

ISSN 1561-8358 (Print)

ISSN 2524-244X (Online)

<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2025-70-2-124-135>

УДК 621.74.01

*Оригинальная статья***А. В. Чекулаев^{1*}, В. И. Бородавко¹, П. А. Витязь²**¹ОАО «НПО Центр», ул. Шаранговича, 19, 220018, Минск, Республика Беларусь²Управление аэрокосмической деятельности аппарата Национальной академии наук Беларуси,
пр. Независимости, 66, 220072, Минск, Республика Беларусь**ПОЛУЧЕНИЕ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ
С УЛУЧШЕННЫМИ СВОЙСТВАМИ ПРИ ИХ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ
В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ЦЕНТРОБЕЖНЫХ СИЛ**

Аннотация. Исследовано влияние центробежных сил на процесс кристаллизации алюминиево-магниевого сплава марки АМг6. Проведен физико-химический и фазовый анализ структур отливок из АМг6, полученных методом центробежного литья. Установлено, что кристаллизация данного сплава в условиях повышенных центробежных сил, характеризующихся коэффициентом гравитационной нагрузки 300–500, позволяет сформировать структуру без возникновения хрупкой фазы $\beta(\text{Mg}_2\text{Al}_3)$, которая образуется при других традиционных методах литья, в том числе и при центробежном литье с нагрузкой до 250g. Кроме этого, определено, что повышение нагрузки с 300g по 500g позволяет снижать зернистость материала примерно в 2 раза (до значений порядка 50 мкм) и способствует очистке расплава от хрупких железосилицидных соединений в твердом растворе алюминия. Так, доля таких соединений снижается на 10 %, а в сравнении с исходной шихтой плавки – на 20 %. Исследуемое повышение нагрузки даст возможность увеличивать степень легирования кристаллической решетки алюминиевой фазы и получать материал с повышенной прочностью и пластичностью соответственно не менее чем на 10 и 30 %. В результате исследований получен сплав АМг6 с прочностью 275/230 МПа и относительным удлинением 8,9/18,6 % при температуре материала 20/300 °С соответственно. Показана перспективность использования полученных алюминиево-магневых сплавов с улучшенными свойствами.

Ключевые слова: центробежное литье, коэффициент гравитационной нагрузки, алюминиевые сплавы, АМг6, расплав, свойства, структура, фазы, прочность, пластичность

Благодарности: работа выполнена в рамках отдельного проекта фундаментальных и прикладных научных исследований по теме «Исследование технологического процесса получения крупногабаритных кольцевых заготовок с улучшенными прочностными характеристиками из алюминиевых сплавов методом центробежного литья и последующей раскатки» по заданию Национальной академии наук Беларуси (договор от 18.12.24 № 2024-26-225).

Конфликт интересов: авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Информация об авторах: Чекулаев Андрей Васильевич – кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник ОАО «НПО Центр». E-mail: achekulayeu@npo-center.com, reliable.sys@mail.ru; Бородавко Владимир Иванович – генеральный директор ОАО «НПО Центр». E-mail: mail@npo-center.com; Витязь Петр Александрович – академик Национальной академии наук Беларуси, доктор технических наук, профессор, начальник Управления аэрокосмической деятельности аппарата Национальной академии наук Беларуси. E-mail: vitiaz@presidium.bas-net.by

Вклад авторов: Чекулаев Андрей Васильевич – сбор и анализ литературных данных, вывод зависимостей, проведение экспериментов и исследований, оформление и редактирование текста рукописи, обсуждение результатов и выводов; Бородавко Владимир Иванович – сбор и анализ литературных данных, обсуждение результатов и выводов; Витязь Петр Александрович – сбор и анализ литературных данных, обсуждение результатов и выводов.

Для цитирования: Чекулаев, А. В. Получение алюминиево-магневых сплавов с улучшенными свойствами при их кристаллизации в условиях высоких центробежных сил / А. В. Чекулаев, В. И. Бородавко, П. А. Витязь // Весті Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук. – 2025. – Т. 70, № 2. – С. 124–135. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2025-70-2-124-135>

Поступила в редакцию: 04.04.2025

Доработанный вариант: 14.05.2025

Утверждена к публикации: 12.06.2025

Подписана в печать: 19.06.2025

Original article

Andrei V. Chekulayeu^{1*}, Vladimir I. Baradavka¹, Pyotr A. Vityaz²

¹OJSC “NPO Center”, 19, Sharangovich St., 220018, Minsk, Republic of Belarus

²Department of Aerospace Activities of the National Academy of Sciences of Belarus,
66, Nezavisimosti Ave., 220072, Minsk, Republic of Belarus

**PRODUCTION OF ALUMINUM-MAGNESIUM ALLOYS
WITH IMPROVED PROPERTIES DURING THEIR CRYSTALLIZATION
UNDER CONDITIONS OF HIGH CENTRIFUGAL FORCES**

Abstract. The influence of centrifugal forces on the crystallization process of aluminum-magnesium alloy AMr6 (AJ123, ASTM-518.0 (G8A)) has been studied. A physicochemical and phase analysis of the structures of AMr6 castings obtained by centrifugal casting was carried out. It is established that crystallization of this alloy under conditions of increased centrifugal forces characterized by the gravity load coefficient 300–500 allows forming the structure without formation of brittle phase $\beta(\text{Mg}_2\text{Al}_3)$, which is formed at other traditional casting methods, including centrifugal casting with the load up to 250g. In addition, it was determined that increasing the load from 300g to 500g allows reducing the granularity of the material about 2 times (to values of about 50 microns) and contributes to the purification of the melt from brittle iron-silicon compounds in the solid solution of aluminum. Thus, the share of such compounds is reduced by 10%, and in comparison with the initial charge of melting – by 20 %. The investigated load increase makes it possible to increase the degree of alloying of the crystal lattice of the aluminum phase and to obtain material with increased strength and plasticity by at least 10 and 30 %, respectively. As a result of researches the alloy AMr6 with strength 275/230 MPa and relative elongation 8.9/18.6 % at temperature of material 20/300 °C accordingly is obtained. The prospects of using the obtained aluminium-magnesium alloys with improved properties are shown.

Keywords: centrifugal casting, gravity load coefficient, aluminum alloys, AMr6 (ASTM-518.0 (G8A)), melt, properties, structure, phases, strength, plasticity

Acknowledgments: the work was carried out within the framework of a separate project of fundamental and applied scientific research on the topic “Study of the technological process for producing large-sized ring blanks with improved strength characteristics from aluminum alloys by centrifugal casting and subsequent rolling” on the assignment of the National Academy of Sciences of Belarus (Contract dated 18.12.24 no. 2024-26-225).

Conflict of interest: the authors declare no conflict of interest.

