

УДК 621.74.01; 621.771.02

Д-р техн. наук П.А. Витязь, д-р техн. наук А.Ф. Ильющенко,
С.Ф. Соболев, канд. техн. наук В.В. Савич, канд. техн. наук М.Н. Чурик

ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Авторами разработаны две технологии. Первая заключается в получении кольцевых заготовок методом направленной кристаллизации расплава при наложении нестационарных силовых полей центробежных сил и одновременном введении модификаторов. Вторая 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.

Автори розробили дві технології. Перша полягає в отриманні кільцевих заготовок методом спрямованої кристалізації розплаву за накладення нестационарних силових полів відцентрових сил і одночасного введення модифікаторів. Друга технологія включає в себе гідротермальний синтез наноструктурованих частинок оксиду алюмінію, які перед введенням у розплав алюмінієвого сплаву перегріваються вище температури розплаву, що підвищує повноту протікання процесів інтеркристалічного зміцнення при мінімальних коливаннях за обсягом зміцненого матеріалу внутрішніх напружень.

The authors developed the two techniques; the first one allows to obtain annular-shape blanks, using the method of melt oriented crystallization, applying nonstationary centrifugal force field with simultaneous introducing of modifiers. The second procedure implies 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 intercrystalline hardening with minimal fluctuations of internal stresses within the hardened material.

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 промышленно развитых стран 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 высокую востребованность в производстве, ограничивает их использование. 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 свыше 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 комплексом повышенных свойств. Прочность сплавов на основе группы Al–Mg с увеличением концентрации магния до 13 % возрастает, при этом основной упрочняющей фазой является химическое соединение Al_3Mg_2 .

Материалы, методика и оборудование исследований

Теоретической основой гравитационно-технологического (ГТ) метода является идея об изменении положения фазовых точек диаграмм состояния под действием

полей скоростей и давлений металла при его перемешивании и вращении в силовом поле. Этот метод позволяет организовать процесс кристаллизации сплава в неравновесных условиях, отличных от традиционных, в результате чего в получаемых сплавах могут образовываться фазы, которых нет на диаграммах состояния.

Для исследований был выбран литейный сплав АМг-10 (ГОСТ 1583-93), который, как известно, плохо поддается деформации. Получение из него проката в промышленном производстве проблематично (при прокате изделие разрушается).

Химический состав сплава приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав сплава АМг-10

Химический элемент	Содержание, %
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 гравитационно-технологической обработки по микроструктурам.

Для разработки оборудования и анализа процессов, протекающих при использовании ГТ-метода, разработана 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 на основе 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 ГТ-метода, и осуществляется управляемая кристаллизация сплава.



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



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

На опытном оборудовании разработана технология изготовления проката из сплава АМг-10. Полученные образцы из проката были исследованы в Исследовательском центре ГНУ ИПМ. Образцы АМг-10, обработанные в различных режимах, испытывали на машине INSTRON 1195, металлографические исследования проводили с помощью микроскопа MeF-3, замер твердости – на приборе ТШ-2М. Первичные свойства деформируемого сплава АМг-10 и образцы изделий из проката также были исследованы в Исследовательском центре университета Дуйсбург-Эссен.

Современное состояние проблемы

Прочность сплавов на основе системы Al–Mg (AMг-10, AMг-10ч, AMг-5К, AMг-11, AMг-6л, AMг-6лч, AMг-5Мц) с увеличением концентрации Mg до 13 % возрастает, но пластичность начинает снижаться при содержании более 11 % Mg; основной упрочняющей фазой является химическое соединение Al_3Mg_2 . Сплавы с содержанием Mg, %: 4,5-7 – сплавы средней прочности, применяемые без термической обработки (AMг-5к, AMг-6л); 9,5-13 – сплавы повышенной прочности, применяемые в закаленном состоянии (AMг-10, AMг-11). Для улучшения технологических свойств в большинство сплавов вводят до 0,15-0,2% титана и циркония. Образующиеся на их основе интерметаллиды $TiAl_3$ и $ZrAl_3$ более тугоплавкие, чем основа сплава, и являются модификаторами первого рода. Механические свойства повышаются на 20-30%. Сплавы системы Al–Mg обладают повышенной склонностью к взаимодействию с газами и 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 AMг-10 применяют только в закаленном состоянии. Особенностью сплавов AMг-10, AMг-10ч является повышенная чувствительность к естественному старению. Поэтому литые детали из этих сплавов можно применять для рабочих температур от -60 до +80°C. Детали из сплавов AMг-10 применяют в судостроении (в условиях высокой влажности), в летательных аппаратах, где важно значение удельной прочности. Сплавы AMг-6л, AMг-6лч и AMг-5Мц, не содержащие Si, применяют без термической обработки. Механические свойства этих сплавов невысоки, пластичность низкая. Их рекомендуется применять для литья в кокиль и песчаные формы средненагруженных деталей, работающих в коррозионных средах. Сплавы AMг-6л и AMг-6лч применяются в литом состоянии без термической обработки и в закаленном состоянии. В литом состоянии они предназначены для изготовления деталей, несущих средние статические и небольшие ударные нагрузки, а в термически обработанном состоянии сплав

