованный материал с некристаллизованной (полигональной) структурой с субзерненными границами, что способствует значительному приращению его прочности (структурное упрочнение) [22].

Таблица 2. Маршрут и результаты прокатки литого АМг5 при КГН 500g

Холодная прокатка, температура образца $20 \pm 5^\circ\text{C}$				
№ прокатки	Обжатия по проходам, % (количество проходов)	Суммарная деформация, %	Твердость, НВ	Результаты прокатки, дефекты, примечания
1	17 (1)	17	81	Дефекты отсутствуют
2	20–22 (2)	37	121	Разрушение образца после второго прохода, рис. 3, а
3	32 (1)	32	114	Разрушение образца, рис. 3, б
Горячая прокатка, температура образца в начале* прокатки $300 \pm 20^\circ\text{C}$				
4	40 (1)	40	85	Рванина и разрывы, развивающиеся с торцевых поверхностей, рис. 3, в
5	50 (1)	50	–	Разрушение образца
6	20–20–20–20 (4)	60	110–138	Рванина и разрывы, развивающиеся с торцевых поверхностей, после четвертого прохода, рис. 3, г

Примечания: исходная твердость образцов 76–84 НВ; \* – в процессе прокатки за счет теплоотдачи окружающей среде и валкам стана температура образцов понижалась.



Рис. 3. Результаты прокатки литых (отожженных) образцов при КГН 500g из АМг5 в зависимости от суммарной степени обжатия и количества проходов (табл. 2):

а – 32% (2); б – 32% (1); в – 40% (1); г – 60% (4); прокатка без нагрева образцов (а, б), с нагревом образцов  $300 \pm 20^\circ\text{C}$  (в, г)

Анализ результатов обжатия (табл. 2, рис. 3) показывает, что при холодной обработке давлением образцов из АМг5 независимо от количества проходов суммарная деформация должна быть менее 20%. При больших значениях, например 32% (режим прокатки № 2, 3 табл. 2, рис. 3, а, б), в образцах образуются напряжения и деформации, превышающие их критические величины. В качестве суммарной деформации, в том числе при первом проходе, можно рекомендовать степень обжатия порядка 15–20% (режим прокатки № 1 табл. 2).

Предварительный нагрев образцов из АМг5 до  $300 \pm 20^\circ\text{C}$  позволяет повысить допустимую степень деформации за проход в два раза – до 40% (режим прокатки № 4 табл. 2, рис. 3, в). Разрывы металла по торцам образца не свидетельствует о превышении критических напряжений и деформаций материала, а являются лишь следствием отсутствия всестороннего (объемного) обжатия. Обжатие со степенью деформации 20% за проход с предварительным нагревом под первый проход и с последующими проходами на остывающем образце позволяет не только достигать значительных суммарных деформаций порядка 60%, но и существенно его упрочнить, твердость материала увеличилась примерно в 1,5 раза.

Дальнейшее исследование процесса обжатий проводили на образцах из АМг6. Маршрут и результаты прокатки представлены в табл. 3 и на рис. 4. На основании исследований, проведенных на материале АМг5, а также с учетом того, что полученные исходные образцы АМг6 в сравнении с АМг5 обладали более подходящими свойствами для пластической деформации (отливки из АМг6 по всей толщине имели

Таблица 3. Маршрут и результаты прокатки литого АМг6 при КГН 500g

№ прокатки	Обжатия по проходам, % (количество проходов)	Суммарная деформация, %	Твердость, НВ	Результаты прокатки, примечания
Холодная прокатка, температура образца $20 \pm 5$ °С				
1	20 (1)	20	107	Дефекты отсутствуют
2	20–10 (2)	28	–	Разрушение образца после второго прохода
3	20–отжиг–10–10–10–10 (5)	48	122–130	Рванина и разрывы, развивающиеся с торцевых поверхностей, после пятого прохода
Горячая прокатка, температура образца в начале* прокатки $300 \pm 20$ °С				
4	40 (1)	40	115	Дефекты отсутствуют
5	30–30 (2)	50	120	Разрушение образца после второго прохода
6	30–отжиг–15–15–10–10 (5)	60	129–138	Рванина и разрывы, развивающиеся с торцевых поверхностей, после пятого прохода, рис. 4

Примечания: исходная твердость образцов 83–85 НВ; \* – в процессе прокатки за счет теплоотдачи окружающей среде и валкам стана температура образцов понижалась.



Рис. 4. Результаты прокатки по режиму № 6 (суммарная степень деформация 60% за пять проходов, табл. 3) литого образца при КГН 500g из АМг6; исходный размер до прокатки  $100 \times 70 \times 10$  мм

лучшее соотношение предела текучести и прочности, большие относительное удлинение и однородность свойств по толщине отливки, табл. 1), степень обжатия при первом проходе для образцов без нагрева увеличили с 17 до 20% (режим прокатки № 1 табл. 3). В данном случае дефектов в образце не возникло, твердость повысилась на 30%. Результаты прокатки по режиму № 2 (табл. 3) показали, что после степени деформации 20% необходимо осуществлять разгрузку (отжиг) материала. Так, без разгрузки образца последующие даже небольшие деформации в 10% приводят к его разрушению (режим прокатки № 2 табл. 3). Прокатка по режиму № 3 (табл. 3), включающая отжиг (температура  $300 \pm 20$  °С, выдержка  $60 \pm 10$  мин) после первого прохода, позволила успешно за пять проходов достигнуть суммарных деформаций до 48% и значительно его упрочнить, при этом твердость материала увеличилась в 1,5 раза.

