

УДК 669.715: 669.788

Ф. М. Котлярский , В. М. Дука

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

КОМПЛЕКСНОЕ ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДНОГО РАФИНИРОВАНИЯ И СКОРОСТИ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА АК7

Исследовано влияние скорости затвердевания на структуру и свойства отливок из сплава АК7, прошедшего водородное рафинирование. Показано, что в результате водородного рафинирования переплава шихтовых отходов качество расплава достигает уровня свежих вторичных сплавов. Ускорение затвердевания не влияет на размеры зерна, но благоприятствует росту прочности за счёт уменьшения пористости и измельчения внутреннего строения кристаллов и других фаз.

Ключевые слова: сплав АК7, водородное рафинирование, скорость затвердевания, пористость, структура, механические свойства

Досліджено вплив швидкості тверднення на структуру та властивості виливків із сплаву АК7, який пройшов водневе рафінування. Показано, що завдяки водневому рафінуванню переплаву шихтових відходів якість розплаву досягає рівня свіжих вторинних сплавів. Пришвидшення тверднення не впливає на розміри зерна, але сприяє збільшенню міцності за рахунок зменшення пористості та подрібнення внутрішньої будови кристалів та інших фаз.

Ключові слова: сплав АК7, водневе рафінування, швидкість тверднення, пористість, структура, механічні властивості

It was studied the effect of solidification rate on structure and properties casts of alloy AK7 that undergone through hydrogen refining. It is shown that quality of melt reaches fresh secondary alloys as a result of hydrogen refining of charge wastes remelt. Accelerating of solidification has no affect on the grain size, but increase strength at the expense of reduction porosity and grinding of the internal structure crystals and other phases.

Keywords: an alloy AK7, hydrogen refining, rate of solidification, porosity, structure, mechanical properties.

Термин «водородное рафинирование алюминиевых сплавов» уверенно заявил о себе в 2008 г. в статье [1], хотя разрозненные предпосылки к этому появлялись и раньше. Обоснованием целесообразности использования водородного рафинирования является то, что широко используемые методы рафинирования алюминиевых сплавов путём продувки газом [2], фильтрования и обработки флюсами [3] имеют как положительные, так и отрицательные стороны. Так, при существенном

удалении водорода продувка газами малоэффективна по отношению к твёрдым неметаллическим включениям (ТНМВ) из-за случайного характера встречи всплывающего газового пузырька с ТНМВ. Большая степень очистки от ТНМВ достигается при фильтровании расплава через зернистые и керамические фильтры, а также при обработке рафинирующими флюсами. Однако применение фильтрования ограничено в связи со сложностью управления расходными гидравлическими характеристиками, что обусловлено спонтанной частичной закупоркой проходных сечений каналов фильтров частичками включений. Кроме того, использование фильтров в определённой мере усложняет конструкцию литейной оснастки и её обслуживание. Что же касается механизма рафинирования флюсами, то он также построен на случайном характере встреч с ТНМВ, а их использование приводит к значительному загрязнению окружающей среды, в том числе высокотоксичными веществами [4].

Упомянутый элемент случайности в процессах рафинирования газами и флюсами чреват серьёзными негативными последствиями. Во-первых, нельзя исключать, что в расплаве после рафинирования останется хотя бы одно крупное и плохо смачиваемое включение. А это значит, что из силовых факторов питания затвердевающей отливки будет исключено отрицательное давление, которое в случае отсутствия крупных твёрдых включений может играть главную роль по сравнению с атмосферным давлением и металлостатическим напором.

Вторым негативным последствием, характерным для рафинирования фильтрацией, является удаление мелкодисперсных ТНМВ, которые являются потенциальными центрами кристаллизации, и количество которых определяет величину кристаллического зерна, а, следовательно, и механические свойства отливки. А по данным работы [5] обработка расплава гексахлорэтаном не влияет на содержание крупных включений, но уменьшает содержание мелких. Исходя из этого авторы в работе [6] ставят под сомнение целесообразность разработки технологии глубокой очистки.

Судя по приведённому анализу, наиболее приемлемой была бы такая технология рафинирования алюминиевых сплавов, которая гарантировала бы удаление крупных ТНМВ (желательно до заданного размера), но не снижала количества мелкодисперсных. Такой технологией может стать водородное рафинирование, суть которого в том, что при пересыщении расплава водородом сверх растворимости избыточный водород выделяется на наиболее крупных частицах ТНМВ в виде пузырьков и уносит эти частицы на поверхность расплава. А так как процесс водородного пересыщения расплава происходит более-менее равномерно по всему объёму за счёт конвективного или барботажного перемешивания, то и водородное рафинирование охватывает практически весь объём расплава. В то же время известно [7], что обработка расплава влажным асбестовым тампоном может даже измельчить зерно, то есть такая обработка не только удаляет крупные ТНМВ, но и увеличивает количество мелких.

Наиболее эффективным, в плане реализации и показателей механических свойств литого металла, оказался вариант водородного рафинирования, включающий наводороживание расплава, разливку его в чушки и последующий их переплав [1, 8]. Здесь рафинирование проходит в три этапа. На первом – во время обработки расплава водяным паром образующиеся на наиболее крупных ТНМВ пузырьки водорода уносят эти включения на поверхность расплава; на втором – при снижении температуры и затвердевании расплава в чушках создаются новые условия пересыщения с образованием газовых водородных пузырьков, часть которых всплывает в атмосферу или верхнюю часть чушки, а часть удерживается в междендритных пространствах; третий этап наступает при переплаве чушки, когда происходит удаление путём всплывания комплексов водородных пузырьков с ТНМВ, образовавшихся во время второй стадии.

Сравнительные исследования эффективности рафинирования расплава АК7 различными методами показали, что прочность литого металла после водородного трёхэтапного рафинирования несколько поступается продувке расплава азотом, но

превосходит препараты T200 производства «CHAFFER» (Германия) и «Эвтектика» (Белорусь) [8].

Структуру алюминиевых сплавов зачастую считают важным показателем качества литого изделия, имея ввиду, что чем мельче зерно, тем выше механические свойства [9-11]. Для расчёта прочностных характеристик известно [10, 12] уравнение Петча-Холла $\sigma_{0,2}(\sigma_{\beta}) = \sigma_0 + K \cdot D^{-0,5}$, где $\sigma_{0,2}$ – предел упругости металла; σ_{β} – предел прочности на разрыв; K – коэффициент, учитывающий плотность блокирования дислокаций, D – размер зерна.

Увеличение размера зерна повышает вероятность образования микротрещин [13]. С измельчением зерна измельчается пористость, а это также благоприятно влияет на механические свойства [14].

Однако есть и другие сведения. Так в работе [15] отмечается, что эффективность упрочнения Al-Mg- сплавов за счёт устранения пористости – 50-70 %, а за счёт измельчения зерна – 20-40 %. На σ_{β} в основном влияет усадочная пористость, а на $\sigma_{0,2}$ – измельчение зерна. В этой же работе высказано мнение, что влияния структуры на механические свойства может и не быть. Согласно справочнику Л. Ф. Мондольфо [16] для алюминиево-кремниевых сплавов размер зерна даже при модифицировании титаном и бором не очень важен, так как их механические свойства определяются главным образом количеством и структурой кремния.