Information about the authors: *Andrei V. Chekulayeu* – Cand. Sci. (Engineering), Leading Researcher at OJSC “NPO Center”. E-mail: achekulayeu@npocenter.com, reliable.sys@mail.ru; *Vladimir I. Baradavka* – General Director at OJSC “NPO Center”. E-mail: mail@npocenter.com; *Pyotr A. Vityaz* – Academician of the National Academy of Sciences of Belarus, Dr. Sci. (Engineering), Professor, Head at Department of Aerospace Activities of the National Academy of Sciences of Belarus. E-mail: vityaz@presidium.bas-net.by

Contribution of the authors: *Andrei V. Chekulayeu* – collection and analysis of literature data, derivation of dependencies, conducting experiments and research, formatting and editing the manuscript text, discussion of results and conclusions; *Vladimir I. Baradavka* – collection and analysis of literature data, discussion of results and conclusions; *Pyotr A. Vityaz* – collection and analysis of literature data, discussion of results and conclusions.

For citation: Chekulayeu A. V., Baradavka V. I., Vityaz P. A. Production of aluminum-magnesium alloys with improved properties during their crystallization under conditions of high centrifugal forces. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-tekhnichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2025, vol. 70, no. 2, pp. 124–135 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2025-70-2-124-135>

Received: 04.04.2025

Modified: 14.05.2025

Approved for publication: 12.06.2025

Signed to the press: 19.06.2025

Введение. Сплавы алюминия с магнием наиболее прочные и «легкие» среди литейных алюминиевых сплавов [1]. Однако при их литье возникает ряд сложностей. Например, по своим литейным свойствам алюминиево-магнелиевые сплавы (далее АМг) значительно уступают силуминам. Вследствие большого интервала кристаллизации сплавы АМг имеют меньшую жидкотекучесть и склонны к образованию усадочной рыхлоты. Кроме этого, они сильно окисляются, и в отливках часто появляются окисные включения (чернота), что приводит к значительному падению их прочности и особенно пластичности.

Высокое содержание магния повышает прочность и твердость изделий из АМг, и они хорошо поддаются обработке резанием [2]. Однако при обработке давлением изделий из АМг с высоким содержанием магния (например, $\text{Mg} \geq 6\%$) требуется большое число отжигов, так как в ходе деформации изделия из этих сплавов быстро нагартовываются с повышением твердости

и ухудшением пластических свойств. Низкая технологичность слитков (отливок) из АМг ($Mg \geq 6\%$) объясняется наличием в них хрупкой и труднорастворимой фазы $\beta(Mg_2Al_3)$, выделяющейся в форме крупных скоплений, которые образуют часто сплошную сетку [3, 4]. Стоит отметить, что наличие в структуре сплавов такой хрупкой составляющей может также являться причиной трещинообразования отливок уже на стадии литья. Кроме этого известно, что при образовании крупных выделений фазы $\beta(Mg_2Al_3)$ значительно замедляются последующие диффузионные процессы ее растворения при гомогенизации (термообработке) отливок. Даже в условиях длительного нагрева (60–70 ч), вследствие образования пересыщенных пограничных зон и наличия остаточной фазы, хрупкое действие ее полностью не снимается. Наличие крупных хрупких включений $\beta(Mg_2Al_3)$ снижает также механические свойства сплавов. Для того чтобы преодолеть отмеченные технологические трудности и улучшить механические свойства сплавов, необходимо измельчать выделения фазы $\beta(Mg_2Al_3)$ и более равномерно распределять ее по объему отливки. Известно, что если фазы, придающие в крупнокристаллической или сетчатой форме хрупкость всему сплаву, удастся перевести в форму отдельных раздробленных включений, то они становятся почти безвредными, при этом резко улучшаются механические и технологические свойства.

Согласно диаграмме состояния системы Al–Mg, при равновесной кристаллизации (при малых скоростях охлаждения) хрупкая фаза $\beta(Mg_2Al_3)$ в данных сплавах может образовываться уже при содержании $Mg > 1,4\%$. Однако на практике, как правило, нежелательное образование эвтектики $\alpha + \beta(Mg_2Al_3)$ актуально лишь для сплавов при содержании 5–6 % Mg и более. С учетом изложенного выше для исследований, направленных на повышение свойств сплавов АМг, особый интерес представляет именно сплав АМг6 (АЛ23, ASTM-518.0 (G8A)) с плотностью $2,64\text{ г/см}^3$ и временным сопротивлением разрыву порядка 20 МПа (ГОСТ 1583–93¹), который имеет широкое практическое применение, в частности, в авиакосмической отрасли, так как характеризуется высоким коэффициентом конструкционной эффективности.

Таким образом, очевидно, что одним из способов улучшения эксплуатационных и технологических свойств изделий как в целом из алюминийно-магниевого сплава, так и в частности из АМг6, будет являться изменение условий его кристаллизации при литье, направленных на уменьшение количества нерастворенной фазы $\beta(Mg_2Al_3)$ и ее измельчение в микроструктуре сплава, а также на измельчение зерна α -твердого раствора (алюминия). Чем мельче зерно, тем выше предел текучести, вязкость и меньше опасность хрупкого разрушения металлов. Стоит отметить, что так как фаза $\beta(Mg_2Al_3)$ кристаллизуется вторично и в основном в межосных пространствах дендритов кристалла, то изменение размера и формы дендритов алюминия (получение более тонкого его внутреннего строения) будет также способствовать измельчению данной фазы. Стоит отметить, что в настоящее время отливки из АМг6, полученные по традиционным технологиям (в кокиль, литье под давлением, центробежное литье при нагрузках до 250g и др.) характеризуются относительно крупным зерном ($> 200\text{ мкм}$), то есть, как правило, зерно не превышает 3–4 балл (ГОСТ 21073.1-75²).

Наиболее предпочтительным для получения алюминиевых отливок наилучшего качества является использование метода центробежного литья (далее ЦЛ) с высокими нагрузками [3]. При этом анализ работ [5–10] показывает, что изменение коэффициента гравитационной нагрузки (далее КГН, g), или другими словами оборотов вращения изложницы, при центробежном литье существенно влияет не только на плотность и «чистоту» расплава в отливке, но и значительно определяет особенности процесса кристаллизации расплава на ее первичной стадии. Следует учитывать, что дефекты, возникающие на стадии первичной кристаллизации, исправить термообработкой нельзя. Предпосылками проведения исследований, представленных в данной работе, являлось то, что результатом повышения КГН при ЦЛ может являться:

– интенсификация процесса перемешивания зарождающихся зерен или зерен на начальной стадии их роста. Как результат начинающие расти из центров кристаллизации дендриты (кристаллы) не успевают выбросить ветви второго порядка до соприкосновения с соседними (такими же)

¹ ГОСТ 1583–93. Сплавы алюминиевые литейные. Технические условия. URL: <https://meganorm.ru/Data/187/18745.pdf>

² ГОСТ 21073.1-75. Металлы цветные. Определение величины зерна методом сравнения со шкалой микроструктур. URL: <https://docs.cntd.ru/document/1200008796>

дендритами. Кристаллизация отливки завершается на начальной стадии роста каждого дендрита, что в итоге приводит к диспергированию кристаллов и, соответственно, к образованию мелкозернистой структуры сплава в отливке. При этом в процессе измельчения зерна диспергируются и другие элементы среды, в частности частицы вторых фаз, микропоры и т. д.;

– повышение центробежной силы, оказывающей локальное давление на каждый объем расплава. Сужается температурный интервал затвердевания расплава, кристаллизация начинается раньше (при более высоких температурах). При достаточно больших КГН образование твердой фазы начинается еще до того, как расплав успеет существенно понизить свою среднюю температуру. Локальное давление, возникающее при центробежном литье, может приводить к возникновению сплава с квазиаморфной или субмикроструктурной структурой.