AMг-6лч применяют для изготовления деталей, работающих при средних статических и ударных нагрузках. Сплав AMг-5Мц применяют в литом состоянии для изготовления арматуры трубопроводов пресной воды, масляных и топливных систем, а также для деталей судовых механизмов и оборудования. Сплавы AMг-5К и AMг-11, 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 AMг-5К изготавливают детали морских судов, а также детали, работающие при 180-200°C (например, головки двигателей воздушного охлаждения).

Для модифицирования микроструктуры авторы работы [1] предложили дополнительно легировать алюминиевый сплав с высоким (10%) содержанием магния Sc, Zr и Ti в количествах 0,05-0,2%, что обеспечило измельчение зерна в отливке, однако привело к удорожанию процесса и сложности при введении легирующих компонентов.

Авторы [2] предложили 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 полученную полосу, состоящую из двух сваренных слоев, режут 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 AMг-10 по этому методу, названному авторами ARB, формируется сильно фрагментированная ультрамелкозернистая структура с размером блоков около 200-500 нм. При этом для достижения данного результата необходимо, чтобы

значение накопленной интенсивности деформаций составляло порядка 9-10. При всей привлекательности полученных в работе [2] результатов вызывает сомнение пригодность ARB-технологии для промышленного производства ввиду ее крайней трудоемкости.

Автор работы [3] исследовала процессы термообработки сплава АМг-10 и показала, что старение этого сплава при температуре 180°C, 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...3,0 раза, что способствует повышению штампуемости в 2,4 раза по сравнению со штампуемостью без термообработки 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.

В работе [5] установлено влияние лигатуры AlC0,9Ti0,8 на размер зерна, механические и технологические свойства сплавов АМг-10. Показано, что микролегирование комплексом углерода и титана в оптимальных количествах позволяет достигнуть уменьшения размера зерна сплавов на 16-27%, повысить уровень относительного удлинения на 30-50%. Также повышаются технологические свойства сплавов.

Результаты исследований

На рис. 3 представлены диаграммы состояния системы Al-Mg при различных режимах ГТ-обработки расплава.

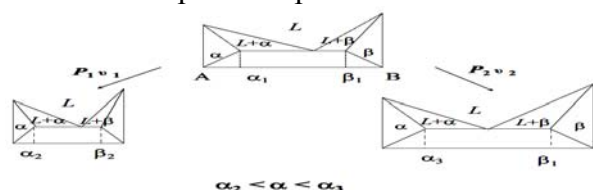


Рис. 3. Влияние ГТ-обработки расплава на состояние системы Al-Mg

На рисунке видно изменение положения фазовых точек диаграмм состояния под действием полей скоростей и давлений металла при его перемешивании и вращении в силовом поле. Этот метод позволяет организовать процесс кристаллизации сплава в неравновесных условиях, отличных от традиционных, в результате чего в получаемых сплавах могут образовываться фазы, которых нет на диаграммах состояния.

Существуют два вида прикладных задач, которые целесообразно решать с помощью центробежной кристаллизации. Это перераспределение компонентов вещества и совершенствование структуры получаемого композиционного материала.