Структуру принято делить на макро и микро, отличающиеся тем, что первую различают обычно визуально невооружённым взглядом, а вторую – под микроскопом. Для большего контраста И. Б. Куманин [11] под микроструктурой подразумевает внутреннее строение зерна, сюда же следует отнести эвтектический кремний.

По отношению к силуминам в плане повышения механических свойств не вызывает сомнения измельчение микроструктуры. Многие алюминиево-кремниевые сплавы без их обработки специальными модификаторами, например, натрием и его солями, имеют столь грубый эвтектический кремний, что оказываются непригодными для применения в машиностроении [11, 17].

Что касается внутреннего строения зёрен, то здесь очень важным фактором измельчения является скорость затвердевания [18-20]. Причём в ряде случаев достигаемый эффект называют модифицированием [18-20]. В работе [20] повышение скорости затвердевания в 1,5-2,0 раза измельчило структуру сплава В95 аналогично модифицированию скандием. А в работе [21] увеличение скорости затвердевания сплавов АЛ2, А9 и АЛ8 за счёт уменьшения сечения слитков существенно повышало прочность и пластичность, тогда как добавка церия привела к заметному измельчению структуры, однако влияние на механические свойства оказалось отрицательным. В производственных условиях ускоренное охлаждение отливок считают основным методом получения тонкой микроструктуры сплава [11, 17, 22].

Согласно [23] скорость охлаждения практически не влияет на величину макрозерна, хотя её увеличение в очень большой степени способствует измельчению внутреннего строения зерна за счёт уменьшения толщины отдельных ветвей дендритов и увеличения числа этих ветвей. С измельчением внутреннего строения неизбежно перераспределяются и измельчаются внутренние микропоры и, что особенно важно, включения других фаз, образованных примесями и специальными присадками. Поэтому с увеличением скорости охлаждения, как правило, улучшаются механические свойства металла и облегчается обработка слитка. Общая же величина кристаллов может быть очень большой и при быстром охлаждении часто достигает десятков сантиметров по длине.

Заслуживает внимания изложенный в этой работе механизм влияния морфологии структуры на прочность литого металла. Преимуществом столбчатой зоны является её большая плотность, недостатком её служит наличие поверхностей слабину вдоль вытянутых кристаллов и на стыке двух столбчатых зон, растущих от противоположных стенок изложницы.

Разветвлённые дендриты равноосной зоны так прочно зацепляются друг за друга и срастаются друг с другом, что нужны большие усилия, чтобы оторвать их один от

другого. В отношении механической прочности равноосная структура безусловно была бы более надежной, чем столбчатая, если бы равноосная структура не сопровождалась повышенной пористостью, которая понижает механические свойства и вызывает брак по пузырям при отжиге после прокатки.

В отношении фасонного литья можно сказать, что равноосная структура лучше столбчатой. Что удерживает вместе граничащие друг с другом зёрна? Почему они не рассыпаются, а представляют настолько прочный конгломерат, что разрушение обычно происходит не по границам зёрен, а по самим зёрнам. Высокая прочность металла вблизи границы двух зёрен является неожиданной, так как известно, что границы зёрен ослаблены наличием микропустот или микрораковин, возникших вследствие усадки при кристаллизации, и прослойками легкоплавких примесей, образовавшихся из тех структурных составляющих сплава, которые застывают последними и потому концентрируются у границ зёрен. Причиной прочности конгломерата являются то, что кристаллы растут в форме разветвлённых дендритов, ветви которых вдвигаются и вырастают в междоусные пространства друг друга. В тех местах, где дендриты срослись вплотную, границу двух кристаллитов можно рассматривать как переходную зону с искажённым, постепенно меняющимся расположением атомов по сравнению с внутренними частями обоих кристаллитов. Эта зона принадлежит обоим кристаллам. Наличие таких искажённых переходных зон и объясняет, по-видимому, резко повышенную прочность металла по границам зёрен.

Относительная протяжённость участков срастания дендритов и микроусадочных пустот может быть совершенно различной в разных случаях и даже в разных местах одного и того же куска металла. Поэтому в одних случаях (при очень большом развитии микропустот) границы могут оказаться слабее, чем сами зёрна металла, и тогда разрушение может произойти по границам с отрывом кристаллов друг от друга по небольшой площади срастания. В других случаях (при большом относительном развитии срастания кристаллов) границы оказываются значительно прочнее самих зёрен, и тогда разрушение происходит по самим зёрнам.

При этом надо помнить о большой извилистости границ, получающейся вследствие разветвлённости растущих дендритов, и потому не приходится удивляться, что в большинстве случаев, при низких температурах, границы оказывают большее сопротивление деформированию, чем сами зёрна.

Учитывая новизну трёхэтапного водородного рафинирования алюминиевых сплавов, а также разногласия исследователей по влиянию скорости затвердевания на измельчение кристаллического зерна при недостаточной изученности того и другого, представляется целесообразным в теоретическом и прикладном плане исследовать на примере сплава АК7 комплексное влияние этих факторов на структуру и свойства литого металла, тем более, что введённый в расплав водород при определённых условиях сам по себе благоприятствует изменению структуры и повышению свойств отливок в нужном направлении [9].

Для регулирования интенсивности кристаллизации использовали комбинированную и металлические формы, описанные в работах [24, 25], в которых получали отливки с различной приведённой толщиной. Естественно, чем толще стенка неокрашенного кокиля и меньше приведённая толщина отливки, тем выше интенсивность затвердевания. Так для получения контрольной плотности с минимальной пористостью в наших предыдущих исследованиях, в том числе и в работе [26], в массивный чугунный кокиль с толщиной стенки 20 мм отливали брусок сечением 15x15 и длиной 80 мм, нормально питаемый по всей длине верхней прибылью. В данной работе этот брусок рассматривали как отливку, полученную с максимальной скоростью кристаллизации. Для более толстостенных отливок ускорить процесс кристаллизации можно путём вакуумирования зоны контакта отливки с формой, представленной на рис. 1. В толстостенную часть корпуса 1 вставлено днище 2, набранное из колец толщиной 5 и высотой 20 мм. Зазор между кольцами составляет около 0,15 мм. Верхняя часть кокиля выполнена тонкостенной, благодаря чему теплоотвод осуществляется в основном днищем. Снизу корпуса имеется штуцер 3, через который сразу после заливки подключали вакуум с остаточным давлением 0,03 МПа.

