

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ, МЕТАЛЛУРГИЯ**MATERIALS ENGINEERING, METALLURGY**

УДК 621.74.01:621.771.02

Поступила в редакцию 19.04.2017

Received 19.04.2017

П. А. Витязь¹, А. Ф. Ильющенко^{2,3}, С. Ф. Соболев⁴, В. В. Савич³, М. Н. Чурик⁴¹*Президиум Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь*²*ГНПО порошковой металлургии, Минск, Беларусь*³*Институт порошковой металлургии, Минск, Беларусь*⁴*СЗАО «БелМетКомпозит», Минск, Беларусь***ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ДЕФОРМИРУЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ
ТИПА АМг10**

Аннотация. Традиционные марки алюминиевых сплавов не всегда могут обеспечить выполнение требований современной ракетно-космической и авиационной техники. Литейные сплавы системы Al–Si из-за структурных особенностей – грубых хрупких включений кремния и интерметаллических фаз, имеют невысокий уровень прочностных свойств и низкую пластичность, не позволяющую проводить их обработку давлением. Предложена технология создания высокопрочных алюминиевых сплавов, заключающаяся в получении кольцевых заготовок методом направленной кристаллизации расплава при наложении нестационарных силовых полей центробежных сил и одновременном введении модификаторов. Полученные заготовки имеют микроструктуру и пластичность, позволяющую подвергать их раскатке, и форму трубных заготовок, механическая прочность которых соизмерима с конструкционной сталью. Технология включает в себя гидротермальный синтез наноструктурированных частиц оксида алюминия, которые перед введением в расплав алюминиевого сплава перегреваются выше температуры расплава, что повышает полноту протекания процессов интеркристаллического упрочнения при минимальных колебаниях по объему упрочненного материала внутренних напряжений. Материалы имеют предел прочности до 380 МПа (до модификации нанодисперсным оксидом алюминия – 210 МПа). В микроструктуре наблюдается изменение игольчатой дендритной составляющей, которая становится более дисперсной и равноосной, что и приводит к повышению механической прочности в 1,25–1,32 раза.

Ключевые слова: алюминий, сплав АМг10, расплав, легирование, термообработка, микроструктура

Для цитирования. Получение высокопрочных деформируемых алюминиевых сплавов типа АМг10 / П. А. Витязь [и др.] // Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2017. – №4. – С. 7–16.

P. A. Vityaz¹, A. Ph. Ilyushenko^{2,3}, S. Ph. Sobol⁴, V. V. Savich³, M. N. Churik⁴¹*Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus*²*SSPA Powder Metallurgy, Minsk, Belarus*³*Institute of Powder Metallurgy, Minsk, Belarus*⁴*Joint Closed Joint-Stock Company “BelMetComposite”, Minsk, Belarus***PRODUCING HIGH-STRENGTH DEFORMABLE ALUMINUM ALLOYS OF TYPE AMg10**

Abstract. Traditional grades of aluminum alloys do not always meet the requirements of modern aerospace engineering. Al–Si foundry alloys possess insufficient mechanical strength characteristics and low plasticity due to their structural features (coarse brittle silicon inclusions and intermetallic phases). Therefore they cannot be exposed to pressure treatment. A technique for producing high-strength aluminum alloys, which consists in obtaining ring blanks by means of direct crystallization of melts with application of non-stationary centrifugal force fields and simultaneous introduction of modifiers, is proposed. The microstructure and plasticity of resulting tube-shaped blanks allow them to be exposed to sheeting for subsequent production of pipe workpieces with mechanical strength commensurate with mechanical strength of structural steel. The technique involves hydrothermal synthesis of nanostructured particles of aluminum oxide, which are overheated above the melt temperature prior to introduction into the molten aluminum alloy. This procedure enhances the processes of intercrystalline hardening with minimal fluctuations of internal stresses within the hardened material. The materials have tensile

strength of up to 380 MPa (before modification by nanodispersed aluminum oxide it was 210 MPa). The microstructure has showed changes in the acicular dendrite component, which tends to become more dispersed and equiaxial. Eventually this leads to an increase in the mechanical strength by a factor of 1.25–1.32.

Keywords: aluminum, AMg10 alloy, melt, alloying, heat treatment, microstructure

For citation. 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-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2017, no. 4, pp. 7–16 (in Russian).

Введение. Одним из важнейших направлений развития ракетно-космической техники является разработка технологий получения алюминиевых сплавов с повышенным уровнем механических и эксплуатационных свойств. Анализ известных основных технологий в промышленно развитых странах мира показывает, что методы легирования и модифицирования, используемые для повышения свойств алюминиевых сплавов, во многом исчерпали себя и уже не дают того повышения механических и эксплуатационных свойств, которые обеспечили бы новый уровень качества изделий из них. В связи с этим поиск новых инновационных технологических методов для повышения как механических, так и эксплуатационных свойств алюминиевых сплавов является актуальной научно-технической задачей, от которой зависит дальнейшая модернизация и совершенствование производства широкой номенклатуры изделий.