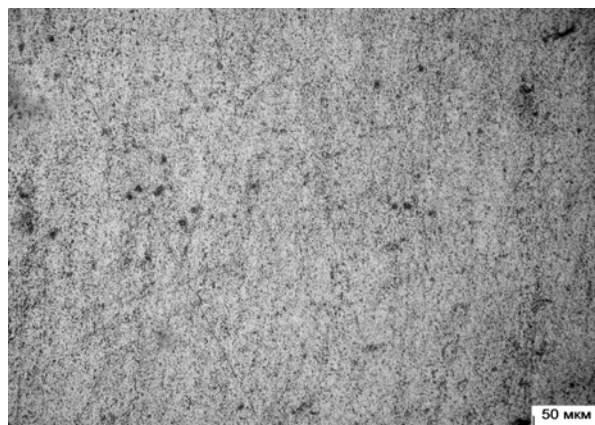
Центрифугирование при массовой (объемной) кристаллизации может быть положено (и в ограниченных масштабах используется сейчас) в основу многих производств, таких как рафинирование расплавов, обогащение, создание защитных покрытий для химически активных металлов, выделение эвтектик из многокомпонентных 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.

Дополнительно к этому постановка экспериментов с использованием управляемой ликвации, когда скорость кристаллизации определяется условиями контролируемого тепловода (направленная кристаллизация, зонная плавка), при повышенной гравитации на центрифугах позволяет изучать эффекты, определяемые условиями конвективного перемешивания. В зависимости от технологической задачи гравитационная 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 гравитационных условиях с целью изучения явлений, зависящих и не зависящих от силы тяжести, и одновременного получения информации о возможности синтеза сплавов с более совершенными структурой и свойствами.

Выявлено, что при кристаллизации центрифугирование создает предпосылки для формирования более дисперсной 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. 4).



а



б



в

Рис. 4. Структура Al, полученная при центробежном литье, $\times 200$; t печи $800\text{ }^{\circ}\text{C}$; частота вращения 825 об/мин : а – внутренняя сторона кольцевой отливки; б – наружная; в – середина

Использование центробежного литья алюминиевых композиционных материалов позволяет частично снять противоречие между повышением служебных (прочности, твердости, ударной вязкости, пластичности, износостойкости) и снижением технологических (обрабатываемости резанием, дав-

лением, жидкотекучести) 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% частиц, и внутреннюю часть отливки, полностью свободную от частиц. Этот способ позволяет получать литые слоистые изделия и изделия с градиентной структурой из легких сплавов с относительно небольшой объемной долей наполнителя (до 13%) и хорошими литейными свойствами.

Целью нашей работы являлось изучение возможностей 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 температурного синтеза и позволившие изменить свойства затвердевших заготовок при их литье в поле центробежных сил. В частности, использованы алюминиды титана Al_3Ti .

Исследованы особенности влияния центробежных сил на процесс кристаллизации композиционного материала.

Изучен механизм структурообразования композиционных материалов на основе алюминия, полученных в поле центробежных сил центрифуги при введении наноструктурированных лигатур.

Установлена зависимость размера зерна отливок композиционного материала в полях центробежных сил центрифуги от коэффициента гравитации.

Показана целесообразность введения наноструктурированных лигатур разной химической природы в композиционные материалы на основе алюминия в количе-

стве 0,05-0,5 и 0,01-0,5%, так как их введение увеличивает прочность в 1,5-2 раза и износостойкость в 2 раза.

Установлено, что упрочняющие компоненты находятся внутри зерна композиционного материала.

Установлено повышение механических и трибологических свойств полученных в полях центробежных сил центрифуги композиционных материалов на основе алюминия.

Разработана установка кристаллизации композиционных материалов на основе алюминия в поле центрифуги.

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 поля центрифуги 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.

Анализ приведенных данных показывает, что давление может привести к существенным изменениям диаграммы состояния: к сдвигу линий фазовых превращений, явлению новых фаз и фазовых областей, изменению вида диаграммы состояния. Наложение давления в процессе кристаллизации снижает энергию межфазного взаимодействия (поверхностное натяжение) на границе расплав – кристалл, 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, следовательно, к измельчению структуры, оказывая тем самым модифицирующее влияние на структуру металлов и сплавов.

Кристаллизация расплава происходит в градиентном силовом поле центрифуги, распределенном по гравитационному коэффициенту от 1 в центре изложницы и до максимального заданного значения у радиальной границы изложницы.

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

Экспериментальным путем был найден оптимальный коэффициент гравитации, соответствующий минимальному размеру зерна матричной фазы (1-1,7 мкм) и наиболее высоким свойствам получаемого металла. Он составил 500-600.