Однако в настоящее время метод центробежного литья исследован и реализуется на практике с относительно невысокими КГН, например, лучшие образцы оборудования в области ЦЛ работают с максимальными коэффициентами до 250g, что обусловлено следующими причинами:

– повышение КГН в изложнице предъявляет дополнительные требования к конструкции оборудования ЦЛ по виброустойчивости и надежности.

– КГН до 250 обеспечивает достаточное качество заполнения расплавом вращающейся изложницы, в том числе и его подъем на необходимую высоту формы.

Анализ работ в области ЦЛ показывает, что вопрос о влиянии высоких КГН (более 300g) на структуру отливок и их свойства является открытым и, соответственно, исследования в данной области актуальны [11, 12]. Отметим, что в литературе имеются некоторые сведения (очень ограниченно), что при кристаллизации алюминий-магниевого сплава в условиях повышенных центробежных сил (с КГН ~ 300) имеет место одновременное повышение прочности и пластичности [13]. Изучение условий повышения прочности с одновременным увеличением пластичности материалов является очень важной задачей как в научном, так и в практическом плане. Особенно это важно при получении проката или изделий методом деформации.

Исходя из изложенного *цель данной работы* – изучить влияние высоких центробежных сил на структуру и механические свойства кольцевых отливок из сплава АМг6 при их кристаллизации в условиях КГН 300 и 500, а также их испытание при комнатной (20 °С) и повышенной (300 °С) температуре.

Материалы, методики получения и испытаний образцов.

Шихта плавки. В качестве основы шихты плавки использовали кусковой лом (1,5–2,0 кг), нарезанный из прутка АМг6 (ГОСТ 21488–97¹) с химическим составом согласно ГОСТ 4784–2019². При этом использовали следующие дополнительные материалы:

1) магний Мг80 первичный в чушках (ГОСТ 804–93³), нарезанный на куски массой 0,2–0,3 кг;
2) флюс универсальный для деформируемых сплавов по ТУ ВУ 100196035.011-2007 (производство – ОДО «Эвтектика», Беларусь);

3) дегазатор в виде препарата таблетированного комплекса по ТУ 100196035.017-2009 (производство – ОДО «Эвтектика», Беларусь).

Литье (изготовление) колец. Изготовление кольцевых отливок осуществлялось на лабораторном литейном комплексе ОАО «НПО Центр». Основными технологическими единицами комплекса является центробежно-литейная машина ЦЛ-02Л (производства ОАО «НПО Центр», рис. 1) и индукционная печь ИТПЭ-0,16ТГ2 с емкостью тигля по расплаву алюминия 60 кг (производство – ООО «Термолит», Украина). Плавильный узел с центробежно-литейной машиной соединен подогреваемой литниковой системой с возможностью осуществлять заливку металла в среде инертных газов.

Благодаря своим техническим характеристикам (табл. 1) центробежно-литейная машина ЦЛ-02Л позволяет обеспечивать: стабильные параметры ускорения и последующее вращение

¹ ГОСТ 21488–97. Прутки прессованные из алюминия и алюминиевых сплавов. Технические условия. URL: <https://mc.ru/gost/gost21488-97.pdf>

² ГОСТ 4784–2019. Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки. М.: Стандартинформ, 2019. 30 с

³ ГОСТ 804–93. Магний первичный в чушках. Технические условия. URL: <https://files.stroyinf.ru/Data2/1/4294821/4294821782.pdf>

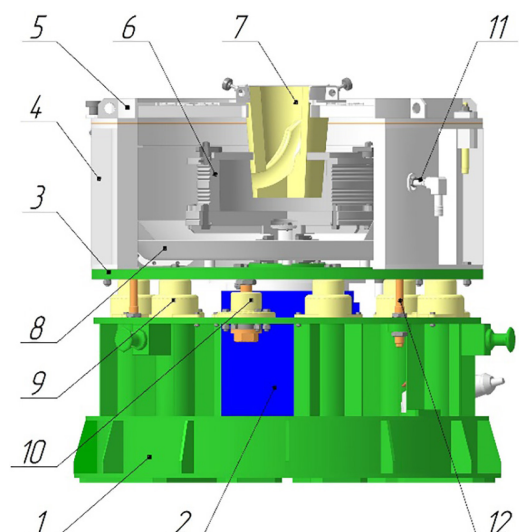


Рис. 1. Модель центробежно-литейной машины ЦЛ-02Л производства ОАО «НПО Центр»: 1 – основание; 2 – электродвигатель; 3 – плита; 4 – кожух; 5 – крышка; 6 – изложница; 7 – воронка; 8 – поддон; 9 – амортизатор; 10 – упор; 11 – форсунка; 12 – фиксатор

Fig. 1. Model of centrifugal casting machine CL-02L manufactured by OJSC “NPO Center”: 1 – base; 2 – electric motor; 3 – plate; 4 – casing; 5 – cover; 6 – mold; 7 – funnel; 8 – tray; 9 – shock absorber; 10 – stop; 11 – nozzle; 12 – retainer

изложницы с коэффициентом гравитационной нагрузки до 650; регулирование скорости охлаждения изложницы (управление расходом охлаждающей жидкости, подаваемой на боковую поверхность изложницы); автоматическое управление технологическими режимами процесса литья и анализ его состояния.