Потенциальные возможности группы сплавов Al–Mg не раскрыты в полной мере, что, несмотря на их высокую востребованность в производстве, ограничивает их использование. Одна из основных причин популярности этих сплавов в аэрокосмической отрасли – их высокая удельная прочность, численно выражаемая отношением прочности к удельному весу сплава. Это связано с тем, что существующие многокомпонентные сплавы, а также технологии их производства не обеспечивают стабильности повышенных характеристик прочности и, особенно, пластичности, с увеличением содержания магния в сплаве выше 5–6 %. Поэтому сплавы с повышенным содержанием магния используются в основном для изготовления литых заготовок деталей, в то время как сфера потребления листового проката в ракетно-космической технике может быть существенно расширена при использовании сплавов с повышенным комплексом свойств. Известно применение алюминий-магниевого сплава и в ракетостроении. Корпуса первой и второй ступеней баллистических ракет серии РС с жидкостным ракетным двигателем состоят из боковых оболочек, изготовленных из сплава Al–Mg (6 %), так как отливки из сплава с большим содержанием Mg (например, 10 %) невозможно прокатать и гнуть из-за крупного зерна. Прочность сплавов на основе системы Al–Mg с увеличением концентрации магния до 13 % возрастает, при этом основной упрочняющей фазой является химическое соединение Al_3Mg_2 .

Современное состояние проблемы. Прочность сплавов на основе системы Al–Mg (AMg10, AMg10ч, AMg5K, AMg11, AMg6л, AMg6лч, AMg5Mц) с увеличением концентрации магния до 13 % возрастает, но пластичность начинает снижаться при его содержании более 11 %. Основной упрочняющей фазой является химическое соединение $\beta(Al_3Mg_2)$. Сплавы с содержанием Mg, %: 4,5–7 – сплавы средней прочности, применяемые без термической обработки (AMg5к, AMg6л); 9,5–13 – сплавы повышенной прочности, применяемые в закаленном состоянии (AMg10, AMg11). Для улучшения технологических свойств в большинство сплавов вводят до 0,15–0,20 % титана и циркония. Образующиеся на их основе интерметаллиды $TiAl_3$ и $ZrAl_3$ более тугоплавкие, чем основа сплава, и являются модификаторами первого рода. При их использовании механические свойства сплавов повышаются на 20–30 %. Сплавы системы Al–Mg обладают повышенной склонностью к взаимодействию с газами и к образованию газовой и газоусадочной пористости, а при взаимодействии с азотом и парами воды образуются неметаллические включения и оксидные пленки. Плавку сплавов следует проводить под слоем флюса, а если в их состав входит Be – без флюса.

Сплавы AMg10 применяют только в закаленном состоянии. Особенностью сплавов AMg10, AMg10ч является повышенная чувствительность к естественному старению. Поэтому литые детали из них можно применять для рабочих температур от –60 до +80 °С. Детали из сплавов AMg10 используют в судостроении (в условиях высокой влажности), в летательных аппаратах, где важно значение удельной прочности.

Сплавы АМгбл, АМгблч и АМг5Мц, не содержащие Si, применяют без термической обработки. Механические свойства этих сплавов невысоки, пластичность низкая. Их рекомендуют использовать для литья в кокиль и песчаные формы средненагруженных деталей, работающих в коррозионных средах. Сплавы АМгбл и АМгблч применяются в литом состоянии без термической обработки и в закаленном состоянии. Сплавы АМгбл и АМгблч в литом состоянии предназначены для изготовления деталей, несущих средние статические и небольшие ударные нагрузки, а в термически обработанном состоянии сплав АМгблч используют для изготовления деталей, работающих при средних статических и ударных нагрузках. Сплав АМг5Мц применяют в литом состоянии для изготовления арматуры трубопроводов пресной воды, масляных и топливных систем, а также для деталей судовых механизмов и оборудования.

Сплавы АМг5Ки АМг11, содержащие 0,8–1,3 % Si, имеют более высокие литейные свойства, так как кремний увеличивает количество эвтектики, в результате чего повышается жидкотекучесть и плотность отливок, снижается их склонность к образованию горячих трещин. Рекомендуется применять эти сплавы для литья в кокиль, песчаные формы и, особенно, под давлением. Из сплава АМг5К изготавливают детали морских судов, а также детали, работающие при температуре 180–200 °С (например, головки двигателей воздушного охлаждения).

Для модифицирования микроструктуры авторами работы [1] предложено дополнительно легировать алюминиевый сплав с высоким (10 мас.%) содержанием магния элементами Sc, Zr и Ti в количествах 0,05–0,20 мас.%, что обеспечивает измельчение зерна в отливке, однако приводит к удорожанию процесса и сложности при введении легирующих компонентов.

Авторами [2] рекомендовано два листа с очищенной и обезжиренной поверхностью складывать пакетом, который после предварительного нагрева (до температур ниже температур рекристаллизации) прокатывается с разовым обжатием не менее 50 % для обеспечения соединения (сваривания) отдельных слоев. Затем полученная полоса, состоящая из двух сваренных слоев, режется на две части, соединяемые стороны которых очищают, складывают в пакет, нагревают и снова прокатывают. Процесс повторяют вплоть до достижения заданного числа циклов прокатки. При прокатке алюминиевого сплава АМг10 по этому методу, названному авторами ARB, формируется сильно фрагментированная ультрамелкозернистая структура с размером блоков около 200–500 нм. При этом для обеспечения достигнутого результата необходимо, чтобы величина накопленной интенсивности деформаций составляла порядка 9–10. При всей привлекательности полученных в [2] результатов вызывает сомнение пригодность ARB-технологии для промышленного производства ввиду ее крайне большой трудоемкости.