Предварительный нагрев образцов из АМг6 до температуры  $300 \pm 20$  °С позволяет качественно производить их прокатку со степенью деформации за проход порядка 40% (режим прокатки № 4 табл. 3). Результаты прокатки по режиму № 5 (табл. 3) показали, что по аналогии с деформацией образцов без предварительного нагрева для достижения деформаций в образцах более 50% необходимо осуществлять их разгрузку. Прокатка по режиму № 6 (табл. 3) со степенью деформации 30% при первом проходе, с предварительным нагревом под первый проход и с последующими проходами на остывающем образце позволила не только прокатать за пять проходов образец с суммарными деформациями порядка 60%, но и значительно его упрочнить, твердость материала увеличилась в 1,5–1,7 раза.

Фрагменты рентгеновских дифрактограмм АМг6 образца, прокатанного по режиму № 6 (суммарная степень обжатия 60% за пять проходов, табл. 3), в поперечном (далее – образец № 1) и продольном сечении (далее – образец № 2) соответственно представлены на рис. 5. В результате фазового анализа установлено, что в исследуемых образцах № 1, 2 регистрируются фазы Al (PDF № 4–787, кристаллографическая группа: cubic, Fm-3m,  $a = 4,0494$  Å), силицид магния  $Mg_2Si$  (PDF № 35–773, кристаллографическая группа: cubic, Fm-3m,  $a = 6,35119$  Å) и алюминид магния  $Mg_2Al_3$  (PDF № 40–903, кристаллографическая группа: cubic, Fd3m,  $a = 28,239$  Å) [23] (рис. 5). В образце № 2 регистрировалась преимущественная ориентация плоскости (110) в плоскости шлифа по сравнению с образцом № 1. Важно отметить,

что в исходной структуре (до прокатки) литого образца АМг6 дифракционные линии фазы  $\beta(\text{Mg}_2\text{Al}_3)$ , так же, как и в работе [14], не регистрировались. Появление упрочняющей фазы  $\beta(\text{Mg}_2\text{Al}_3)$  свидетельствует о распаде пересыщенного магнием  $\alpha$ -твердого раствора алюминия.

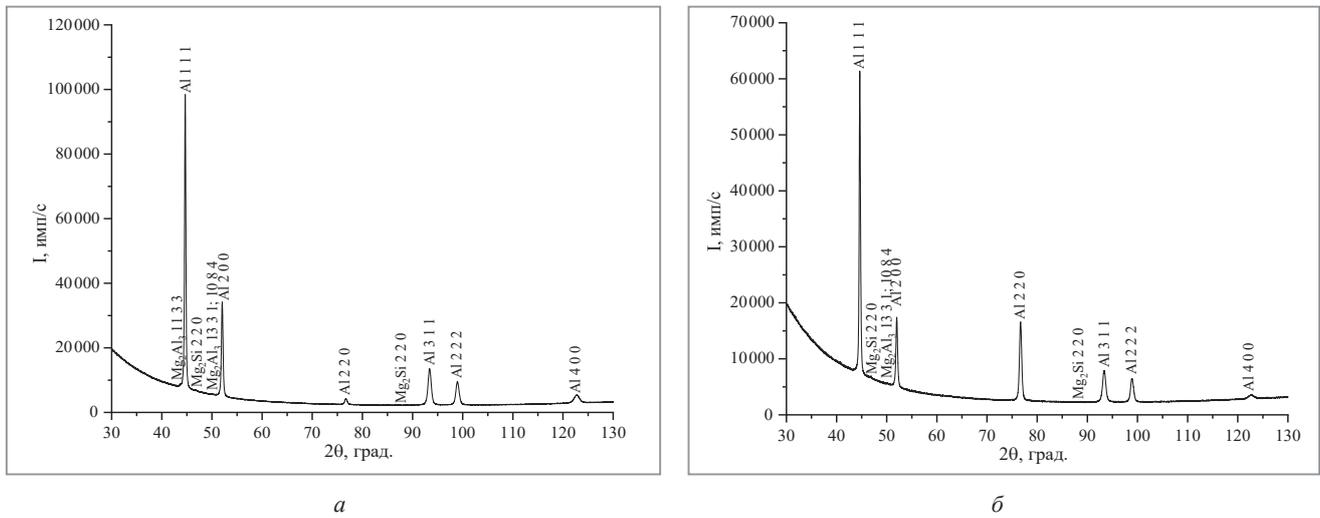


Рис. 5. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoK $\alpha$ ) литого сплава АМг6 при 500g после прокатки поперек (а) и вдоль (б)