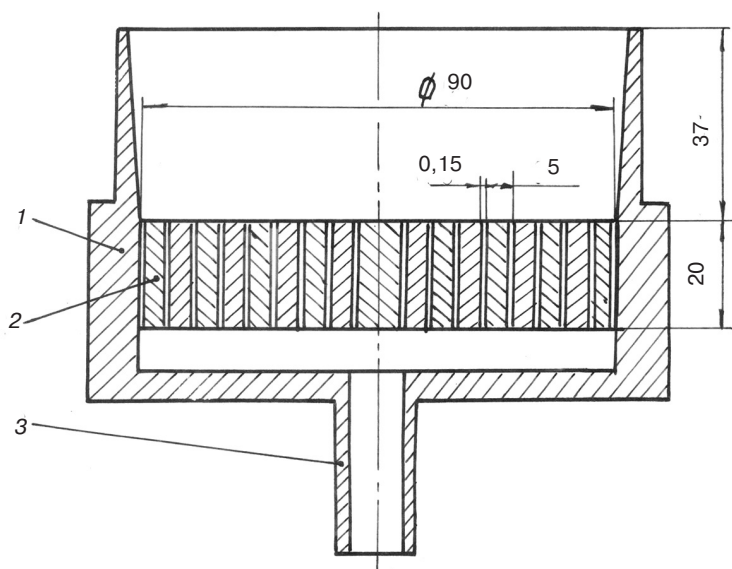


Рис. 1. Кокиль для повышенной интенсивности затвердевания за счёт вакуумирования контактной зоны

Для получения сравнительных данных с низкой интенсивностью затвердевания на уровне песчаной формовочной смеси использовали комбинированную форму (рис. 2), сочетающую металлическую оболочку (листовая сталь) толщиной 1,3 мм с дисперсной засыпкой (песок).

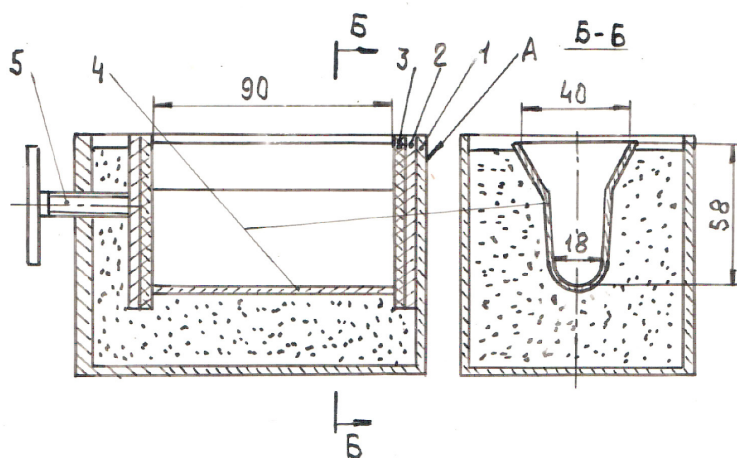


Рис. 2. Комбинированная форма для низкой интенсивности затвердевания

На рис. 3 представлен кокиль с толщиной стенки 3 мм, обеспечивающий для отливки в виде усечённого конуса высотой 80 мм с основаниями диаметром 25 (нижнее) и 30 мм (верхнее), среднюю интенсивность затвердевания.

Исследуемые участки всех опытных отливок обеспечивались нормальным питанием при затвердевании.

Расплав АК7 (остатки экспериментальных исследований, выполненных в работе [26]) массой 6 кг расплавляли* в графитошамотном тигле, подогревали до температуры 730 °С, обрабатывали на протяжении 2 мин влажным асбестовым

* В плавке участвовал А. Г. Вернидуб

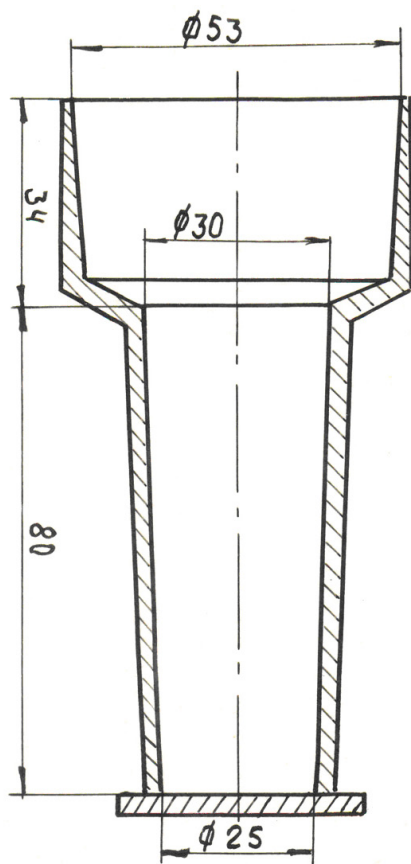


Рис. 3. Кокиль для средней интенсивности затвердевания

тампоном и разливали в чушки. Это была первая стадия водородного рафинирования (ВР). Через 6 дней (конец второй стадии ВР) наводороженную шихту расплавляли (третья стадия ВР), перегревали до 645 °С и с одного зачерпывания заливали все формы. После удаления прибылей и вырезки заготовок (бруски сечением 16х16 мм) под разрывные образцы диаметром 8 мм определяли плотность и пористость (П) этих заготовок путём гидростатического взвешивания, а после изготовления образцов определяли прочность (σ_B) и пластичность (δ). Основные технологические характеристики и результаты исследований сведены в табл. 1. Из удалённых от места разрыва участков разрывных образцов изготавливали макро- и микрошлифы, структуры которых представлены на рис. 4-6.**

В табл. 1 образцы расположены по мере убывания интенсивности затвердевания. Как видно, в той же последовательности происходит увеличение пористости и снижение механических свойств. Если полагать, что именно пористость является причиной падения прочности, то эта зависимость будет иметь вид, представленный на рис. 7, то есть вначале с повышением пористости от 0,05 до 0,5 % σ_B понижается от 224 до 145 МПа практически линейно, а затем темп понижения начинает заметно уменьшаться. Такой же характер зависимости прочности от пористости наблюдали в работе [27] на сплавах системы Al-Si, только там σ_B линейно снижается с ростом пористости до 2,5 %, а дальнейшее увеличение пористости до 6 % мало сказывается на σ_B .

Таблица 1. Влияние интенсивности затвердевания на свойства сплава АК7 после водородного рафинирования и заливки при температуре 645 °С

Номер эксперимента	Толщина стенки кокиля, мм	Приведенная толщина отливки, мм	П, %	σ_B , МПа,	δ , %
1	20	8	0,06	224	2,9
2	20 (вакуумирование днища)	25	0,15	208	2,3
3	3	7	0,48	147	1,4
4	1,3 с песчаной засыпкой	9	1,05	124	0,4

Нельзя исключать, что при низкой интенсивности затвердевания перепад температур между прибылью и отливкой из-за перетока тепла уменьшается настолько, что ещё до окончания затвердевания отливки прибыль переходит в твёрдо-жидкое состояние, из-за чего качество питания отливки снижается, что также может быть причиной увеличения пористости.