Автор работы [3] исследовала процессы термообработки сплава АМг10 и показала, что старение этого сплава при температуре $T_{ст} = 180$ °С, времени выдержки $\tau = 4,0$ ч и предварительной деформации со степенью $\varepsilon = 21,0$ % приводит к снижению уровня остаточных напряжений I рода в 4 раза, росту напряжений II и III рода – в среднем в 2,5–3 раза, что способствует повышению штампуемости в 2,4 раза по сравнению со штампуемостью без ТО и предварительной деформационной обработки.

В работе [4] показано, что после взрывного деформирования наблюдается изменение формы зерен, с увеличением степени деформации зерна вытягиваются, изменяется их ориентировка, что приводит к образованию текстуры. Ввиду вытягивания зерна площадь его сечения в плоскости, перпендикулярной к направлению вытяжки, уменьшается.

Установлено влияние лигатуры AlC0,9Ti0,8 на размер зерна, механические и технологические свойства сплавов АМг10 [5]. Показано, что микролегирование комплексом углерода и титана в оптимальных количествах позволяет достигнуть уменьшения размера зерна сплавов на 16–27 %, повысить относительное удлинение на 30–50 %. Также улучшаются технологические свойства сплавов.

Материалы, методика и оборудование исследований. Для исследований был выбран литейный сплав АМг10 (ГОСТ 1583-93), который, как известно, труднодеформируемый и получение из него проката в промышленном производстве проблематично, так как при прокате изделие разрушается. Химический состав сплава приведен в табл. 1.

Т а б л и ц а 1.
Химический состав сплава АМг10
Table 1.
Chemical composition of АМг10 alloy

Химический элемент	Содержание, мас.%
Mg	10,6
Si	0,16
Fe	0,20
Be	0,005
Ti	0,1
Al	Остальное

При разработке технологии получения проката из алюминиевых сплавов используется компьютерный метод обработки микроструктур, который позволяет количественно классифицировать режимы обработки по микроструктурам.

Для разработки оборудования и анализа процессов, протекающих при обработке, создана компьютерная система многомерного моделирования динамики изменения жидко-твердого состояния сплава в специальном оборудовании. Основу компьютерной системы составляют специальные математические модели, построенные на уравнениях Навье – Стокса, неразрывности потока, теплопроводности, которые численно решаются для системы граничных условий, учитывающих пространственные особенности оборудования.

На рис. 1, 2 представлены варианты исследовательского оборудования. В литейных машинах достигается изменение технологических параметров, необходимых для реализации обработки, и осуществляется управляемая кристаллизация сплава.

На опытном оборудовании разработана технология изготовления проката из сплава АМг10. Полученные образцы из проката были изучены в Исследовательском центре Института порошковой металлургии. Образцы АМг10, обработанные при различных режимах, исследованы на испытательной машине INSTRON 1195, металлографические исследования проводились с помощью металлографического микроскопа MeF-3, замер твердости осуществлялся на приборе ТШ-2М. Первичные свойства деформируемого сплава АМг10 и образцы изделий из проката также изучались в Исследовательском центре Университета Дуйсбург-Эссен (Германия).

Результаты исследований и их обсуждение. Существует два вида прикладных задач, которые целесообразно решать с помощью центробежной кристаллизации: перераспределение компонентов вещества и повышение структурного совершенства получаемого композиционного материала.

Центрифугирование при массовой (объемной) кристаллизации может быть положено (и в ограниченных масштабах используется сейчас) в основу многих производств, таких как рафинирование расплавов, обогащение, создание защитных покрытий для химически активных металлов, выделение эвтектик из многокомпонентных сплавов. Развитие этих приложений для многих систем с незначительным различием плотностей кристаллизующейся (отделяемой) и маточной жидкой фаз сдерживается неполным или замедленным развитием ликвации в стационарных условиях.



Рис. 1. Лабораторная установка для получения заготовок массой 30 кг

Fig. 1. Laboratory plant for production blanks weighing 30 kg



Рис. 2. Опытный образец промышленной установки для получения заготовок массой 200 кг

Fig. 2. Prototype sample of the industrial plant for production blanks weighing 200 kg

Дополнительно к этому постановка экспериментов с использованием управляемой ливкации, когда скорость кристаллизации определяется условиями контролируемого теплоотвода (направленная кристаллизация, зонная плавка), на центрифугах позволяет изучать эффекты, определяемые условиями конвективного перемешивания. В зависимости от технологической задачи конвекция, обусловленная градиентом плотности перед фронтом кристаллизации, в условиях центрифугирования может быть существенно усилена или ослаблена. К настоящему времени перспективность такого использования центробежных полей подтверждена при получении композитных материалов на основе двойных металлических сплавов.

Представляет значительный интерес проведение сравнительных кристаллизационных экспериментов в различных условиях с целью изучения явлений, зависящих и не зависящих от центробежных сил, и одновременного получения информации о возможности синтеза сплавов с более совершенными структурой и свойствами.

Выявлено, что центрифугирование создает предпосылки для формирования при кристаллизации более мелкодисперсной микроструктуры с преобладанием доли равноосных частиц и не приводит к перераспределению концентрации компонентов сплава. С увеличением центробежной перегрузки и скорости охлаждения степень дифференцировки микроструктуры возрастает неоднородно: наибольшие изменения фиксируются у частей образцов, находившихся в процессе центрифугирования на удаленном от центра вращения конце. Изменение микроструктуры в пределах одного образца связано с неоднородностью термических условий кристаллизации за счет седиментационных процессов, обусловленных действием центрифугирования. Это было подтверждено дополнительным экспериментом по центробежной кристаллизации чистого алюминия, в результате которого морфология и размеры кристаллических зерен, сформировавших структуру разных частей образца, существенно отличались, а при оптимальных режимах литья и частоты вращения – были одинаковыми во всем объеме отливки (рис. 3).