Характерные микроструктуры литого сплава АМг6 при 500g до и после прокатки (образцы № 1, 2) представлены на рис. 6. Макро- и микротрещин в образцах не обнаружено. Структура обоих образцов включает алюминий (светлые участки), а также силицид магния ( $\text{Mg}_2\text{Si}$ ) (черные тонкие линии) и  $\beta$ -фазу ( $\text{Mg}_2\text{Al}_3$ ) (серые участки). Зерна алюминия имеют овальную форму, их размеры: поперек прокатки (образец № 1)  $\approx 15\text{--}45$  мкм высотой и  $\approx 40\text{--}130$  мкм шириной (рис. 1, а); вдоль прокатки (образец № 2)  $\approx 10\text{--}50$  мкм высотой и  $\approx 100\text{--}400$  мкм шириной. Появление упрочняющей фазы  $\beta(\text{Mg}_2\text{Al}_3)$  в виде дисперсных включений как по границам зерен, так и в их объеме, а также характерная текстура алюминиевых зерен свидетельствуют о дисперсионном упрочнении (твердении) материала.

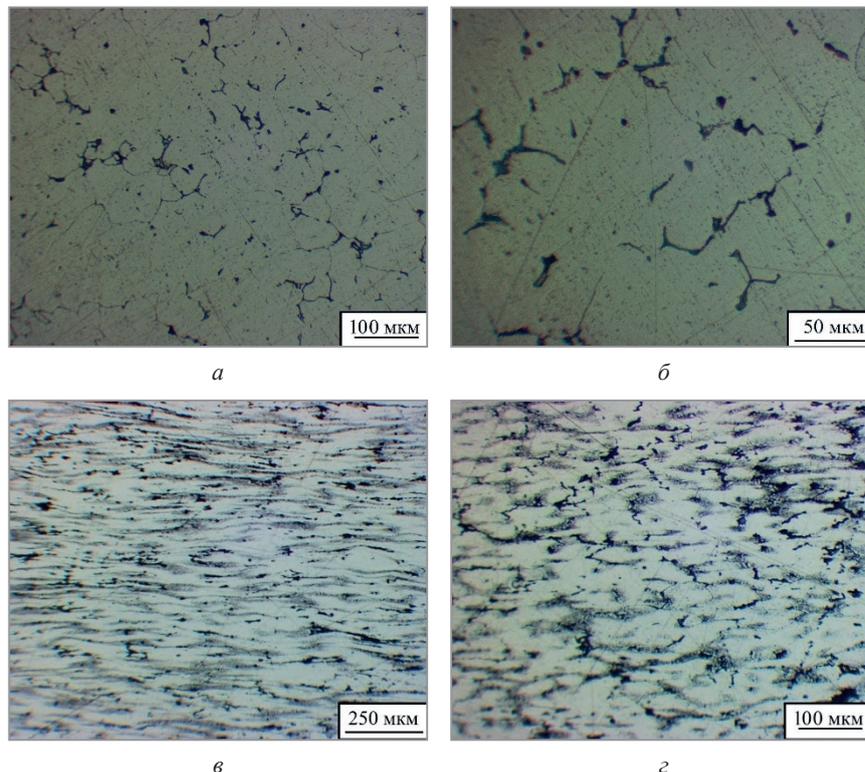


Рис. 6. Характерные микроструктуры литого сплава АМг6 при 500g до (а, б) и после прокатки со степенью обжатия 60% в поперечном (образец № 1) (в) и продольном (образец № 2) (г) сечении; а, в –  $\times 200$ ; б –  $\times 500$ ; г –  $\times 100$

Имея представление о форме и размерах зерна до и после прокатки (исходное зерно – форма равноосная с диаметром порядка 40–60 мкм [14]), можно сделать вывод, что в процессе деформации уменьшение размера зерен не происходило, они лишь вытягивались в направлении прокатки, формируя волокнистую текстуру.

Механические свойства пластически деформированного по режиму № 6 (табл. 3) литого образца из АМг6 исследовали поперек и вдоль прокатки образца (рис. 7).