В нашей более ранней работе [28], специально посвящённой влиянию водородной пористости от 0,05 до 3,6 % на прочность вертикальных и горизонтальных стенок

** В металлографических исследованиях участвовал А. Н. Недужий

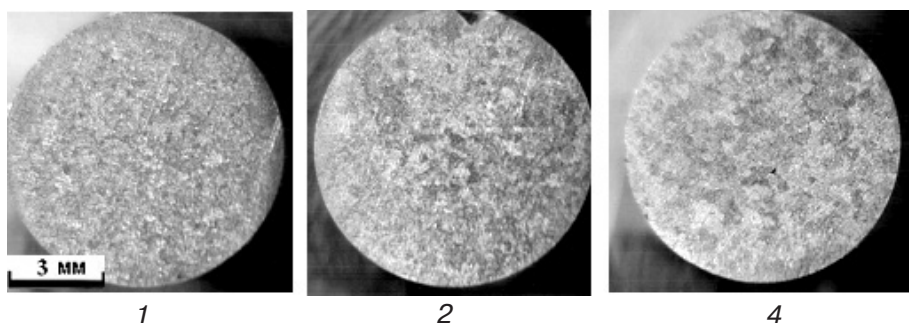


Рис. 4. Макроструктура образцов, нумерация согласно табл. 1, $\times 5$

клинообразных отливок из сплава АК7 картина была несколько иной (рис. 8). На этом рисунке экспериментальные точки обозначены цифрами: 1, 2 – расплав не обработан; 3, 4 – 3 мин наводороживания расплава и выдержка 4 мин; 5, 6 – выдержка после наводороживания 35 мин; 1, 3, 5 – стенка вертикальная, 2, 4, 6 – горизонтальная; во всех случаях температура расплава 730 ± 5 °С. Как видно, характер зависимости более сложный. При общей тенденции снижения прочности с увеличением пористости одну и ту же прочность, например 150 МПа, может иметь литой металл с пористостью от 0,4 до 2,8 %, а при одной и той же пористости значения σ_b могут

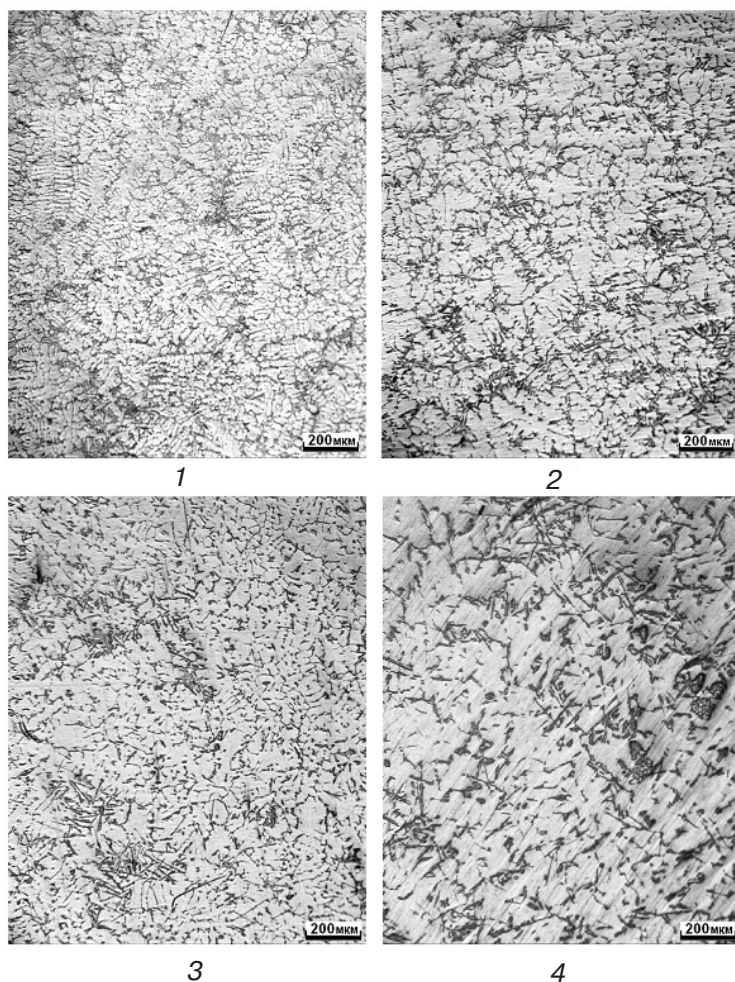


Рис. 5. Микроструктура образцов, нумерация согласно табл. 1, $\times 60$

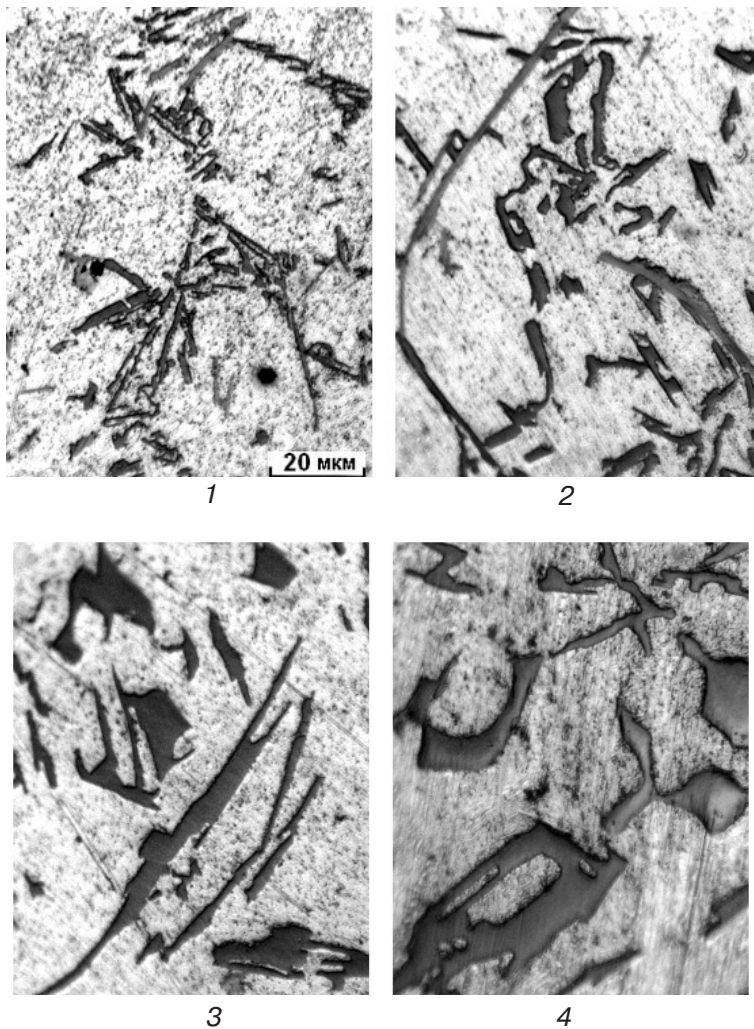


Рис. 6. Микроструктура образцов, нумерация согласно табл. 1, $\times 1000$

изменяться на 30 ± 5 МПа. Горизонтальные стенки отливок имеют меньший разброс данных, чем вертикальные. Примерно такая же картина представлена в работе Б. Б. Гуляева [29, с. 197] для сплава АК9. Этот же сплав и с той же целью исследовали в работе [30], заливку осуществляли в жидко-твёрдом состоянии. С изменением пористости от нуля до 4,5 % прочность снижалась линейно от 240 до 80 МПа. А в работе [24] при определении свойств отливок из сплава АК9 с низкой интенсивностью затвердевания в ряде случаев с изменением пористости от 2 до 4 % прочность оставалась примерно на одном уровне.