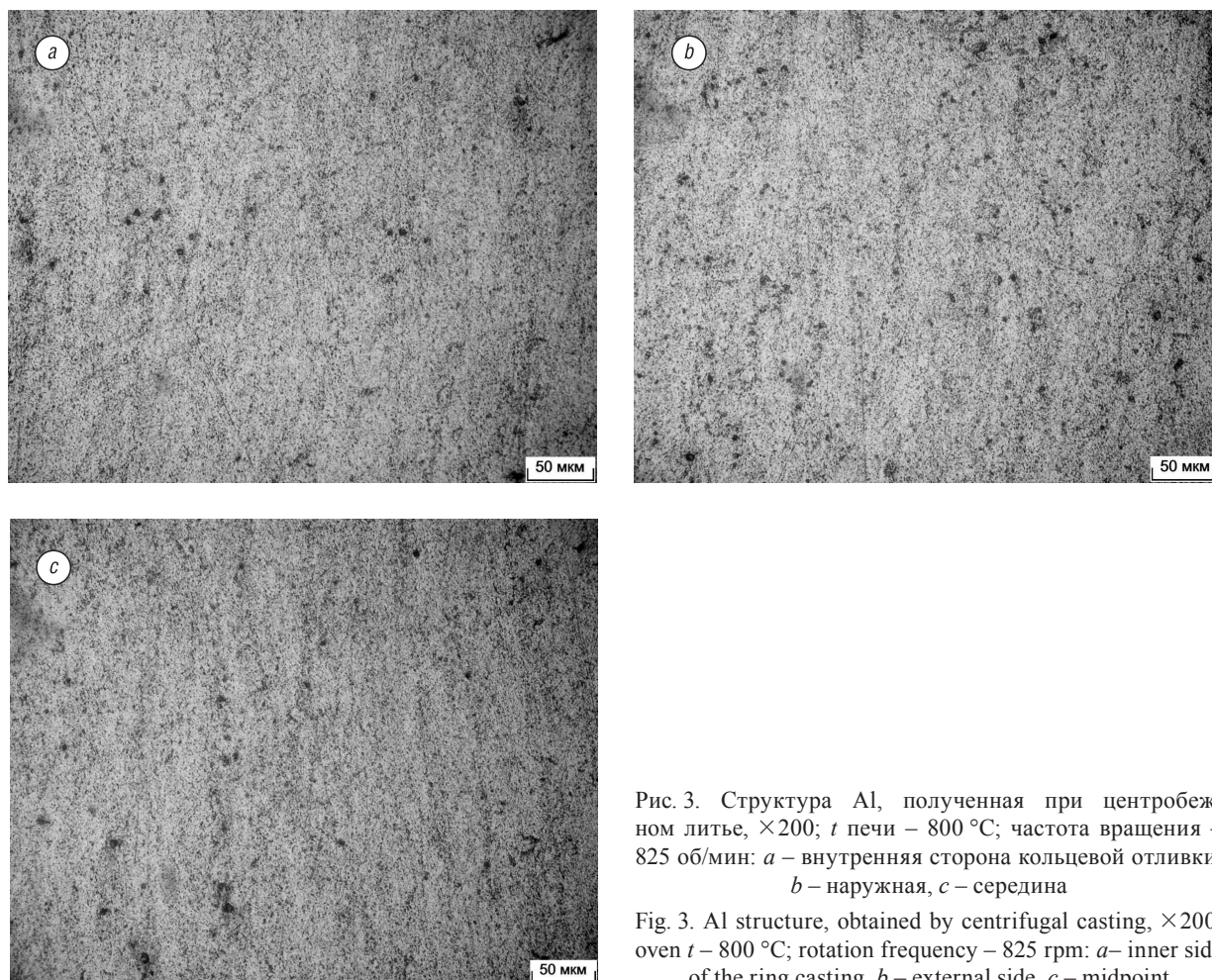


Рис. 3. Структура Al, полученная при центробежном литье, $\times 200$; t печи – $800\text{ }^{\circ}\text{C}$; частота вращения – 825 об/мин : a – внутренняя сторона кольцевой отливки, b – наружная, c – середина

Fig. 3. Al structure, obtained by centrifugal casting, $\times 200$; oven $t = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$; rotation frequency – 825 rpm : a – inner side of the ring casting, b – external side, c – midpoint

Использование центробежного литья алюминиевых композиционных материалов позволяет частично снять противоречие между повышением служебных (прочность, твердость, ударная вязкость, пластичность, износостойкость) и снижением технологических (обрабатываемость резанием, давлением, жидкотекучесть) свойств при повышении объемной доли наполнителя.

Установлено, что различий в удельном весе армирующих частиц и матричного сплава достаточно, чтобы под действием центробежных сил более тяжелые частицы из расплава алюминиевого композиционного материала осели на внешнюю поверхность отливки, образовав упрочненный слой с 30–40 об.% частиц, и внутреннюю часть отливки, полностью свободную от частиц. Этот способ позволяет получать литые слоистые изделия, а также изделия с градиентной структурой из легких сплавов с относительно небольшой объемной долей наполнителя (до 13 %) и хорошими литейными свойствами.

В ходе исследований изучались возможности получения композиционных материалов на основе сплавов алюминия с повышенными эксплуатационными и механическими свойствами путем использования поля центробежных сил центрифуги при введении в расплав наноразмерных упрочняющих добавок.