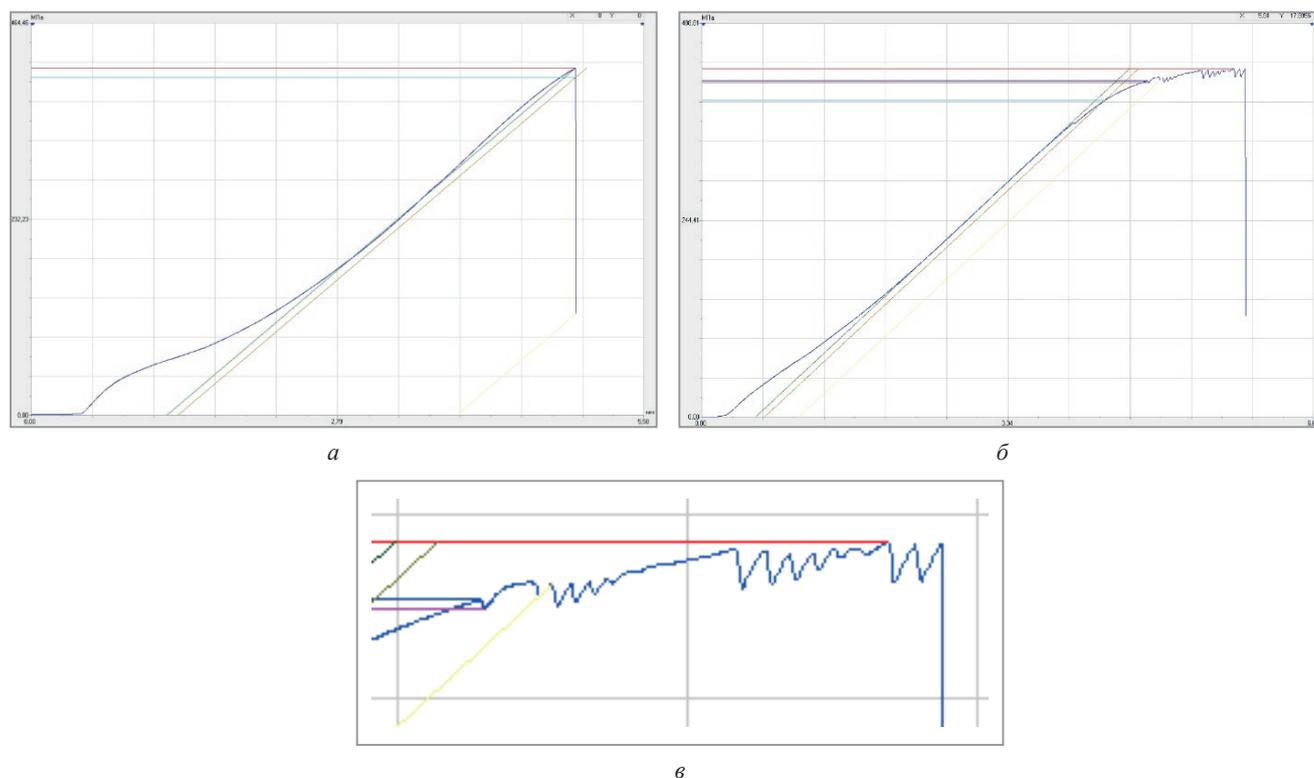


Рис. 7. Характерные диаграммы растяжения литого АМг6 при 500g после прокатки в направлении: *а* – поперечном; *б* – продольном; *в* – скачкообразное (зубчатое) изменение напряжения и деформации в зоне пластической деформации образца в продольном направлении прокатки (увеличение рис. 7, *б*) – эффект Портевена – Ле Шателье.

Анализ и схематизация диаграмм растяжения (рис. 7) показывает, что в условиях жесткого нагружения характер деформации полученного сплава АМг6 схож, как при растяжении «гибких» композитов с армирующими волокнами (нитями) [24]. При этом у полученного сплава в поперечном направлении (рис. 7, *а*, табл. 4) практически отсутствует зона пластической деформации, ее можно определить как упругопластическую, а в продольном направлении она является макролокализованной и имеет скачкообразный (зубчатый) характер (рис 7, *б*) (эффект Портевена – Ле Шателье).

Анализ структуры и механических свойств деформированного литого АМг6 (при 500g) показывает, что в процессе прокатки по режиму № 6 (табл. 3, рис. 4) упрочнение сплава происходило по двум механизмам, а именно: динамическое деформационное старение и дисперсионное упрочнение. Кроме того, есть основания полагать, что некоторое повышение механических свойств, особенно пластичности, после прокатки исследуемых материалов ЦЛ также явилось следствием уменьшения их газовой пористости, неизбежно присутствующей в любых литых материалах. При пластической деформации (сжатии), материал литого образца деформируется и постепенно заполняет пустоту, стенки пор или раковин сближаются, смыкаются и диффузионно срачиваются (свариваются). Газ, находящийся под низким давлением во внутренней полости поры или раковины, либо диффундирует из материала наружу, либо растворяется в нем [25].

Сравнение механических свойств сплава АМг6 (табл. 4) в зависимости от способа его получения показывает, что нами получен материал с улучшенными свойствами. При сохранении значений относительного удлинения порядка 10–13% материал имеет высокую прочность 410–435 МПа в зависимости от направления его деформации. Такое соотношение пластичности и прочности не достигается при использовании традиционных технологий получения проката. Так, например, при упрочнении (нагартовке) ленты толщиной до 4 мм прочность повышается на 20% (до значений 375 МПа), но при этом относительное удлинение снижается на 250% (до абсолютных значений порядка 6%).