Таблица 1. Технические характеристики центробежной литейной машины ЦЛ-02Л

Table 1. Technical characteristics of the centrifugal casting machine ЦЛ-02Л

Наименование параметра Parameter name	Значение Value
Температура заливаемого расплава, °C, не более Temperature of poured melt, °C, not more than	1600
Максимальная масса расплава в изложнице, кг, не более Maximum mass of melt in the mold, kg, no more than	30
Максимальный коэффициент гравитационной нагрузки, g Maximum gravity load factor, g	1000
Установленная мощность, кВт, не более Installed power, kW, no more than	25
Способ охлаждения изложницы Method of cooling the mold	Жидкостный (водой) Liquid (water)

Отливки изготавливали по следующей схеме:

- 1) плавка кускового АМг6 до 720–740 °C; измерение температуры расплава осуществляли с помощью погружной термопары КТМС ОВЕН ДТПН444-09.400/0,2С.1 (ООО «ОВЕН», Россия);
- 2) дегазация расплава; таблетированный дегазатор с помощью погружного «колокольчика» опускали на донную часть тигля печи и затем медленно перемешивали до окончания процесса бурления расплава;
- 3) обработка металла флюсом; на «зеркало» расплава равномерным слоем засыпали флюс в количестве 0,4–0,5 % от массы расплава и интенсивно его замешивали в расплав;
- 4) введение магния в расплав; чтобы скомпенсировать выгорание магния, в состав шихты вводился дополнительный Mg в виде Mg80 в количестве 1 мас.%, магний в расплав вводили под слой флюса;
- 5) перемешивание и последующая выдержка расплава в течение 10 мин;
- 6) нагрев расплава до 800–820 °C и последующая выдержка 4–5 мин;
- 7) снятие шлака;
- 8) заливка расплава в центробежно-литейную машину с температурой изложницы 180–200 °C. Заливку осуществляли в изложницу из жаропрочной релаксационностойкой стали 30ХМА с внутренним диаметром 400 мм и высотой 130 мм. Расплав в ЦЛМ подавался через специальный

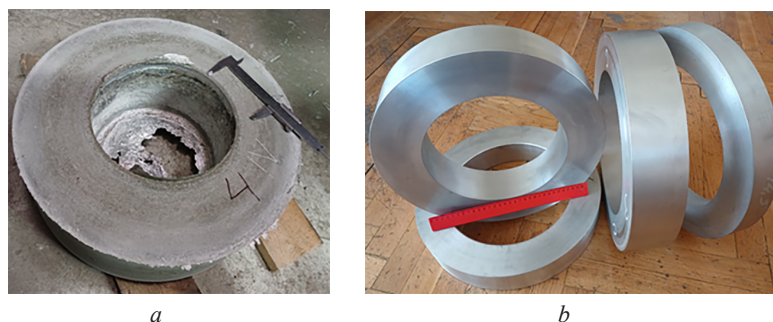


Рис. 2. Внешний вид отливок до механической обработки (а) и после (b)
Fig. 2. Appearance of castings before mechanical processing (a) and after (b)

подогреваемый до 300–350 °С литник, кроме того в литник и изложницу подавался нагретый до 180–200 °С защитный газ (аргон). Расход расплава при заливке был порядка 2,5–3,0 кг/с, КГН в изложнице при заливке составлял 80 (600 об/мин);

9) разгон изложницы до рабочего режима центрифугирования; отливки получали при двух рабочих режимах центрифугирования расплава: 1-й вариант – 300g (1150 об/мин) и 2-й вариант – 500g (1500 об/мин), при этом для обоих вариантов после достижения изложницей рабочих оборотов включалось ее водяное охлаждение;

10) охлаждение изложницы до 220–250 °С в течение 120–150 с;

11) извлечение отливки при температуре 250–300 °С из изложницы.

В процессе литья по двум вариантам центрифугирования расплава, при 300g и 500g, изготавливались кольцевые отливки массой 20–28 кг в зависимости от их толщины от 60 до 90 мм. Внешний вид отливок и получаемые кольца после их механической обработки представлены на рис. 2.

Согласно методике исследований из каждой отливки изготавливали два кольца с одинаковым внутренним и наружным диаметром, но разной высоты – 75 и 45 мм. Перед механической обработкой отливки отжигали в шахтной электропечи сопротивления СШО-10.10/10М1 (Россия) при температуре 330–350 °С в течение 120–150 мин.

Неразрушающий контроль колец. Радиографический и ультразвуковой контроль скрытых дефектов в кольцах выполняли соответственно с помощью приборов РПД-250С и УД4-Т (Россия).

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

для выявления микроструктуры – плавиковая кислота 1 см³ и вода 99 см³, шлиф погружали в реактив на 10–12 с, затем промывали в проточной воде и просушивали;

для выявления фазы Mg₂Al₃ – азотная кислота 20 см³ и вода 80 см³, 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) (Россия).

Рентгеноструктурный анализ. Рентгеноструктурный фазовый анализ изучали с помощью рентгеновского дифрактометра POWDIX 600 (Беларусь).

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

Механические свойства. Прочность и относительное удлинение на растяжение устанавливали по ГОСТ 1497–84¹ с помощью электромеханической испытательной машины TESTCOM-50/100 (ATS IBERTEST, Испания). Образцы (диаметр рабочей части 5 мм) для испытаний материала на прочность (растяжение) в осевом направлении кольца вырезали в точках на разных радиусах кольца: в середине, на внутреннем и внешнем.

Твердость по Бринеллю определяли в нескольких точках в горизонтальной плоскости колец по ГОСТ 9012–59² (диаметр шарика 10 мм, нагрузка 1000 кг, время выдержки 30 с).

¹ ГОСТ 1497–84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. М.: Стандартинформ, 2008. 22 с.

² ГОСТ 9012–59. Металлы. Метод измерения твердости по Бринеллю. М.: Стандартинформ, 2007. 39 с.

Экспериментальная часть. Результаты исследования. Исследования проводили на отливках ЦЛ, полученных при различных режимах центрифугирования (кристаллизации) расплава, а именно при 300g и 500g. При этом для изучения влияния КГН на процесс кристаллизации расплава остальные технологические режимы и особенности процесса литья (состав шихты, скорость заливки, температура выгрузки расплава, температура изложницы и другие) не изменялись.

Неразрушающий контроль отливок до и после механической обработки показал, что видимые дефекты в виде неслитин, трещин, пористости, раковин и другие по ГОСТ Р 57126–2016¹ в отливках отсутствуют. Радиографический и ультразвуковой контроль отливок также скрытых дефектов не выявил.

Химический и фазовый состав. Изменение состава отливок в радиальном направлении представлено на рис. 3 и табл. 2. Анизотропии материала в точках в осевом направлении отливок не обнаружено. Анализ табл. 2 показывает, что за исключением процента содержания марганца (Mn, %) химический состав отливок при 300g и 500g соответствует материалу АМг6 по ГОСТ 4784–2019.

Повышение содержания марганца Mn примерно с 0,7 до 1,3 % (почти в 2 раза), вероятно, связано с тем, что в процессе литья доля легкоплавких и склонных к выгоранию элементов, с которыми Mn имеет «хорошую» растворимость или химически связан, уменьшается. Очевидно, что для нашего эксперимента такими элементами являлись прежде всего алюминий и магний. В сравнении с данными элементами марганец имеет гораздо большие температуры выгорания из шихты. Известно, что марганец частично не только растворим в твердом алюминии, но и образует с ним химическое соединение $MnAl_6$ с содержанием Mn до 1,95 %, кристаллизующееся при температуре 658 °С, которая гарантированно достигалась в условиях проводимого эксперимента.