Выбраны и обоснованы наноструктурированные лигатуры, полученные методами самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и позволившие изменить свойства затвердевших заготовок при их литье в поле центробежных сил. В частности использованы алюминиды титана Al_3Ti .

Изучены особенности влияния центробежных сил на процесс кристаллизации композиционного материала, а также механизм структурообразования композиционных материалов на основе алюминия, полученных в поле центробежных сил центрифуги при введении наноструктурированных лигатур.

Определена зависимость величины зерна отливок композиционного материала в полях центробежных сил центрифуги от центробежных ускорений.

Показана целесообразность введения наноструктурированных лигатур разной химической природы в композиционные материалы на основе алюминия в количестве 0,05–0,50 мас.% и 0,01–0,50 мас.%, так как при этом увеличивается прочность в 1,5–2 раза и износостойкость – в 2 раза.

Установлено, что упрочняющие компоненты находятся внутри зерна композиционного материала, а механические и трибологические свойства полученных в полях центробежных сил центрифуги композиционных материалов на основе алюминия повышаются.

Оптимизированы технологические режимы воздействия поля центробежных сил центрифуги на кинетику процесса кристаллизации расплава, в результате чего получены изделия с оптимальным сочетанием прочности и пластичности.

Разработаны технологические схемы получения композиционных материалов на основе алюминия при введении в исходную шихту наноструктурированных лигатур.

При воздействии центробежного поля меняется характер кристаллизации. Причем принципиально новым и важным моментом является то, что при достаточном числе оборотов изложницы энергетическое воздействие центробежного поля возрастает настолько, что благодаря его объемному характеру возникают эффекты, приводящие к началу интенсивного образования твердой фазы еще до того, как расплав успеет сколько-нибудь существенно понизить свою среднюю температуру.

Наложение давления в процессе кристаллизации уменьшает энергию межфазного взаимодействия (поверхностное натяжение) на границе расплав – кристалл, а следовательно, и размер критического зародыша. Кроме того, приложением давления можно добиться появления смачиваемости между различными фазами, если оно отсутствовало в обычных условиях. Приложение давления к кристаллизующемуся расплаву приводит к увеличению числа центров кристаллизации и в результате к измельчению структуры, оказывая тем самым модифицирующее влияние на структуру металлов и сплавов.

Для введения модифицирующих частиц было решено применить брикеты, состоящие из механической смеси порошков добавки и алюминия, полученной прессованием.

Экспериментальным путем найдено оптимальное центробежное ускорение ($g = 500–600$), соответствующее минимальному размеру зерна матричной фазы (1,0–1,7 мкм) и наиболее высоким свойствам получаемого металла.

Сплав АМг10 легче сплава АМг6 и имеет более высокую прочность, однако из-за низкой пластичности сплава АМг10 из него нельзя получить прокат. Предложенный метод позволяет получать прокат из литейного сплава АМг10, что открывает широкие возможности для его использования в автомобилестроении, в энергетике (для производства силовых электрических кабелей), а в перспективе – и в авиационной промышленности.

Применение данного метода позволяет сделать недеформируемый сплав АМг10 деформируемым (рис. 4). При этом достигается существенное увеличение его прочностных характеристик в 2,5–2,8 раза (табл. 2, 3).

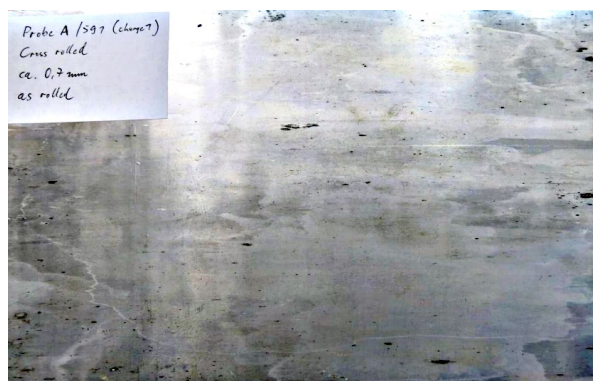


Рис. 4. Фотография проката, полученного из сегментированных заготовок АМг10

Fig. 4. Image of rolled products obtained from segmented AMg10 blanks

Таблица 2. Механические свойства сплава АМг10 после центробежной обработки

Table 2. Mechanical properties of AMg10 alloy after centrifuging processing

Регистрационный № образца	№ образца	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Деформация
542 (прокатаны до 1,0 мм)	1	480,4	421,9	6	90 %
	2	492,7	443,5	5	
	3	488,4	415,5	4	
	Среднее	487,2	427,0	5	
542 (прокатаны до 1,5 мм)	1	424,4	343,2	9	85 %
	2	430,3	354,6	10	
	3	425,1	345,9	11	
	Среднее	426,6	347,9	10	

Таблица 3. Механические свойства литого АМг10

Table 3. Mechanical properties of AMg10 cast alloy

№ образца	№ измерений	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
524	1	178,6	151,8	1,14
	2	178,8	152,0	1,00
	3	166,9	141,8	0,60
	Среднее	174,8	148,5	0,91

При разработке технологии получения проката из алюминиевых сплавов используется компьютерный метод обработки микроструктур, который позволяет количественно классифицировать режимы центробежной обработки по микроструктурам. На рис. 5 и 6 представлены фрагменты этих микроструктур.