Т а б л и ц а 4. Механические свойства АМг6 в зависимости от способа получения

Направление растяжения образца относительно прокатки. Вид термообработки		Временное сопротивление, МПа	Предел текучести, МПа	Твердость, НВ		Относительное удлинение, %
Литой при 500g после прокатки с суммарной степенью деформации 60 %, толщина 4 мм						
Поперек		410	405	129–138		13
Вдоль		435	395	10		
Штамповки и поковки, толщина до 75 мм (ОСТ 190073–85)						
Поперек	Отжиг	305	130	65	14	
Вдоль		315	155		15	
Плиты, толщина 11–25 мм (ГОСТ 17232-99)						
Поперек. Без термообработки		305	145	–	11	
Листы, толщина до 10 мм (ГОСТ 21631-2019)						
Без термообработки. Отжиг		315	155	–	15	
Ленты, толщина до 4 мм (ГОСТ 13726--97)						
Без термообработки		315	155	–	15,0	
Нагартованные		375	275	–	6,0	

Таким образом, сравнивая прочностные свойства деформированного и упрочненного АМг6 с пластичностью 10–15 %, можно сделать вывод, что именно особенности полученной структуры литого АМг6 (при 500g) в сравнении с исходными структурами, произведенными другими способами литья, в том числе ЦЛ при меньших КГН, позволяют получать прокат с прочностью на 30–40 % выше.

Достигнутые улучшенные свойства литого сплава АМг6 (при 500g) с последующей прокаткой значительно расширяют область его применения, например, для изготовления изделий, где требуются высокие показатели не только прочности, но и жесткости (упругости) и пластичности.

Стоит также обратить внимание, что при выполнении процесса прокатки образцов ЦЛ с исходной структурой, полученной при 500g, режимы их пластической деформации, сопровождающиеся рекристаллизацией структуры и обеспечивающие измельчение (фрагментацию) зерен [26], не исследовались, а это значит, что потенциал этих литых исходных структур для последующей ее обработки давлением гораздо больше и далеко не исчерпан.

### Выводы

1. Изучен процесс ЦЛ сплавов АМг5 и АМг6 при коэффициентах гравитационной нагрузки 300 и 500g. При данных нагрузках получены качественные отливки размером 400/130 (внешний диаметр/высота) массой 20–28 кг и толщиной от 60 до 90 мм с химическим составом, соответствующим ГОСТ 4784-2019.

2. Выявлено, что повышение КГН с 300 до 500 g различно влияет на свойства отливок из АМг5 и АМг6. Положительный эффект повышения КГН на кристаллизацию расплава проявляется в большей степени при литье сплавов с высоким содержанием легирующего элемента, так как увеличение КГН способствует не только измельчению зерна и очистке расплава от хрупких железокремниевых соединений, но и позволяет увеличивать растворимость легирующих компонентов в  $\alpha$ -твердом растворе алюминия. Для АМг6 прочность и пластичность увеличиваются в 1,1 и 1,3 раза соответственно с максимальными значениями во внешних слоях. Кроме того, содержание избыточного кремния в структуре сплавов уменьшается в 1,5 раза. В сравнении с литыми сплавами АМг6 по ГОСТ 1583-93 способом ЦЛ при 500g получен литой сплав АМг6 с прочностью, пластичностью и твердостью соответственно выше на 15–25, 10–50 и 40 %. Значительное повышение комплекса механических свойств сплава достигается за счет того, что центрифугирование и кристаллизация в условиях КГН 500g позволяют не только уплотнять и очищать сплав от нежелательных примесей, но и повышать растворимость легирующих элементов в его основной кристаллической решетке, сплав приобретает структуру, как при закалке на твердый раствор.

3. Исследован процесс пластической деформации алюминиево-магниевого сплава марок АМг5 и АМг6 со структурой, полученной ЦЛ при 500g.

4. В результате отработки различных маршрутов прокатки установлено, что первый проход рекомендуется делать с максимальной степенью обжатия. Показано, что допустимая степень деформации

значительно зависит от температуры образца. Так, при обжатии образцов из АМг5 и АМг6 она не должна превышать 20% при  $20 \pm 5$  °С и 40% при  $300 \pm 20$  °С. После первого обжатия с указанными степенями деформации, независимо от температуры, материал необходимо разгружать, например отжигать (температура  $300 \pm 20$  °С, выдержка  $60 \pm 10$  мин). После первого обжатия и разгрузки образцов последующую деформацию рекомендуется осуществлять в зависимости от их температуры: при  $20 \pm 5$  °С степень обжатия за проход 10–15%, после каждого прохода разгрузка образца; при  $300 \pm 20$  °С (с проходами на остывающем образце) степень обжатия за проход 20%, при достижении суммарной деформации более 50% разгрузка образца.

5. Определены режимы пластической деформации (прокатки) сплавов АМг5 и АМг6, полученных при 500g, позволяющие повысить прочность и твердость в 1,6 раза при суммарной деформации 60%.