Сплав АМг-10 легче сплава АМг-6 и имеет более высокую прочность, однако из-за низкой пластичности сплава АМг-10 из него нельзя получить прокат. ГТ-метод позволяет получать прокат из литейного сплава АМг-10 (превращает его в деформируемый сплав), что открывает широкие возможности для его использования в автомобилестроении, энергетике (для производства силовых электрических кабелей), а в перспективе – и в авиационной промышленности. Опытными исследованиями показано, что в результате гравитационно-технологической обработки недеформируемый в холодном состоянии сплав АМг-10 превращается в деформируемый (рис. 4). При этом достигается существенное увеличение его прочностных характеристик в 2,5...2,8 раза (табл. 2).



Рис. 5. Фотография проката, полученного из сегментированных заготовок АМг-10

Таблица 2

Механические свойства сплава АМг-10 по ГТ-методу

Рег. № образца	№ изм.	$\sigma_{0,1}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Деформация
542 (прокатаны до 1 мм)	1	480,4	421,9	6	90%
	2	492,7	443,5	5	
	3	488,4	415,5	4	
	Среднее значение			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 значение			10	

Механические свойства литого АМг-10

№ образца	№ изм.	$\sigma_{0,1}$, 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 значение			0,91

При разработке технологии получения проката из алюминиевых сплавов используют компьютерный метод обработки микроструктур, который позволяет количественно классифицировать режимы гравитационно-технологической обработки по микроструктурам. На рис. 6 и 7 представлены фрагменты микроструктур.

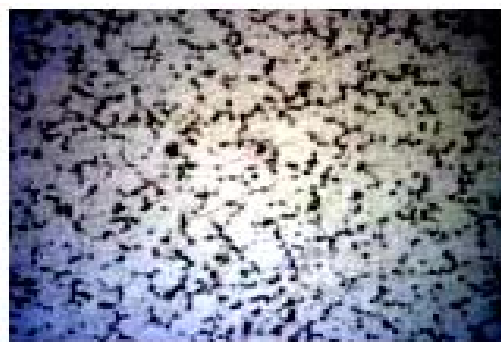


Рис. 6. Микроструктура прокатываемого сплава АМг-10 перед прокаткой



Рис. 7. Микроструктура традиционного литого сплава АМг-10

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 гравитационно-технологической обработки – микроструктура сплава" при большом количестве микроструктур. Компьютерная обработка позволяет классифицировать микроструктуры и использовать это для оптимизации режимов ГТ-обработки сплавов (табл. 3).

Таблица 3

Основные параметры магниевой фазы и совокупный критерий оценки степени прокатываемости сплава при компьютерной обработке изображений

Параметр	Непрокатываемые				Прокатываемые			
	1	2	3	4	5	6	7	8
Степень разветвленности максимального включения	93,8%	97,1%	97,0%	84,7%	55,6%	74,4%	60,0%	53,2%
Средняя длина скелета включений	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 гравитационно-технологической 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. 8 и 9 представлены результаты исследований прочности на сжатие для образцов из сплава АМг-10 в исследовательском центре университета Дуйсбург-Эссен и НАН Беларуси.

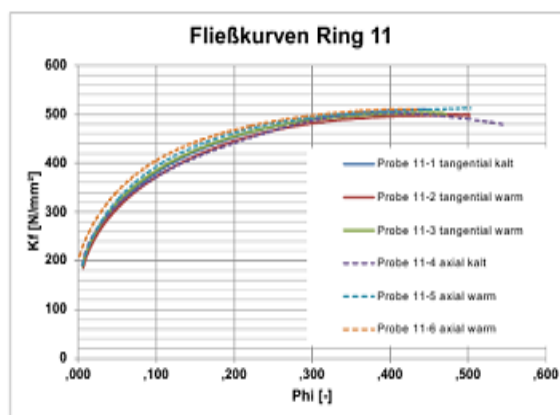


Рис. 8. Прочностные характеристики сплава АМг-10. Результаты исследований в университете Дуйсбург-Эссен (Fließkurven Ring – кривые текучести)