Приведённые сведения говорят о том, что применительно к силуминам зависимость прочность-пористость изучена недостаточно, тем более, что есть такой вероятный фактор дополнительного воздействия на прочность как структура.

Продемонстрированные на рис. 4-6 макро- и микроструктуры позволили определить размеры зерна D и дендритной ячейки d (табл. 2), а также размеры эвтектического кремния и образуемых при его участии фаз (табл. 3).

Как видно из таблиц 2 и 3, по мере снижения интенсивности затвердевания размер кристаллического зерна остаётся практически неизменным, тогда как размеры остальных параметров существенно увеличиваются.

Для оценки роли водородного рафинирования необходимо учесть общеизвестные условия возникновения газовой пористости. Для сплава Al+7%Si величина максимального газосодержания, не вызывающего образования пористости при литье в массивный кокиль при 20 °С, составляет 0,4 см³/100 г, а при литье в песчаную форму – 0,07 [31, с. 99]. В этой же работе наиболее эффективным методом рафинирования сплавов АК6 и Д1, используемых при литье слитков, считают дегазацию азотом с одновременной фильтрацией через окись алюминия – содержание водорода снижается до 0,1-0,19 см³/100 г.

Эффективность методов рафинирования, используемых в литейном производстве при получении фасонных отливок из сплава АК7, значительно ниже. Достигаемое содержание водорода колеблется от 0,17 см³/100 г при сочетании фильтрации и рафинирования до 0,32 см³/100 г при обработке титановым газопоглотителем [32, с. 210]. Таким образом избавиться от газовой пористости в реальных условиях литья, особенно при низкой интенсивности затвердевания, практически не возможно.

В работе [26] использовали свежий вторичный сплав АК7 фирмы АДМ (г. Киев), высокое качество которого подтверждено более ранней работой [1]. Образцы, полученные из этого сплава в работе [26] при температуре заливки 645 °С и

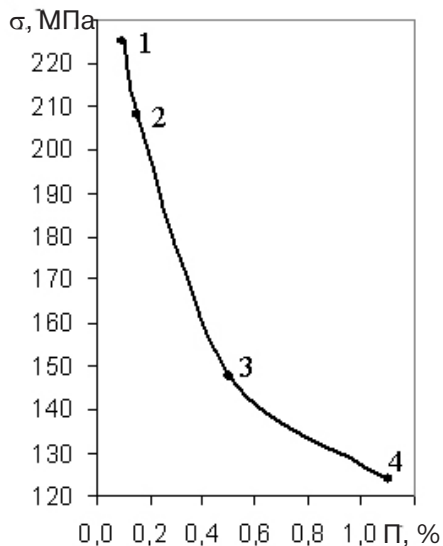


Рис. 7. Соотношение пористости и прочности опытных образцов (цифры на кривой согласно табл. 1)

Таблица 2. Размеры кристаллического зерна D и междендритной ячейки d

Номер образца согласно табл. 1	D , мм			d , мкм		
	средний	max	min	средний	max	min
1	0,59	0,88	0,41	19	28	12
2	0,56	0,83	0,35	26,5	42,5	16
3	0,60	0,88	0,38	29	42	19
4	0,59	0,94	0,32	54	79	33

Таблица 3. Средние параметры эвтектического кремния и интерметаллидных фаз

№	b_{Si} , мкм	$b_{\beta-FeSiAl_5}$, мкм	$l_{\beta-FeSiAl_5}$, мкм	$b_{\alpha-(FeMn)_3Si_2Al_5}$, мкм	$l_{\alpha-(FeMn)_3Si_2Al_5}$, мкм
1	1,6	1,7	18	–	–
2	2,1	2,0	27	–	–
3	2,6	2,1	32	2,8	48
4	4,4	2,5	52	6	65

b_{Si} – поперечный размер эвтектического кремния;

$b_{\beta-FeSiAl_5}$ – поперечный размер пластинчатой фазы $\beta-FeSiAl_5$;

$l_{\beta-FeSiAl_5}$ – продольный размер пластин фазы $\beta-FeSiAl_5$;

$b_{\alpha-(FeMn)_3Si_2Al_5}$ – поперечный размер ветвей скелетной фазы $\alpha-(FeMn)_3Si_2Al_5$;

$l_{\alpha-(FeMn)_3Si_2Al_5}$ – продольный размер кристаллов фазы $\alpha-(FeMn)_3Si_2Al_5$.