6. Показана перспективность и необходимость проведения дальнейших исследований в области получения сплавов АМг методом центробежного литья при КГН более 300g и последующей их пластической деформации. В зависимости от направления прокатки получен сплав АМг6 с прочностью от 411 до 435 МПа и относительным удлинением от 10 до 13%.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Выбор и применение материалов: учеб. пособие: в 5 т. Т. 4. Выбор и применение цветных металлов и сплавов / Н. А. Свидунович [и др.]. – Минск: Беларуская навука, 2020. – 616 с.
2. Термическая обработка и металлографическое исследование деформируемых алюминиевых сплавов: метод. указания к выполнению лаб. работ для студентов очной формы обучения по направлению подготовки 22.03.02 «Металлургия», профиль подготовки «Металловедение, термическая обработка сталей и высокопрочных сплавов» / сост. С. А. Сорокина. – Н. Новгород, 2016. – 36 с.
3. **Белецкий, В. М.** Алюминиевые сплавы: состав, свойства, технология, применение: справ. / В. М. Белецкий, Г. А. Кривов; под общ. ред. И. Н. Фридляндера. – Киев: Коминтех, 2005. – 365 с.
4. **Корягин, Ю. Д.** Особенности рекристаллизации деформируемых алюминий-магний-скандий сплавов со скандием / Ю. Д. Корягин, С. И. Ильин // Вестник ЮУрГУ. Серия: Metallurgy. – 2017. – № 1.
5. **Головкин, П. А.** О факторе количественного содержания интерметаллидных фаз в природе разрушения поковок из сплава АМг6 / П. А. Головкин // Технология легких сплавов. – 2022. – № 2.
6. Металловедение алюминия и его сплавов: справ. / А. И. Беляев [и др.]; под ред. И. Н. Фридляндера. – М.: Metallurgy, 1983. – 280 с.
7. Structural characterization of aluminium alloy 7075-graphite composites fabricated by mechanical alloying and hot extrusion / R. Deaquino-Lara [et al.] // Materials and Design. – 2014. – Vol. 53. – P. 1104–1111.
8. Получение высокопрочных деформируемых алюминиевых сплавов типа АМг10 / П. А. Витязь // Весці Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук. – 2017. – № 4. – С. 7–16.
9. **Корягин, Ю. Д.** Разупрочнение нагартованного сплава АМг6 при скоростном нагреве в интервале температур 100–300 °С // Вестник ЮУрГУ. Серия: Metallurgy. – 2012. – № 15.
10. **Мондольфо, Л. Ф.** Структура и свойства алюминиевых сплавов / Л. Ф. Мондольфо. – М.: Metallurgy, 1979. – 640 с.
11. Алюминиевые сплавы. Структура и свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов: справ. – М.: Metallurgy, 1979. – 432 с.
12. Low-temperature superplasticity and internal friction in microcrystalline Mg alloys processed by ECAP / V. N. Chuvil'deev [et al.] // Scripta Materialia. – 2004. – Vol. 50, iss. 6. – P. 861–865.
13. Выбор технологических параметров для снижения размера зерна в основе и плакировке обшивочных листов из алюминиевых сплавов / В. Ю. Арышенский [и др.] // Технология легких сплавов. – 2010. – № 3. – С. 22–30.
14. **Чекулаев, А. В.** Получение алюминий-магний-скандий сплавов с улучшенными свойствами при их кристаллизации в условиях высоких центробежных сил / А. В. Чекулаев, В. И. Бородавко, П. А. Витязь // Весці Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук. – 2025. – Т. 70, № 2. – С. 124–135.
15. Role of Mg in simultaneously improving the strength and ductility of Al–Mg alloys / Byeong-Hyeon Lee [et al.] // Materials Science and Engineering A. – 2016. – Vol. 657. – P. 115–122.
16. **Мальцев, М. В.** Металлография промышленных цветных металлов и сплавов / М. В. Мальцев. – 2-е изд. – М.: Metallurgy, 1970. – 364 с.
17. Новые подходы к получению высокопрочных алюминиевых сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu / П. Ю. Предко [и др.] // Технология легких сплавов. – 2023. – № 1.
18. Исследование влияния содержания железа на образование железосодержащих фаз в литейных алюминиевых сплавах / В. И. Горбачева [и др.] // Литье и металлургия. – 2013. – № 4. – С. 74–81.
19. **Аммер, В. А.** Кристаллизация металла в отливках: учеб. пособие / В. А. Аммер. – Воронеж: Воронеж. гос. техн. ун-т, 2012. – 156 с.
20. **Логинов, Ю. Н.** Влияние деформации на уровень механических характеристик прессованных заготовок из сплава АМг6 / Ю. Н. Логинов, Л. В. Антоненко // Заготовительные производства в машиностроении. – 2010. – № 7. – С. 14–19.
21. **Логинов, Ю. Н.** Влияние конфигурации очага деформации при прессовании на рекристаллизацию алюминиевых сплавов / Ю. Н. Логинов // Инновации в материаловедении и металлургии: материалы IV Междунар. интеракт. науч.-практ. конф. – Екатеринбург: УрФУ, 2015. – С. 239–242.
22. Взаимосвязь кристаллографических ориентировок зерен при горячей деформации и рекристаллизации в алюминиевом сплаве АМг6 / Г. М. Русаков [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2014. – № 12. – С. 15–21.