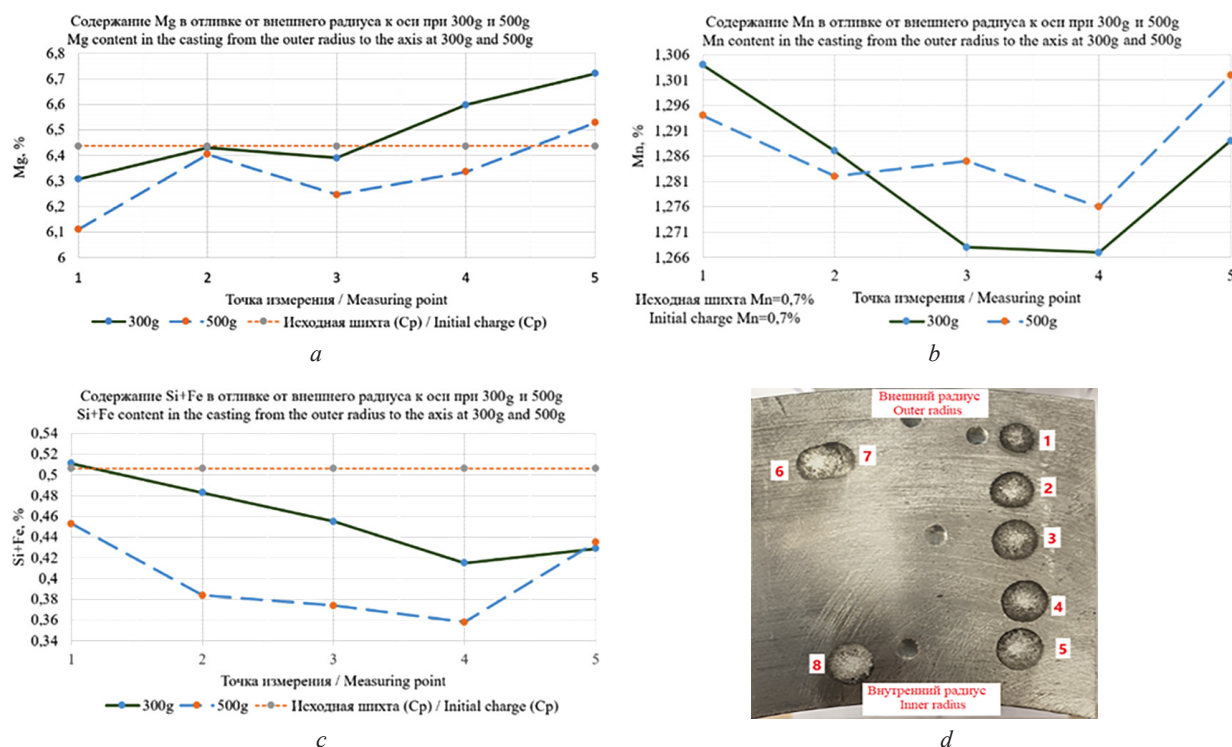


Рис. 3. Изменение содержания Mg (a), Mn (b) и Fe+Si (c) в отливках центробежного литья в радиальном направлении (от внешнего радиуса к центру) при значениях коэффициента гравитационной нагрузки 300 (сплошная линия) и 500 (прерывистая линия); схема расположения точек измерения в отливках (d)

Fig. 3. Change in the content of Mg (a), Mn (b) and Fe+Si (c) in the centrifugal castings in the radial direction (from the outer radius to the center) at values of the gravitational load coefficient of 300 (solid line) and 500 (dashed line); diagram of the location of measurement points in the castings (d)

¹ ГОСТ Р 57126–2016. Слитки из алюминиевых сплавов. Термины и определения дефектов. М.: Стандартинформ, 2016. 20 с.

Т а б л и ц а 2. Химический состав исходной шихты АМг6 и отливок центробежного литья в радиальном направлении (от внешнего радиуса к центру) при значениях коэффициента гравитационной нагрузки 300 и 500

Table 2. Chemical composition of the initial charge АМг6 (ASTM-518.0 (G8A) and CC castings in the radial direction (from the outer radius to the center) at values of the gravitational load coefficient of 300 and 500

Элемент Element	Исходная шихта, % (Ср, %)* Initial charge, % (Ср, %)	Отливки при 300g, % Casting at 300g, %						Отливки при 500g, % Casting at 500g, %					
		1	2	3	4	5	Ср	1	2	3	4	5	Ср
Si	0,168–0,192 (0,178)	0,253	0,249	0,242	0,211	0,218	0,235	0,186	0,156	0,154	0,147	0,177	0,1640
Fe	0,319–0,336 (0,328)	0,258	0,234	0,213	0,204	0,211	0,224	0,267	0,228	0,22	0,211	0,258	0,2368
Cu	0,025	0,04	0,039	0,04	0,046	0,038	0,041	0,1	0,076	0,06	0,065	0,081	0,0764
Mn	0,706–0,712 (0,708)	1,304	1,287	1,268	1,267	1,289	1,283	1,294	1,282	1,291	1,276	1,302	1,2890
Mg	6,350–6,554 (6,437)	6,308	6,431	6,39	6,598	6,721	6,490	6,111	6,405	6,247	6,336	6,528	6,3254
Cr	0,010	0,009	0,009	0,009	0,009	0,009	0,009	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,0100
Zn	0,015	0,042	0,042	0,041	0,037	0,036	0,040	0,042	0,039	0,036	0,037	0,046	0,0400
Ni	0,048	0,045	0,046	0,047	0,046	0,047	0,046	0,048	0,046	0,047	0,047	0,047	0,0470
Ti	0,075	0,042	0,043	0,048	0,064	0,058	0,051	0,043	0,07	0,078	0,077	0,02	0,0576
Zr	< 0,010	0,01	0,01	0,01	0,011	0,01	0,010	< 0,010	0,011	0,012	0,012	< 0,010	0,0117
Al	Остальное (92,168)	92,464	92,568	92,756	93,195	93,147	92,826	92,564	92,966	93,157	93,116	92,235	92,8076

Пр и м е ч а н и е: Ср – среднее значение; * – среднее значение по четырем измерениям.

Note: Ср – the average value; * – the average value for 4 measurements.