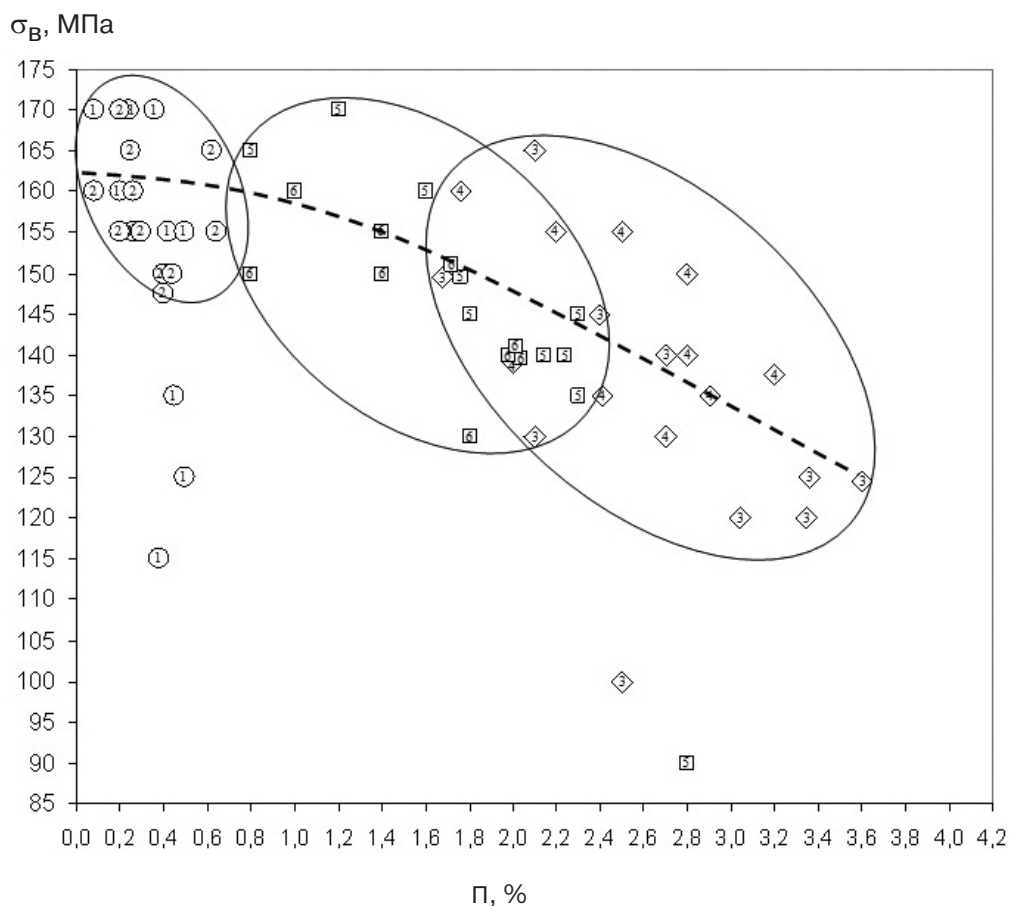


Рис. 8. Влияние водородной пористости на прочность сплава АК7

интенсивности затвердевания на уровне песчаной формы, имели пористость около 1 %. Такую же пористость имели образцы из этого же сплава, полученные при тех же параметрах заливки и затвердевания в данной работе (см. табл. 1, эксперимент № 4). Однако в данной работе использовали остатки сплава работы [26], включающие мелкие, загрязнённые при механической обработке, куски. Тем не менее, благодаря водородному рафинированию качество расплава оказалось на уровне свежего вторичного сплава.

Из анализа полученных экспериментальных данных и обзора литературных источников видно, что по отношению к алюминиевым сплавам вообще и к сплаву АК7 в частности в плане механических свойств, особенно прочности, наибольшую опасность представляет низкая интенсивность затвердевания, при которой увеличивается газовая пористость и огрубляются внутреннее строение кристаллического зерна (междендритная ячейка), форма и размеры эвтектического кремния и образуемых с его участием фаз $FeSiAl_5$ и $(FeMn) 3Si_2Al_5$. Определить удельную роль каждого из этих параметров, действующих в одном направлении, довольно сложно, да в этом и нет потребности, поскольку все они объединены скоростью затвердевания. Что же касается размера зерна, определяемого, вероятно, особенностями водородного рафинирования [1], то его влияние на механические свойства в данной работе не просматривается.

Несколько иная ситуация описана в работе [33], когда в процессе различных видов термовременной обработки сплавов $Al+6\%Si$ и $Al+12\%Si$ произошло резкое

измельчение структуры (в 10 раз) и повышение пористости (примерно на 1 %). Прочность доэвтектического сплава Al+6 %Si практически не изменилась, то есть, можно полагать, отрицательное воздействие пористости было компенсировано положительным воздействием структурного фактора, тогда как прочность эвтектического сплава Al+12%Si понизилась на 17 МПа, что говорит о доминирующем воздействии пористости.

Используя виброустановку, описанную в работе [34], были выполнены на сплаве Al+8%Si оригинальные исследования по влиянию вибрации на плотность, структуру и прочность литого металла. Оригинальность [35] состояла в том, что в ковш с расплавом, перегретым до 650 °С, погружалась тонкостенная (3 мм) часть вибрирующего кокиля (внутренний диаметр 58 мм) и выдерживалась в таком положении 10 с. Частота вибрации 30 гц, амплитуда 0,7 мм. Затем вибрация прекращалась и расплав всасывался в толстостенную часть кокиля. Таким же образом в том же кокиле и при той же температуре расплава получали аналогичную отливку без вибрации. Результаты эксперимента приведены в табл. 4, из которой видно, что при равной плотности литого металла уменьшение размера кристаллического зерна в 2 раза не сказалось на прочности.

Таблица 4. Влияние вибрации на размер зерна, плотность и прочность литого металла

Условия эксперимента	Размер зерна, мм	Плотность, г/см ³	σ_B , МПа
Без вибрации	0,81	2,678	147,5
С вибрацией	0,42	2,6783	148

Выводы

- В данной работе скорость затвердевания не повлияла на размеры кристаллического зерна, величину которого определило, скорее всего, водородное рафинирование, обеспечившее к тому же качество расплава из отходов и возврата на уровне свежего вторичного сплава.

- Влияние структуры на механические свойства алюминиевых сплавов нельзя рассматривать (изучать) без учёта влияния пористости.

- Для алюминиевых сплавов из-за низкого коэффициента перераспределения водорода между твёрдой и жидкой фазами и реального содержания водорода в рабочих расплавах даже после их рафинирования известными методами, газовая пористость практически неизбежна.

- Разнообразие зависимостей механических свойств от пористости говорит о явно недостаточной изученности этого вопроса, чтобы можно было прогнозировать и реализовывать нужный результат, хотя методические подсказки на этот счёт имеются, например, в работе [23].

- Увеличение скорости затвердевания всегда благоприятствует росту прочности алюминиевых сплавов за счёт уменьшения пористости и измельчения внутреннего строения кристаллического зерна и других фаз. При низкой интенсивности затвердевания действие этих факторов становится противоположным и приводит к резкому падению прочности.

- Технологией, позволяющей получать плотные фасонные отливки, в том числе крупногабаритные и разностенные, при низком перегреве расплава и высокой интенсивности затвердевания, является РАСЛИТ-процесс [36]. Для усиления эффекта в плане дополнительного повышения интенсивности затвердевания и обеспечения хорошей вентиляции верхняя часть кокиля должна сочетать водяное охлаждение с вакуумированием зоны контакта отливки с формой.