Накопленный опыт показывает, что классический металловедческий качественный анализ не позволяет разделять прокатываемые (рис. 5) и непрокатываемые микроструктуры (рис. 6). Применение компьютерных методов обработки изображений микроструктур позволяет существенно повысить производительность научно-исследовательских работ при разработке технологического процесса и выявить новые закономерности типа «режимы центробежной обработки – микроструктура сплава» при большом количестве микроструктур. Компьютерная обработка позволяет классифицировать микроструктуры и использовать это для оптимизации режимов центробежной обработки сплавов (табл. 4).

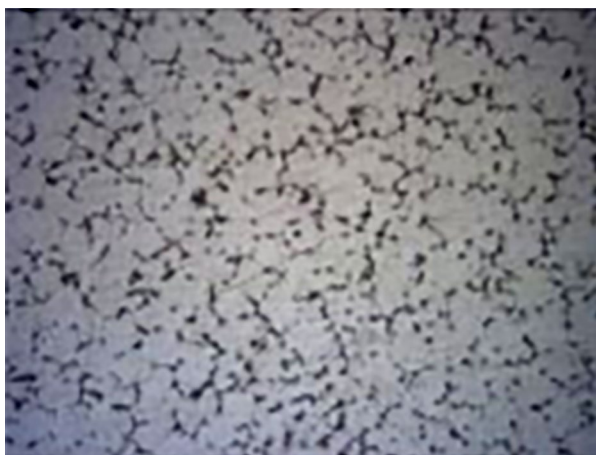


Рис. 5. Микроструктура прокатываемого сплава АМг10 перед прокаткой

Fig. 5. Microstructure of rolled AMg10 alloy before rolling

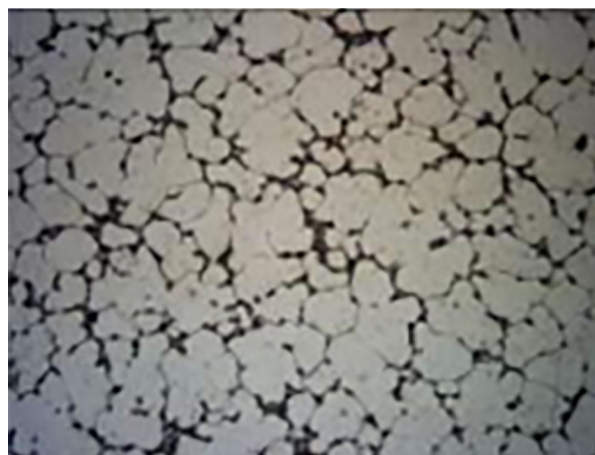


Рис. 6. Микроструктура традиционного литого сплава АМг10

Fig. 6. Microstructure of the traditional AMg10 cast alloy

Т а б л и ц а 4. Основные параметры магниевой фазы и совокупный критерий оценки степени прокатываемости сплава при компьютерной обработке изображений

Table 4. The main parameters of the magnesium phase and the overall criterion for estimating the rolling ability degree of the alloy under computer image processing

Параметр	Непрокатываемые				Прокатываемые			
	93,8	97,1	97,0	84,7	55,6	74,4	60,0	53,2
Степень разветвленности максимального включения, %	93,8	97,1	97,0	84,7	55,6	74,4	60,0	53,2
Средняя длина скелета включений, нм	855	967	874	1240	347	428	416	367
Количество включений	18	22	29	13	65	53	53	60
Совокупный критерий оценки прокатываемости микроструктуры	5,2	4,4	3,3	6,5	0,9	1,4	1,1	0,9

В целях оптимизации режимов центробежной обработки сплавов разработан комплекс программ для обработки изображений микроструктур алюминиевых сплавов. Разработанные методы позволяют с высокой степенью точности рассчитать параметры морфологии и дисперсности фазовых составляющих микроструктуры по ее изображению.

На рис. 7 представлены результаты изучения прочности на сжатие для образцов из сплава АМг10 в Исследовательском центре Университета Дуйсбург-Эссен (а) и в Национальной академии наук Беларуси (б).

Согласно полученному заключению из Университета Дуйсбург-Эссен, изготовленный центробежным методом алюминиевый сплав АМг10 по своим прочностным свойствам (500 МПа) сравним с некоторыми марками конструкционной стали. В настоящее время проводятся работы по повышению прочности на сжатие для этого сплава на уровне 700 МПа и выше. Планируется совершенствование композиций и режимов центробежной обработки с целью создания высокопрочных алюминиевых сплавов, близких по своим характеристикам не только к сталям, но и к титановым сплавам. Экспертами из германской компании «PPM-Unternehmensberatung GmbH» был проведен предварительный технико-экономический анализ мирового рынка потенциального потребления полученного указанным методом сплава АМг10, результаты которого свидетельствуют о широких возможностях применения данного сплава в энергетике, автомобилестроении, авиастроении и других отраслях.

В целях повышения качества сплавов и для отработки технологии их промышленного производства завершены конструкторские работы по автоматизированному технологическому комплексу. Его продукцией является заготовка из сплава АМг10 с 90%-м выходом годного для последующего изготовления листового проката, не уступающего по прочности стальному.