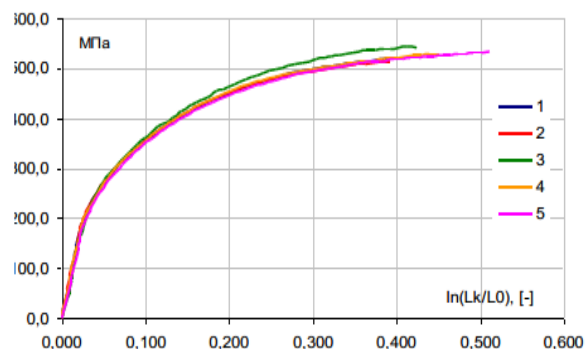


Рис. 9. Прочностные характеристики сплава АМг-10. Результаты исследований в НАН Беларуси

Согласно полученному заключению из университета Дуйсбург-Эссен изготовленный ГТ-методом алюминиевый сплав АМг-10 по своим прочностным свойствам (500 МПа) сравним с некоторыми сортами 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 гравитационно-технологической обработки с целью создания высокопрочных алюминиевых сплавов, близких по своим характеристикам не только к сталям, но и к титану. Экс-

пертами из германской компании PPM–Unternehmensberatung GmbH был проведен предварительный технико-экономический анализ мирового рынка потенциального потребления сплава АМг-10, полученного ГТ-методом, 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 и готов к построению автоматизированный ГТ-комплекс.

Продукцией ГТ-комплекса является заготовка из сплава АМг-10 с 90-процентным выходом годного для последующего изготовления листового проката, не уступающего по прочности стальному.

В краткосрочной перспективе будут реализованы опытно-технологические работы по разработке технологии и оборудования на основе ГТ-методов для улучшения свойств сплавов группы алюминий-магний с повышенным содержанием магния (АМг-12, АМг-14, АМг-16), а также других групп алюминиевых сплавов (алюминий-магний-цинк и др.) с целью замены тяжелых конструкций из сталей и чугунов на более легкие конструкции из алюминиевых сплавов, имеющих высокую прочность.

Схема автоматизированного гравитационно-технологического комплекса представлена на рис.10.

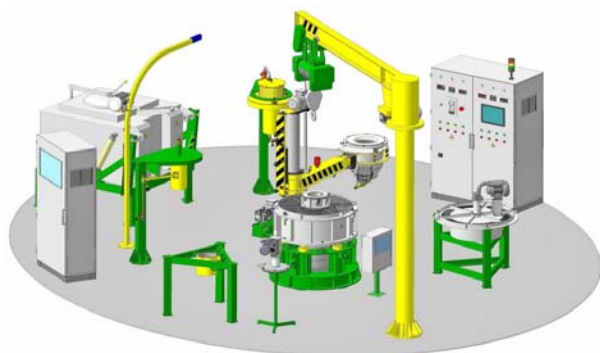


Рис. 10. Автоматизированный гравитационно-технологический комплекс

Выводы

Исследования по получению заготовок из алюминиевого сплава АМг-10 с помо-

щью гравитационно-технологического метода кристаллизации показали, что недеформируемый сплав АМг-10 может быть прокатан.

Получен эффект, при котором недеформируемый сплав АМг-10 превращается в деформируемый после гравитационно-технологической обработки, что открывает широкие возможности для его применения в промышленности.

Разработан комплект оборудования для реализации гравитационно-технологического метода кристаллизации, который может быть тиражирован и поставлен заинтересованным потребителям.

Список использованной литературы

1. Effects of Sc, Zr and Ti on the microstructure and properties of Al alloys with high Mg content / Xu Wang, Guoqin Chen, Bing Li, Lianmei Wu, Daming Jiang // Rare Metals February 2010. – Vol. 29. – Issue 1. – P. 66-71.
2. Получение алюминиевого сплава АМг-10 с ультрамелкозернистой структурой прокаткой по ARB методу / Ф.В. Гречников, И.П. Попов, Я.А. Ерисов // Известия Самарского научного центра РАН. – Т. 15, № 4. – 2013. – 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 // Автореферат дис... на соискание ученой степени канд. техн. наук. – Самара, 2013.
4. Остапчук В.В. Исследование структуры и свойств сплавов системы Al-Mg-Si после взрывного деформирования // Вопросы проектирования и производства конструкций летательных аппаратов. – 2012. – Вып. 4. – С. 149-154.
5. Кулинич А.А. Влияние углерода и титана на структуру, механические и технологические свойства сплавов и АМг-10// Вісн. СевНТУ: зб. наук. пр. Вип. 133/2012. Сер.: Механіка, енергетика, екологія. – Севастополь, 2012. – С. 179-183.

Статья поступила 17.11.2015