Список литературы

1. Котлярский Ф. М. Водородное рафинирование алюминиевых сплавов от твердых неметаллических включений / Ф. М. Котлярский, Г. П. Борисов, В. И. Белик, В. М. Дука // Процессы литья. – 2008. – № 4. – С. 48-55.
2. Макаров Г. С. Закономерности взаимодействия твердых неметаллических включений в алюминиевом расплаве с рафинирующим газом / Г. С. Макаров // Технология легких сплавов. – 1998. – № 4. – С.29-33.
3. Флюсовая обработка и фильтрование алюминиевых расплавов / А. В. Курдюмов, С. В. Инкин, В. С. Чулков, Н. И. Графас. – М.: Металлургия, 1980. – 196 с.
4. Гигиеническая оценка рафинирования жидких алюминиевых сплавов / А. Е. Ермоленко, А. А. Гринберг, С. А. Савичев, А. М. Рабинович // Литейн. про-во. – 1992. – № 3. – С.25-26.
5. Устранение неметаллических включений из алюминиевых сплавов / И. В. Черняк, В. Б. Иавлев, И. К. Петров, А. А. Туник // Там же. – 1983. – № 9. – С.13-14.
6. Курдюмов А. В. Влияние технологии плавки и литья на качество и свойства алюминиевых сплавов / А. В. Курдюмов, С. В. Инкин // Цветные металлы. – 1981. – № 6. – С. 94-97.
7. Гохштейн М.Б. Влияние окиси алюминия и рафинирования на макроструктуру алюминия и его сплавов / М. Б. Гохштейн, Я. И. Морозов // Технология легких сплавов (ВИЛС), 1975. – 37. – С. 69-70.
8. Белик В.И. Водородное рафинирование при производстве и использовании вторичного алюминиевого сплава / В. И. Белик, Г. П. Борисов, В. М. Дука // Процессы литья. – 2014. – № 2. – С.14-20.
9. Афанасьев В.К. Структура и свойства алюминиевых сплавов в зависимости от условий подготовки шихтовых материалов / В. К. Афанасьев, В. И. Никитин // Литейн. про-во. – 1976. – № 4. – С.16-17.
10. Золотаревский В. С. О связях между механическими свойствами и структурными характеристиками литых сплавов алюминий – магний / В. С. Золотаревский, А. С. Корнаухов // Изв. ВУЗов. Цв. металлургия. – 1976. – № 1. – С.113-120.
11. Куманин И. Б. Вопросы теории литейных процессов / И. Б. Куманин. – М.: Машиностроение, 1976. – 216 с.
12. Отчёт по теме НИР 1.6.5.390. Исследование влияния комплексного теплосилового воздействия на процессы структурообразования и структурную наследственность в литых алюминиевых сплавах. – Киев: ФТИМС НАН Украины, 1999. – 161 с.
13. Разрушение алюминиевых сплавов при растягивающих напряжениях: Коллективная монография. – М.: Наука, 1973. – 215 с.
14. Сокольская Л. И. Газы в легких металлах / Л. И. Сокольская. – М: Металлургиздат, 1959. – 115 с.
15. Липчин Т. Н. Изменение структуры при воздействии на расплав давления / Т. Н. Липчин // Литейн про-во. – 1985. – № 7. – С. 9-10.
16. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов / Л. Ф. Мондольфо. – М.: Металлургия, 1979. – 640 с.
17. Рыжиков А. А. Теоретические основы литейного производства / А. А. Рыжиков. – М.: Свердловск: Mashgiz, 1961. 448 с.
18. Напалков В. И. Влияние совместных добавок титана и бора на измельчение зерна в алюминиевых сплавах / В. И. Напалков, П. Е. Ходаков // Модифицирование силуминов. Тематический сборник. – Киев: АН УССР, 1970. – С.143-147.
19. Белоусов Н. Н. Современные направления работ по модифицированию алюминиевых сплавов / Н. Н. Белоусов // Модифицирование силуминов: тематический сборник. – Киев: АН УССР, 1970. – С. 20-52.
20. Влияние скорости охлаждения на эффективность модифицирования алюминиевых сплавов / А. М. Верховлюк, В. Л. Лахненко, М. И. Науменко, Р. С. Кияев // Литейн. про-во. – 2012. – № 9. – С.18-19.
21. Белоусов Н. Н. Кристаллизация отливок из цветных сплавов в условиях приложения давления / Н. Н. Белоусов, А. А. Додонов // Кристаллизация металлов. – М.: АН СССР, 1960. – С. 279-297.

22. Курдюмов А. В. Влияние технологии плавки и литья на качество и свойства алюминиевых сплавов / А. В. Курдюмов, С. В. Инкин / Цветные металлы. – 1981. – № 6. – С. 94-97.
23. Бочвар А. А. Металловедение / А. А. Бочвар. – М.: Metallurgizdat, 1956. – 496 с.
24. Котлярский Ф. М. Определение свойств отливок с низкой интенсивностью затвердевания / Ф. М. Котлярский // Процессы литья. – 2011. – № 2. – С. 20-23.
25. Литье в кокиль с регулируемым теплообменом / Ф. М. Котлярский, Г. П. Борисов, А. Н. Недужий, Л. К. Шеневидько // Там же. – 2008. – № 2. – С. 39-42.
26. Влияние тепловых параметров прямого термического метода реолитья на формирование и свойства бесприбыльных отливок из сплава АК7 / А. Г. Борисов, Ф. М. Котлярский, А. Г. Вернидуб, Т. Г. Цир, Л. К. Шеневидько // Там же. – 2015 – № 2. – С. 40-47.
27. Mallya U. D., Panchanathan V. Section feeding efficiency factor – a new parameter for soundness evaluation // Trans. Amer. Foundrymens Sos. vol. 82. Des Plaines, ill., 1974, 165-168 (англ).
28. Влияние водородной обработки силициновых расплавов на механические свойства отливок / Ф. М. Котлярский, Г. П. Борисов, В. И. Белик, А. Г. Вернидуб // Процессы литья. – 2004. – № 2. – С. 56-61.
29. Гуляев Б. Б. Теория литейных процессов / Б. Б. Гуляев. – Л.: Машиностроение, 1976. – 216с.
30. Котлярский Ф. М. Водород в алюминиевых сплавах и отливках / Ф. М. Котлярский. – К.: Освіта України, 2011. – 208 с.
31. Газы и окислы в алюминиевых деформируемых сплавах / В. И. Добаткин, Р. М. Габидуллин, Б. А. Колачев, Г. С. Макаров. – М.: Металлургия, 1976. – 264 с.
32. Вакумирование алюминиевых сплавов / М. Б. Альтман, Е. Б. Глотов, В. А. Засыпкин, Г. С. Макаров. – М.: Там же. – 1977. – 240 с.
33. Котлярский Ф. М. Формирование отливок из алюминиевых сплавов / Ф. М. Котлярский. – К.: Наукова думка, 1990. – 216 с.
34. Котлярський Ф. М. Теплосилові фактори розвитку зональної ліквациї у тверднучому виливку / Ф. М. Котлярський // Вісник Академії наук Української РСР, 1983. – № 8. – С. 50-54.
35. А. с. 716706 СССР, МКИ² В22D 17/00. Способ литья под регулируемым давлением / Д. М. Беленький, Ф. М. Котлярский, Г. П. Борисов, А. Г. Вернидуб, А. П. Рябица. – Опубл. 25.02.80, Бюл. № 7.
36. Котлярский Ф. М. Малоотходное литье алюминиевых сплавов / Ф. М. Котлярский, Г. П. Борисов. – К.: Наукова думка. – 2007. – 160 с.



References

1. Kotliarskii F. M., Borisov G. P., Belik V. I., Duka V. M. (2008). Vodorodnoe rafinirovanie aliuminievyh spлавov ot tverdyh nemetallicheskih vkluchenij. Processy lit'ia, 4, pp. 48-55 [in Russian].
2. Makarov G. S. (1998). Zakonomernosti vzaimodeistviia tverdyh nemetallicheskih vkluchenii v aliuminievom rasplave s rafiniruiushhim gazom. Tehnologii legkih spлавov, 4, pp. 29-33 [in Russian].
3. Kurdiunov A. V., Inkin S. V., Chulkov V. S., Grafas N. I. (1980). Fliusovaia obrabotka i fil'trovanie aliuminievyh rasplavov. Moskow: Metallurgii, 196 p. [in Russian].
4. Ermolenko A. E., Grinberg A. A., Savichev S. A., Rabinovich A. M. (1992). Gigienicheskaia ocenka rafinirovaniia zhidkih aliuminievyh spлавov. Liteinoe proizvodstvo, 3, pp. 25-26 [in Russian].
5. Cherniak I. V., levlev V. B., Petrov I. K., Tunik A. A. (1983). Ustranenie nemetallicheskih vkluchenii iz aliuminievyh spлавov. Liteinoe proizvodstvo, 9, pp. 13-14 [in Russian].
6. Kurdiunov A. V., Inkin S. V. (1981). Vliianie tehnologii plavki i lit'ia na kachestvo i svoistva aliuminievyh spлавov. Cvetnye metally, 6, pp. 94-97 [in Russian].
7. Gohshtein M. B., Morozov Ia. I. (1975). Vliianie okisi aliuminiia i rafinirovaniia na makrostrukturu aliuminiia i ego spлавov. Tehnologii legkih spлавov (VILS), 37, pp. 69-70 [in Russian].
8. Belik V. I., Borisov G. P., Duka V. M. (2014). Vodorodnoe rafinirovanie pri proizvodstve i ispol'zovanii vtorichnogo aliuminieвого сплава. Processy lit'ia, 2, pp. 14-20 [in Russian].
9. Afanas'ev V. K., Nikitin V. I. (1976). Struktura i svoistva aliuminievyh spлавov v zavisimosti ot uslovii podgotovki shihtovyh materialov. Lit. proizvodstvo, 4, pp. 16-17 [in Russian].
10. Zolotarevskii V. S., Kornauhov A. S. (1976). O sviaziah mezhdru mehanicheskimi svoistvami i strukturnymi karakteristikami lityh spлавov aliuminii-magnii. Izv. VUZov. Cv. metallurgii, 1, pp. 113-120 [in Russian].