В краткосрочной перспективе будут реализованы опытные работы по разработке технологии и оборудования для повышения свойств сплавов группы алюминий-магний с повышенным содержанием магния (АМг12, АМг14, АМг16), а также других групп алюминиевых сплавов (алю-

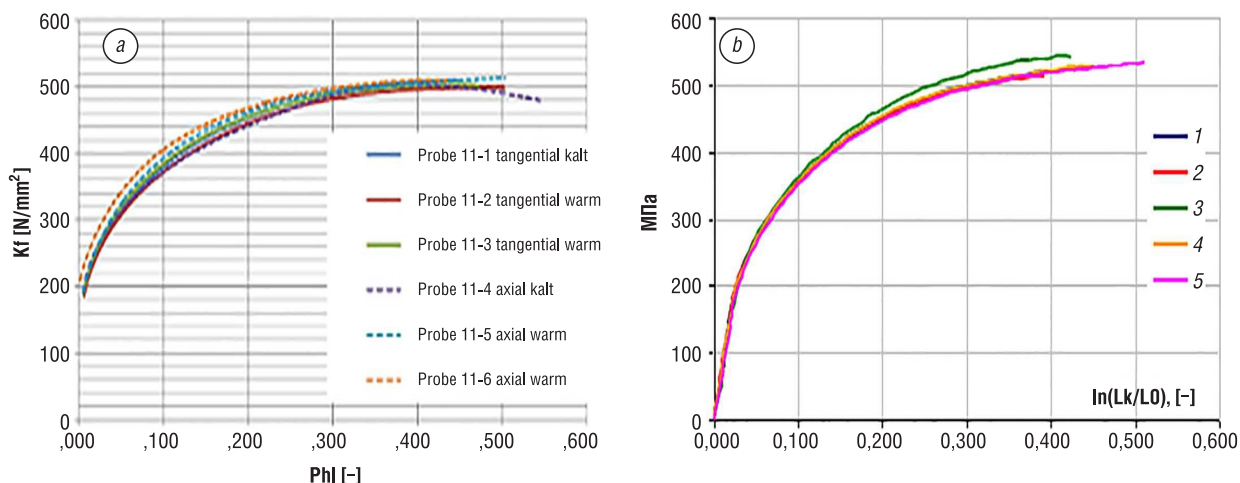


Рис. 7. Результаты исследований прочностных характеристик сплава АМг10: *a* – в университете Дуйсбург-Эссен, *b* – в Национальной академии наук Беларуси

Fig. 7. Results of research of the strength characteristics of AMg10 alloy: *a* – in University of Duisburg-Essen, *b* – in the National Academy of Sciences of Belarus

миний-магний-цинк и др.) с целью замены тяжелых конструкций из сталей и чугунов на более легкие конструкции из алюминиевых сплавов, имеющих высокую удельную прочность. Схема автоматизированного технологического комплекса представлена на рис. 8.

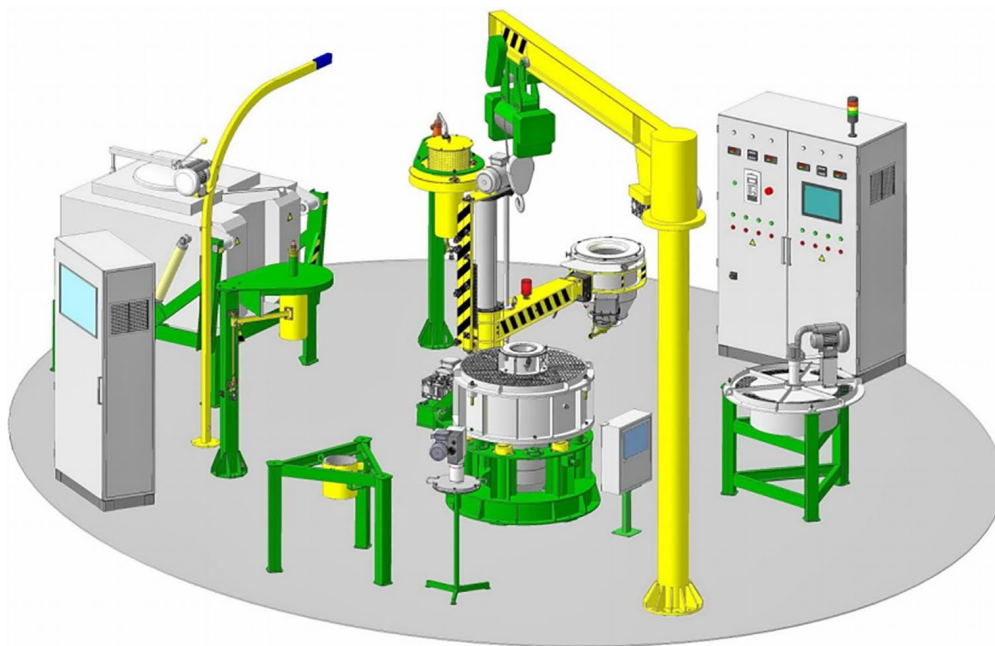


Рис. 8. Автоматизированный технологический комплекс

Fig. 8. Automated technological system

Заключение. Проведенные исследования по получению заготовок из алюминиевого сплава АМг10 с помощью центробежной обработки показали, что недеформируемый сплав АМг10 может быть прокатан.

Полученные материалы имеют предел прочности до 380 МПа (до модификации нанодисперсным оксидом алюминия – 210 МПа). В микроструктуре наблюдается изменение игольчатой дендритной составляющей, которая становится более дисперсной и равноосной, что и приводит к повышению механической прочности в 1,25–1,32 раза.

Разработан комплекс технологического оборудования для реализации центробежного метода кристаллизации, который может быть поставлен заинтересованным потребителям.