Таким образом, есть основания полагать, что именно уменьшение (выгорание) доли алюминия, являющегося основным (более 92 %) в шихте плавки, в итоге и привело к повышению концентрации содержания марганца. Подтверждением этому является также то, что в объеме отливок концентрация марганца практически одинаковая (для абсолютных значений Mn изменение в пределах ± 3 %). Характер изменения концентрации в зависимости от КГН также практически одинаковый (см. рис. 3, b): максимум ближе к боковым поверхностям отливок и минимум в центре. Все это свидетельствует о том, что в отливках образовался пересыщенный твердый раствор марганца в алюминии.

Анализ табл. 2 также показывает, что в процессе ЦЛ отливок содержание железа уменьшается примерно на 30 %, а кремния может как увеличиться при КГН 300, так и уменьшиться при КГН 500. Такое изменение содержания кремния в расплаве, вероятно, является следствием того, что в процессе литья расплав, омывая поверхности футеровки литника, содержащие Si (кварцевый песок), в различной степени взаимодействует с ними, то есть, по всей видимости, в нашем эксперименте происходило «вымывание» частиц кварцевого песка из футеровки литника.

В расплаве АМг6 в зависимости от содержания кремния и железа могут образовываться кристаллы их твердого раствора в алюминии, двойные химические соединения FeAl_3 и Mg_2Si , и тройные соединения в виде $\alpha(\text{AlFeSi})$, $\beta(\text{AlFeSi})$, а также эвтектика $\alpha(\text{Al}) + \alpha(\text{AlFeSi})$. Определено, что повышение КГН при ЦЛ уменьшает содержание железокремниевых соединений и примесей в отливках из АМг6. Так, при КГН 300 и 500 их среднее содержание соответственно уменьшилось на 10 и 20 % (см. рис. 3, c).

Фрагменты рентгеновских дифрактограмм образцов из отливок, полученных при 300g и 500g соответственно, представлены на рис. 4. В результате фазового анализа установлено, что в исследуемых образцах регистрируется фаза Al (PDF № 4-787, кристаллографическая группа: cubic, $Fm-3m$, $a = 4,0494 \text{ \AA}$ [14]) и силицид магния Mg_2Si (PDF № 35-773, кристаллографическая группа: cubic, $Fm-3m$, $a = 6,35119 \text{ \AA}$ [14]). Параметр кристаллической решетки матричной фазы образца

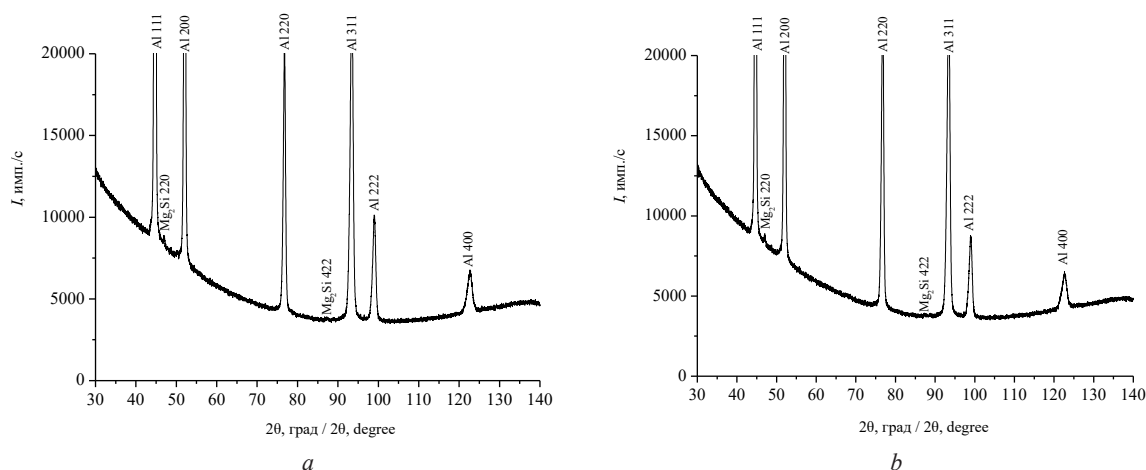


Рис. 4. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoK_α) сплава АМг6, полученного в отливках при значениях коэффициента гравитационной нагрузки 300 (a) и 500 (b)

Fig. 4. Fragments of X-ray diffraction patterns (CoK_α) of the AMg6 (ASTM-518.0 (G8A)) alloy obtained in castings at values of the gravitational load coefficient of 300 (a) and 500 (b)

при 300g равен $a = 4,0768 \text{ \AA}$, а образца при 500g составляет $a = 4,0776 \text{ \AA}$. Высокий уровень значений параметра кристаллической решетки матричной алюминиевой фазы в обоих случаях обусловлен образованием твердого раствора Mg в кристаллической решетке Al. Большее значение параметра кристаллической решетки фазы Al в образце при КГН 500 свидетельствует о его более высокой легированности магнием по сравнению с образцом при КГН 300.

Важно отметить, что по литературным данным микроструктура исследуемого сплава АМг6, в основном состоит из α -твердого раствора магния в алюминии, а также силицида магния (Mg_2Si) и включений β -фазы (Mg_2Al_3) [4], однако в исследованных образцах нашего эксперимента дифракционные линии от включений β -фазы не регистрировались.

Характерные микроструктуры образцов из отливок, полученных при 300g и 500g, представлены на рис. 5. Макро- и микротрещин в образцах не обнаружено. Структура включает в себя алюминий (светлые участки), а также множественные включения, предположительно, из силицида магния, алюминидов железа, железомарганцовистых и железосиликатных фаз и других соединений с различной морфологией (черно-серые участки), располагающихся как на границе, так и в объеме зерен. Установлено, что повышение КГН при ЦЛ положительно сказывается на размере зерна: так, в центральной части отливок при 300g и 500g наблюдались равноосные зерна размером до 100 мкм и 50 мкм соответственно. Кроме того определено, что с повышением КГН количество включений в отливке уменьшается и они становятся более дисперсными (см. рис. 5 c, d).

Механические свойства литых и отожженных колец определяли в осевом направлении. Установлено, что образцы, полученные при 300g и 500g, характеризуются практически схожими диаграммами растяжения (рис. 6) как без нагрева, так и с нагревом до 300 °С, и отличаются лишь абсолютными значениями (табл. 3).