23. Powder diffraction file. Data cards. ICDD. Swarthmore. Pennsylvania. – USA. – 1948–2021.
24. **Любимов, А. К.** Моделирование вида структурного элемента гибких тканых композитов при статическом растяжении с применением метода конечных элементов в ANSYS / А. К. Любимов, Д. А. Кожанов // Компьютерные исследования и моделирование. – 2016. – Т. 8. – № 1. – С. 113–120.
25. **Каблов, Е. Н.** Особенности упрочнения и кинетика старения литейного алюминиевого высокопрочного сплава на основе системы Al–Si–Cu–Mg / Е. Н. Каблов // Авиационные материалы и технологии. – 2021. – № 2.
26. **Останина, Т. В.** Измельчение зеренной структуры металлов и сплавов при интенсивном пластическом деформировании: экспериментальные данные и анализ механизмов / Т. В. Останина, А. И., Швейкин П. В. Трусов // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2000. – № 2. – С. 85–111.

## REFERENCES

1. **Svidunovich N.A.** [et al.] *Vybor i primeneniye materialov: ucheb. posobie: v 5 t. T. 4. Vybor i primeneniye cvetnykh metallov i splavov* [Selection and application of materials: textbook: in 5 volumes. Volume 4. Selection and application of non-ferrous metals and alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka, 2020, 616 p.
2. **Sorokina S.A.** (comp.) *Termicheskaya obrabotka i metallograficheskoe issledovanie deformiruemyykh alyuminievykh splavov: metod. ukazaniya k vypolneniyu lab. rabot dlya studentov ochnoy formy obucheniya po napravleniyu podgotovki 22.03.02 "Metallurgiya", profil' podgotovki "Metallovedeniye, termicheskaya obrabotka stalej i vysokoprochnyykh splavov"* [Heat treatment and metallographic examination of deformable aluminum alloys: method. instructions for performing lab. works for full-time students in the direction of training 22.03.02 "Metallurgy", training profile "Metal science, heat treatment of steels and high-strength alloys"]. Nizhny Novgorod, 2016, 36 p.
3. **Beletsky V.M., Krivov G.A., Fridlyander I.N.** (ed.) *Alyuminievye splavy: sostav, svoystva, tekhnologiya, primeneniye: sprav.* [Aluminum alloys: composition, properties, technology, application: reference book]. Kiev, Komintekh Publ., 2005, 365 p.
4. **Koryagin Yu. D., Il'in S.I.** Osobennosti rekristallizatsii deformiruemyykh alyuminij-magnievykh splavov so skandiem [Features of recrystallization of deformable aluminum-magnesium alloys with scandium]. *Vestnik YuUrG U. Seriya: Metallurgiya = Bulletin of SUSU. Series: Metallurgy*, 2017, no. 1.
5. **Golovkin P.A.** O faktore kolichestvennogo sodержaniya intermetallidnykh faz v prirode razrusheniya pokovok iz splava AMg6 [About the factor of quantitative content of intermetallic phases in the nature of destruction of AMg6 alloy open forgings]. *Tekhnologiya legkih splavov = Technology of light alloys*, 2022, no. 2.
6. **Belyaev A.I., Bochvar O.S., Bujnov N.N.** [et al.], **Fridlyandera I.N.** (ed.) *Metallovedeniye alyuminiya i ego splavov: sprav.* [Metallurgy of aluminum and its alloys: reference]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983, 280 p.
7. **Deaquino-Lara R., Gutierrez-Castaneda E., Estrada-Guel I.** [et al.] Structural characterization of aluminium alloy 7075-graphite composites fabricated by mechanical alloying and hot extrusion. *Materials and Design*, 2014, vol. 53, pp. 1104–1111.
8. **Vityaz P.A., Ilyushenko A. Ph., Sobol S. Ph., Savich V.V., Churik M.N.** Poluchenie vysokoprochnyykh deformiruemyykh alyuminievykh splavov tipa AMg10 [Producing high-strength deformable aluminum alloys of type AMg10]. *Vesti Natsyonal'nai akademii nauk Belarusi. Seryya fizika-tekhnichnykh nauk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2017, no. 4, pp. 7–16.
9. **Koryagin Yu.D.** Razuprochneniye nagartovannogo splava AMg6 pri skorostnom nagreve v intervale temperatur 100–300 °C [Softening of work-hardened AMg6 alloy during high-speed heating in the temperature range of 100–300 °C]. *Vestnik YuUrG U. Seriya: Metallurgiya = Bulletin of SUSU. Series: Metallurgy*, 2012, no. 15.
10. **Mondolfo L.F.** *Struktura i svoystva alyuminievykh splavov* [Structure and properties of aluminum alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979, 640 p.
11. *Alyuminievye splavy. Struktura i svoystva polufabrikatov iz alyuminievykh splavov: sprav.* [Aluminum alloys. Structure and properties of semi-finished products from aluminum alloys: reference]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979, 432 p.
12. **Chuvil'deev V. N., Nieh T.G., Gryaznov M. Yu.** [et al.] Low-temperature superplasticity and internal friction in microcrystalline Mg alloys processed by ECAP. *Scripta Materialia*, 2004, vol. 50, iss. 6, pp. 861–865.
13. **Aryshenskiy V. Yu., Grechnikova A. F., Drits A.M., Sosedkov S.M.** Vybor tekhnologicheskikh parametrov dlya snizheniya razmera zerna v osnove i plakirovke obshivochnyykh listov iz alyuminievykh splavov [Selection of technological parameters for reducing the grain size in the base and cladding of cladding sheets made of aluminum alloys]. *Tekhnologiya legkih splavov = Technology of light alloys*, 2010, no. 3, pp. 22–30.
14. **Chekulayeu A. V., Baradavka V.I., Vityaz P.A.** Poluchenie alyuminievo-magnievykh splavov s uluchshennymi svoystvami pri ih kristallizatsii v usloviyakh vysokikh centrobezhnykh sil [Production of aluminum-magnesium alloys with improved properties during their crystallization under conditions of high centrifugal forces]. *Vesti Natsyonal'nai akademii nauk Belarusi. Seryya fizika-tekhnichnykh nauk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2025, vol. 70, no. 2, pp. 124–135.
15. **Byeong-Hyeon Lee, Sung-Hoon Kim, Jun-Hyoung Park** [et al.] Role of Mg in simultaneously improving the strength and ductility of Al–Mg alloys. *Materials Science and Engineering A*, 2016, vol. 657, pp. 115–122.
16. **Maltsev M.V.** *Metallografiya promyshlennykh cvetnykh metallov i splavov* [Metallography of industrial non-ferrous metals and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1970, 364 p.
17. **Predko P. Yu., Shanin N.D., Bakhteeva N.D.** [et al.] Novye podhody k polucheniyu vysokoprochnyykh alyuminievykh splavov sistemy Al–Zn–Mg–Cu [New approaches to producing high-strength aluminum alloys of the Al–Zn–Mg–Cu system]. *Tekhnologiya legkih splavov = Technology of light alloys*, 2023, no. 1.
18. **Gorbachiova V.I., Terentjeva A.V., Turchanin M.A., Dreval L.A.** Issledovanie vliyaniya sodержaniya zheleza na obrazovanie zhelezosoderzhashchikh faz v litejnykh alyuminievykh splavakh [Research of influence of the iron content on formation of iron-bearing phases in foundry aluminum alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 4, pp. 74–81.
19. **Ammer V.A.** *Kristallizatsiya metalla v otlivkah: ucheb. posobie* [Crystallization of metal in castings: textbook]. Voronezh, Voronezh. gos. tekhn. un-t Publ., 2012, 156 p.