Список использованных источников

1. Effects of Sc, Zr and Ti on the microstructure and properties of Al alloys with high Mg content / Xu Wang [et al.] // *Rare Metals*. – 2010. – Vol. 29, iss. 1. – P. 66–71.
2. Гречников, Ф. В. Получение алюминиевого сплава АМг10 с ультрамелкозернистой структурой прокаткой по ARB методу / Ф. В. Гречников, И. П. Попов, Я. А. Ерисов // *Изв. Самар. науч. центра Рос. акад. наук*. – 2013. – Т. 15, №4. – С. 165–169.
3. Савельева, О. Г. Разработка режимов термической и деформационной обработки листов из сплавов систем Al–Mg и Al–Cu–Mg для формирования структуры, остаточных напряжений и технологических свойств, обеспечивающих улучшение штампуемости: автореф. дис. ... канд. техн. наук / О. Г. Савельева. – Самара, 2013. – 20 с.
4. Остапчук, В. В. Исследование структуры и свойств сплавов системы Al–Mg–Si после взрывного деформирования / В. В. Остапчук // *Вопросы проектирования и производства конструкций летательных аппаратов: сб. науч. тр.* – Харьков: Харьков. авиац. ин-т, 2012. – Вып. 4. – С. 149–154.
5. Кулинич, А. А. Влияние углерода и титана на структуру, механические и технологические свойства сплавов и АМг10 / А. А. Кулинич // *Вісн. СевНТУ. Сер.: Механіка, енергетика, екологія: зб. наук. пр.* – Севастополь: Вид-во СевНТУ, 2012. – Вип. 133. – С. 179–183.

References

1. Xu Wang, Guoqin Chen, Bing Li, Lianmei Wu, Daming Jiang. Effects of Sc, Zr and Ti on the microstructure and properties of Al alloys with high Mg content. *Rare Metals*, 2010, vol. 29, Iss. 1, pp. 66–71. Doi: 10.1007/s12598-010-0012-8
2. Grechnikov Ph. V., Popov I. P., Erisov Ya. A. Production of aluminum AMg10 alloy with ultra-fine-grained structure rolling by ARB method. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiiskoi akademii nauk = Izvestia of Samara Scientific Center of the Russian Academy of Sciences*, 2013, vol. 15, no. 4, pp. 165–169 (in Russian).
3. Savelieva O. G. *Development of the modes for thermal and deformation treatment of sheets from the alloys of Al–Mg and Al–Cu–Mg systems for the structure formation, residual stresses and technological properties, providing formability improvement*. Samara, 2013. 20 p. (in Russian).
4. Ostapchuk V. V. Investigation of the structure and properties of the Al–Mg–Si system alloys after explosive deformation. *Voprosy proektirovaniya i proizvodstva konstruksii letatel'nykh apparatov: sb. nauch. tr.* [Design and Production Issues of Aircraft Constructions: collection of scientific papers]. Khar'kov, Khar'kovskii aviatsionnyi institute, 2012. Issue 4. Pp. 149–154 (in Russian).
5. Kulinich A. A. Carbon and titanium effect on the structure, mechanical and technological properties of alloys and AMg10. *Visnik SevNTU. Seriya: Mekhanika, energetika, ekologiya: zbirnik naukovikh prats' = Journal of the Sevastopol National Technical University. Series: Mechanics, Power Engineering, Ecology*. Sevastopol, 2012. Issue 133. Pp. 179–183 (in Russian).

Информация об авторах

Витязь Петр Александрович – академик Национальной академии наук Беларуси, доктор технических наук, профессор, руководитель Аппарата Национальной академии наук Беларуси, Президиум Национальной академии наук Беларуси (пр. Независимости, 66, 220072, Минск, Республика Беларусь). E-mail: vitiaz@presidium.bas-net.by

Ильющенко Александр Федорович – член-корреспондент Национальной академии наук Беларуси, доктор технических наук, профессор, директор, Институт порошковой металлургии Национальной академии наук Беларуси (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: alexil@mail.belpak.by

Соболь Сергей Федорович – директор, СЗАО «БелМетКомпозит» (ул. Платонова, 41, к. 108, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: info@belmc.by

Савич Вадим Викторович – кандидат технических наук, доцент, заместитель директора, Институт порошковой металлургии (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: savich@pminstitute.by

Чурик Михаил Николаевич – кандидат технических наук, главный специалист, СЗАО «БелМетКомпозит» (ул. Платонова, 41, к. 108, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: info@belmc.by

Information about the authors

Piotr A. Vityaz – Academician of the National Academy of Sciences of Belarus, D. Sc. (Engineering), Professor, Head of Staff of National Academy of Sciences of Belarus, Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus (66, Nezavisimosti Ave., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: vitiaz@presidium.bas-net.by

Alexander Ph. Ilyuschenko – Corresponding Member of the National Academy of Sciences of Belarus, D. Sc. (Engineering), Professor, Director, Powder Metallurgy Institute of the National Academy of Sciences of Belarus (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: alexil@mail.belpak.by

Sergey Ph. Sobol – Director, Joint Closed Joint-Stock Company “BelMetComposite” (41, of. 108, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: info@belmc.by

Vadim V. Savich – Ph. D. (Engineering), Associate Professor, Vice-Director, Powder Metallurgy Institute of the National Academy of Sciences of Belarus (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: savich@pminstitute.by

Mikhail N. Churik – Ph. D. (Engineering), Chief Metallurgist, Joint Closed Joint-Stock Company “BelMetComposite” (41, of. 108, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: info@belmc.by