11. Kumanin I. B. (1976). Voprosy teorii liteinykh processov. Moscow: Mashinostroenie, 216 p. [in Russian].
12. Issledovanie vlianiia kompleksnogo teplosilovogo vozdeistviia na processy strukturoobrazovaniia i strukturnuiu nasledstvennost' v litykh aliuminievykh splavah. (1999). Otchet po teme NIR 1.6.5.390. Kiev: PTIMA NAS of Ukraine, 161 p. [in Russian].
13. Razrushenie aliuminievykh splavov pri rastiagivaiushhih napriazheniiah. (1973). Kollektivnaia monografiia, Moscow: Nauka, 215 p. [in Russian].
14. Sokol'skaia L. I. (1959). Gazy v legkikh metallah. Moscow: Metallurgizdat, 115 p. [in Russian].
15. Lipchin T. N. (1985). Izmenenie struktury pri vozdeistvii na rasplav davleniia. Lit. pr-stvo, № 7, pp. 9-10 [in Russian].
16. Mondol'fo L. F. (1979). Struktra i svoistva aliuminievykh splavov. Moscow: Metallurgiiia, 640 p. [in Russian].
17. Ryzhikov A. A. (1961). Teoreticheskie osnovy liteinogo proizvodstva. Moscow, Sverdlovsk: Mashgiz, 448 p. [in Russian].
18. Napalkov V. I., Hodakov P. E. (1970). Vliianie sovместnykh dobavok titana i bora na izmel'chenie zerna v aliuminievykh splavah. Modificirovanie siluminov. Tematicheskii sbornik. Kiev: AN USSR, pp. 143-147 [in Russian].
19. Belousov N. N. (1970). Sovremennye napravleniia rabot po modificirovaniu aliuminievykh splavov. Modificirovanie siluminov. Tematicheskij sbornik. Kiev: AN USSR, pp. 20-52 [in Russian].
20. Verhoviuk A. M., Lahnenko V. L., Naumenko M. I., Kiiav R. S. (2012). Vliianie skorosti ohlazhdeniia na effektivnost' modificirovaniia aliuminievykh splavov. Lit. pr-stvo, № 9, pp. 18-19 [in Russian].
21. Belousov N. N., Dodonov A. A. (1960). Kristallizaciia otlivok iz cvetnykh splavov v usloviiah prilozheniia davleniia. Kristallizaciia metallov. Moscow: AN SSSR, pp. 279-297 [in Russian].
22. Kurdiumov A. V., Inkin S. V. (1981). Vliianie tehnologii plavki i lit'ia na kachestvo i svoistva aliuminievykh splavov. Cvetnye metally, № 6, pp. 94-97 [in Russian].
23. Bochvar A. A. (1956). Metallovedenie. Moscow: Metallurgizdat, pp. 496 [in Russian].
24. Kotliarskii F. M. (2011). Opredelenie svoistv otlivok s nizkoi intensivnost'iu zatverdevaniia. Processy lit'ia, № 2, pp. 20-23 [in Russian].
25. Kotliarskii F. M., Borisov G. P., Neduzhii A. N., Shenevid'ko L. K. (2008). Lit'e v kokil' s reguliruемым teploobmenom. Processy lit'ia, № 2, pp. 39-42 [in Russian].
26. Borisov A. G., Kotliarskii F. M., Vernidub A. G., Cir T. G., Shenevid'ko L. K. (2015). Vliianie teplovykh parametrov priamogo termicheskogo metoda reolit'ia na formirovanie i svoistva bespribyl'nykh otlivok iz splava AK7. Processy lit'ia, № 2, pp. 40-47 [in Russian].
27. Mallya U. D., Panchanathan V. Section feeding efficiency factor – a new narameter for soundness evaluation. Trans. Amer. Foundrymens Sos. vol. 82. Des Plaines, ill., 1974, 165-168 [in English].
28. Kotliarskii F. M., Borisov G. P., Belik V. I., Vernidub A. G. (2004). Vliianie vodorodnoi obrabotki siluminovykh rasplavov na mehanicheskie svoistva otlivok. Processy lit'ia, № 2, pp. 56-61 [in Russian].
29. Guliaev B. B. (1976). Teoriiia liteinykh processov. L.: Mashinostroenie, 216 p. [in Russian].
30. Kotliarskii F. M. (2011). Vodorod v aliuminievykh splavah i otlivkah. Kiev: Osvita Ukrainy, 208 p. [in Russian].
31. Dobatkin V. I., Gabidullin R. M., Kolachev B. A., Makarov G. S. (1976). Gazy i oksily v aliuminievykh deformiruemykh splavah. Moscow: Metallurgiiia, 264 p. [in Russian].
32. Al'tman M. B., Glotov E. B., Zasytkin V. A., Makarov G. S. (1977). Vakuumirovanie aliuminievykh splavov. Moscow: Metallurgiiia, 240 p. [in Russian].
33. Kotliarskii F. M. (1990). Formirovanie otlivok iz aliuminievykh splavov. Kiev: Naukova dumka, 216 p. [in Russian].
34. Kotliars'kyi F. M. (1983). Teplosylovi faktory rozvytku zonal'noi likvatsii u tverduchomu vylyvku. Visnyk Akademii nauk Ukrain's'koi RSR, № 8, pp. 50-54 [in Ukrainian].
35. A.s. 716706 SSSR, MKI2V22D 17/00. Sposob lit'ia pod reguliruемым davleniem. Belen'kii D. M., Kotliarskii F. M., Borisov G. P., Vernidub A. G., Riabitsa A. P. Publ. 25.02.80, Bul. № 7 [in Russian].
36. Kotliarskii F. M., Borisov G. P. (2007). Malooodnoe lit'e aliuminievykh splavov. Kiev: Naukova dumka, 160 p. [in Russian].

Поступила 02.02.2016