Таблица 3. Механические свойства литых (отожженных) заготовок из АМг6
Table 3. Mechanical properties of cast (annealed) blanks made of AMg6 (ASTM-518.0 (G8A))

Температура образцов, °С Samples temperature, °C	КГН при литье Gravity load coefficient during casting, g	Временное сопротивление, МПа Tensile strength, MPa	Предел текучести, МПа Yield strength, MPa	Твердость, НВ Hardness, HB	Относительное удлинение, % Relative elongation, %
20	300g	250	185	80–85	7,0
	500g	275	180	80–85	8,9
300	300g	180	125	—	14,9
	500g	230	100	—	18,6

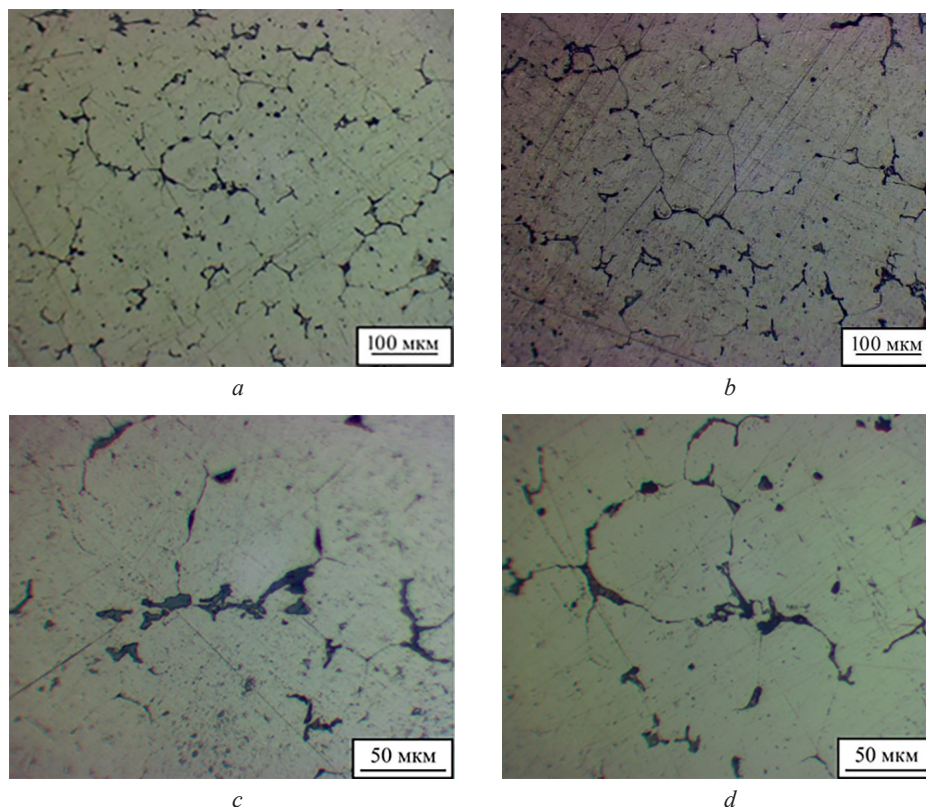


Рис. 5. Характерные микроструктуры сплава АМг6, полученного в отливках при значениях коэффициента гравитационной нагрузки 300 (а, с) и 500 (b, d); а, b – увеличение 200[×]; с, d – увеличение 500[×]

Fig. 5. Characteristic microstructures of the AMg6 (ASTM-518.0 (G8A)) alloy obtained in castings at values of the gravitational load coefficient 300 (a, c) and 500 (b, d); a, b – at magnification 200[×]; c, d – at magnification 500[×]

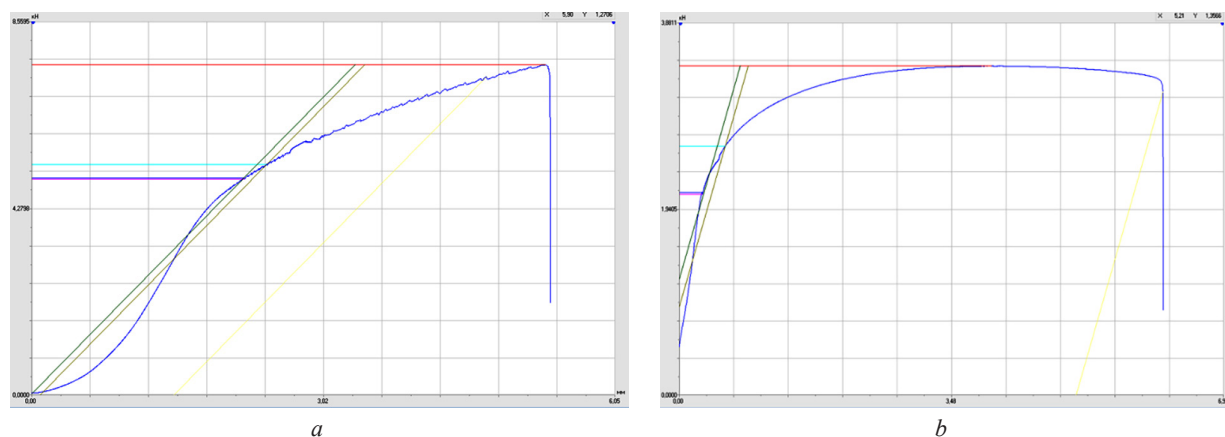


Рис. 6. Характерные диаграммы растяжения образцов АМг6 при значениях коэффициента гравитационной нагрузки 300 и 500 без нагрева (а) и с нагревом до 300 °С (b)

Fig. 6. Characteristic tensile diagrams of AMg6 (ASTM-518.0 (G8A)) samples at values of the gravitational load coefficient 300 and 500 without heating (a) and with heating to 300 °C (b)

Анализ результатов образцов без нагрева показывает, что по ГОСТ 1583–93 изготовленные нами отливки ЦЛ имеют повышенную (высокую) прочность и пластичность. При этом АМг6, полученный при 500g, в сравнении с 300g характеризуется повышением прочности не менее чем на 10 % и пластичности – на 30 %.

Заключение. Исследован процесс центробежного литья сплава АМг6 при коэффициентах гравитационной нагрузки 300 и 500. При данных нагрузках получены качественные отливки размером 400/130 (внешний диаметр/высота) массой 20–28 кг (в зависимости от их толщины от 60 до 90 мм) с химическим составом, соответствующим ГОСТ 4784–2019.

Установлено, что повышение с 300g до 500g позволяет снижать зернистость материала примерно в 2 раза до значений порядка 50 мкм; уменьшать до минимума или вообще исключать образование хрупкой фазы $\beta(\text{Mg}_2\text{Al}_3)$ в структуре сплава АМг6, характерной для данного сплава. Также повышение коэффициента способствует очистке расплава от хрупких железокремниевых соединений в твердом растворе алюминия, доля таких соединений снижается на 10 %, а в сравнении с исходной шихтой – на 20%.

Исследуемое повышение КГН дает возможность увеличивать степень легирования кристаллической решетки алюминиевой фазы и получать материал с повышенной прочностью и пластичностью соответственно не менее чем на 10 и 30 %. В абсолютных значениях получен АМг6 с прочностью и относительным удлинением соответственно 275/230 МПа и 8,9/18,6 % в зависимости от температуры материала при 20/300 °С. При этом отливки, изготовленные при 300g, в сравнении с ГОСТ 1583–93 также имели повышенные механические свойства.