20. **Loginov Yu. N., Antonenko L. V.** Vliyanie deformatsii na uroven' mekhanicheskikh karakteristik pressovannykh zagotovok iz splava AMg6 [Influence of deformation on the level of mechanical characteristics of pressed blanks made of AMg6 alloy]. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii = Blank production in mechanical engineering*, 2010, no. 7, pp. 14–19.
21. **Loginov Yu. N.** Vliyanie konfiguratsii ochaga deformatsii pri pressovanii na rekristallizatsiyu alyuminievykh splavov [Influence of the deformation zone configuration during pressing on the recrystallization of aluminum alloys]. *Innovatsii v materialovedenii i metallurgii: materialy IV Mezhdunar. interakt. nauch.-prakt. konf. = Innovations in materials science and metallurgy: Proc. IV Int. interactive scientific-practical. conf.* Ekaterinburg, UrFU Publ., 2015, pp. 239–242.
22. **Rusakov G. M., Illarionov A. G., Loginov Yu. N.** Vzaimosvyaz' kristallograficheskikh orientirovok zeren pri goryachej deformatsii i rekristallizatsii v alyuminievom splave AMg6 [Relationship between crystallographic orientations of grains during hot deformation and recrystallization in aluminum alloy AMg6]. *Metalovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal science and heat treatment of metals*, 2014, no. 12, pp. 15–21.
23. Powder diffraction file. Data cards. ICDD. Swarthmore. Pennsylvania, 1948–2021.
24. **Lyubimov A. K., Kozhanov D. A.** Modelirovanie vida strukturnogo elementa gibkikh tkanykh kompozitov pri staticheskom rastyazhenii s primeneniem metoda konechnykh elementov v ANSYS [Modeling the appearance of a structural element of flexible woven composites under static tension using the finite element method in ANSYS]. *Komp'yuternye issledovaniya i modelirovanie = Computer research and modeling*, 2016, vol. 8, no. 1, pp. 113–120.
25. **Kablov E. N., Belov E. V., Trapeznikov A. V.** [et al.] Osobennosti uprochneniya i kinetika stareniya litejnogo alyuminieвого vysokoprochnogo splava na osnove sistemy Al–Si–Cu–Mg [Features of hardening and kinetics of aging of cast aluminum high-strength alloy based on the Al–Si–Cu–Mg system]. *Aviacionnye materialy i tekhnologii = Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2.
26. **Ostanina T. V., Shveikin A. I., Trusov P. V.** Izmel'chenie zerennoy struktury metallov i splavov pri intensivnom plasticheskom deformirovanii: eksperimental'nye dannye i analiz mekhanizmov [Refining of the grain structure of metals and alloys under severe plastic deformation: experimental data and analysis of mechanisms]. *Vestnik Permskogo nacional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mekhanika = Bulletin of Perm National Research Polytechnic University. Mechanics*, 2020, no. 2, pp. 85–111.