Результаты работы показывают перспективность использования полученных алюминий-магниевого сплавов.

Список использованных источников

1. Белецкий, В. М. Алюминиевые сплавы: состав, свойства, технология, применение: справочник / В. М. Белецкий, Г. А. Кривов; под общ. ред. И. Н. Фридляндера. – К.: Коминтех, 2005. – 365 с.
2. Young-Ki Yang. Direct visualization of β phase causing intergranular forms of corrosion in Al–Mg alloys / Young-Ki Yang, T. Allen // *Materials Characterization*. – 2013. – Vol. 80. – P. 76–85. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2013.03.014>
3. Role of Mg in simultaneously improving the strength and ductility of Al–Mg alloys / Byeong-Hyeon Lee, Sung-Hoon Kim, Jun-Hyoung Park [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. – 2016. – Vol. 657. – P. 115–122. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.01.089>
4. Мальцев, М. В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов / М. В. Мальцев. – 2-е изд. – М.: Металлургия. 1970. – 364 с.
5. Технологические основы синтеза композиционных наноструктурированных материалов на основе алюминиевых сплавов / А. Г. Колмаков, В. Т. Сенють, М. Л. Хейфец [и др.] // *Научные технологии в машиностроении*. – 2016. – № 8. – С. 3–12.
6. Юдин, С. Б. Центробежное литье / С. Б. Юдин, М. М. Левин, С. Е. Розенфельд. – 2-е изд., испр. и доп. – М.: Машиностроение, 1972. – 280 с.
7. Перспективы развития и применения способа центробежного литья в области создания новых материалов на основе легких сплавов / А. П. Петров, В. В. Еремеев, Н. В. Еремеев [и др.] // *Двигатель*. – 2017. – № 4. – С. 4–8.
8. Петров, А. П. Аспекты технологии получения кольцевых полуфабрикатов из алюминиевых сплавов / А. П. Петров, В. В. Еремеев, Н. В. Еремеев // *Технология легких сплавов*. – 2013 – № 3. – С. 7–11.
9. Вейник, А. И. Теория особых видов литья / А. И. Вейник. – М.: Машгиз, 1958. – 300 с.
10. Получение методом центробежного литья градиентных композиционных материалов / Ю. С. Алексеева, Л. И. Кобелева, А. Г. Колмаков [и др.] // *Инженер-механик*. – 2016. – № 1. – С. 35–38.
11. Набоко, Е. П. Совершенствование процесса центробежного литья алюминиевого сплава / Е. П. Набоко, В. Н. Марченко // *Наука и инновации в XXI веке: актуальные вопросы, открытия и достижения: сб. ст. XII Междунар. науч.-практ. конф., 5 марта 2019 г., г. Пенза*. – Пенза: МЦНС «Наука и Просвещение», 2019. – С. 90–92.
12. Kevorkian, V. Functionally graded aluminum-matrix composites / V. Kevorkian // *American Ceramic Society Bulletin*. – 2003 – Vol. 82, Iss. 2. – P. 60–64.
13. Получение высокопрочных деформируемых алюминиевых сплавов типа АМг10 / П. А. Витязь, А. Ф. Ильющенко, С. Ф. Соболев [и др.] // *Весті Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук*. – 2017. – № 4. – С. 7–16.
14. Powder diffraction file. Data cards. ICDD. – Swarthmore, Pennsylvania, USA, 1948–2021.

References

1. Beletskii V. M., Krivov G. A. *Aluminum Alloys: Composition, Properties, Technology, Application: Handbook*. Kyiv, Komintech Publ., 2005. 365 p. (in Russian).
2. Young-Ki Yang, Allen T. Direct visualization of β phase causing intergranular forms of corrosion in Al–Mg alloys. *Materials Characterization*, 2013, vol. 80, pp. 76–85. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2013.03.014>
3. Byeong-Hyeon Lee, Sung-Hoon Kim, Jun-Hyoung Park, Hyung-Wook Kim, Jae-Chul Lee. 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. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.01.089>
4. Mal'tsev M. V. *Metallography of Industrial Non-Ferrous Metals and Alloys*. 2nd ed. Moscow, Metallurgiya Publ., 1970. 364 p. (in Russian).

5. Kolmakov A. G., Senyut' V. T., Kheifets M. L., Vityaz P. A., Sobol' S. F. Technological foundations of synthesis of composite nanostructured materials based on aluminum alloys. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 2016, no. 8, pp. 3–12 (in Russian).
6. Yudin S. B., Levin M. M., Rosenfel'd S. E. *Centrifugal Casting*. 2nd ed. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1972. 280 p. (in Russian).
7. Petrov A. P., Ereemeev V. V., Ereemeev N. V., Krasnoborodko I. O., Zlydnev I. M. Prospects for the development and application of the centrifugal casting method in the field of creating new materials based on light alloys. *Dvigatel' [Engine]*, 2017, no. 4, pp. 4–8 (in Russian).
8. Petrov A. P., Ereemeev V. V., Ereemeev N. V. Aspects of technology for the production of annular semi-finished products from aluminum alloys. *Tekhnologiya legkikh splavov = Technology of Light Alloys*, 2013, no. 3, pp. 7–11 (in Russian).
9. Veynik A. I. *Theory of Special Types of Casting*. Moscow, Mashgiz Publ., 1958. 300 p. (in Russian).
10. Alekseeva Yu. S., Kobeleva L. I., Kolmakov A. G., Kalashnikov I. E., Vityaz P. A., Kheifets M. L., Senyut' V. T. Obtaining gradient composite materials by centrifugal casting. *Inzhener-mekhanik [Mechanical Engineer]*, 2016, no. 1, pp. 35–38 (in Russian).
11. Naboko E. P., Marchenko V. N. Improving the process of centrifugal casting of aluminum alloy. *Nauka i innovatsii v XXI veke: aktual'nye voprosy, otkrytiya i dostizheniya: sbornik statei XII Mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii, 5 marta 2019 g., g. Penza* [Science and Innovation in the 21st Century: Current Issues, Discoveries and Achievements: Collection of Articles of the XII International Scientific and Practical Conference, March 5, 2019, Penza]. Penza, International Center for Scientific Cooperation "Nauka i Prosveshchenie", 2019, pp. 90–92 (in Russian).
12. Kevorkijan V. Functionally graded aluminum-matrix composites. *American Ceramic Society Bulletin*, 2003, vol. 82, iss. 2, pp. 60–64.
13. Vityaz P. A., Ilyushenko A. Ph., Sobol S. Ph., Savich V. V., Churik M. N. Producing high-strength deformable aluminum alloys of type AMg10. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-tekhnichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2017, no. 4, pp. 7–16 (in Russian).
14. *Powder diffraction file. Data cards*. ICDD. Swarthmore, Pennsylvania, USA, 1948–2021.