

**Ф. М. Котлярский, Г. П. Борисов, В. М. Дука,
Л. К. Шеневидько, А. Г. Вернидуб**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ТЕРМОВРЕМЕННАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Рассмотрены разновидности термовременной обработки алюминиевых сплавов и их влияние на структуру, плотность и механические свойства литого металла.

Ключевые слова: *алюминиевые сплавы, термовременная обработка, плотность, механические свойства, литой металл.*

Розглянуто різновиди термочасової обробки алюмінієвих сплавів та їх вплив на структуру, густину і механічні властивості литого металу.

Ключові слова: *алюмінієві сплави, термочасова обробка, густина, механічні властивості, литий метал.*

Different types of temperature-time treatment and their influence on casted metal structure, density and mechanical characteristics had been considered.

Keywords: *aluminium alloys, temperature-time treatment, density, mechanical characteristics, casted metal.*

Попытки полезного воздействия на алюминиевые сплавы путем температурной или термовременной обработки (ТВО) расплавов предпринимались еще в первой половине прошлого столетия, однако работ, посвященных этому вопросу, не много и результаты неоднозначны.

Состояние рассматриваемого вопроса до 1970 г. изложено, в основном, в работе [1], начиная с А. Г. Спасского и В. В. Рогожина, которые еще в 1940 г. установили, что модифицирование силуминов может быть достигнуто за счет значительного (на 300-400 °С выше ликвидуса) перегрева этих сплавов с последующим быстрым охлаждением в литейной форме [2].

Отмеченный факт резкого измельчения структуры силуминов под влиянием перегрева в течение многих лет не находил достаточного объяснения. Лишь в 1960 г. А. Г. Спасский с сотрудниками предложили теоретическое объяснение указанного явления устранением предкристаллизационных группировок и обосновали способ так называемой «температурной» обработки сплавов в жидком состоянии с целью измельчения их структуры и повышения механических свойств [3, 4]. Сплав нагревается в печи до температуры на 200-300 °С выше ликвидуса. После этого часть расплава выливается в ковш и охлаждается до температуры, при которой после смешивания с расплавом печи получится температура заливки. Процесс разлива может длиться 25-30 мин. Механические свойства, особенно удлинение, возрастали весьма существенно, что подтверждено результатами экспериментов на сплавах Al+9 % Cu (нагрев до 800-900 °С, заливка при 745-800 °С; σ_B увеличивалась от 16-17 до 22-24 кг/мм², удлинение – от 1,0-1,5 до 3-4 %), Al+10 % Mg (σ_B от 17-18 до 22-25 кг/мм², δ от 1 до 3-4 %), Al+5-7 % Si (нагрев до 900-1000 °С, охлаждение до 690-750 °С; σ_B = 20-23 кг/мм², δ = 13-16 %), Al+10-11 % Si (σ_B = 20-21 кг/мм², δ = 7-8 %), Al+22 % Si (σ_B от 10-12 до 16-18 кг/мм², δ от 0,5 до 1 %).

В процессе такой обработки частицы перегретого расплава, встречая частицы охлажденного, охлаждаются с такой скоростью, что предкристаллизационные перестройки не успевают произойти. Возможно, с другой стороны, что и в охлажденной части расплава при быстром нагреве создаются условия, благоприятствующие расшеюнию предкристаллизационных образований в жидкости. Эвтектики становятся зернистыми, зерно измельчается. Но и в случае грубой структуры после обработки механические свойства все равно повышались.

В работе [5] изучалось влияние «температурной» обработки на механические свойства сплава АЛ4. Было установлено, что «температурная» обработка оказывает большое влияние, главным образом, на относительное удлинение, которое при литье в кокиль равно 10 %.

При исследовании «температурной» обработки сплава АЛ27-1 [6] было установлено, что при перегреве металла до температур 900-930 °С и заливке при тех же температурах получают сплавы с высокими механическими свойствами. Временное сопротивление разрыву составляет 47 кгс/мм² при относительном удлинении 27-30 %. Наблюдается резкое измельчение зерна твердого раствора и включений β-фазы.

Опыт работы со сплавами АЛ4М и АЛ2М позволил установить, что высокие механические свойства отливок из этих сплавов также достигаются за счет модифицирования структуры путем применения высоких скоростей охлаждения отливок в процессе их кристаллизации.

В то же время в работе [7] воспроизведенные опыты по температурной обработке сплавов системы Al-Cu и чистого Al дали иные результаты. В выводах указывается, что модифицирующий эффект от смешивания сплавов (по А. Г. Спасскому) не имеет места, а повышение температуры нагрева сплава в процессе его приготовления и литья приводит не к измельчению, а всегда к укрупнению первичного зерна. Не выявили полезного воздействия ТВО на свойства алюминиевых сплавов и экспериментальные исследования, описанные в работе [8]. Слитки диаметром 70 мм и высотой 230 мм отливали в металлическую форму, нагретую до 100-400 °С. Температура заливки металла изменялась от 700 до 1000 °С. По мере увеличения температуры заливки и формы для всех исследованных сплавов наблюдалось понижение как прочностных, так и пластических свойств. При температурах заливки 800, 900 и 1000 °С образцы имели значительную пористость, причем размер и количество пор увеличивались с повышением температуры заливки.

Возможно, отрицательные результаты явились следствием невыполнения отмеченного в работе [9] положения, согласно которому степень необходимого перегрева алюминиевокремниевых сплавов для получения соответствующего измельчения частиц кремния зависит от чистоты применяемых металлов. А действие высоких температур перегрева на структуру силумина объясняется тем, что перегрев разрушает имеющиеся в расплаве готовые центры кристаллизации кремния, тогда кремний кристаллизуется не с начала затвердевания сплава, а только во время затвердевания эвтектики в условиях сильного переохлаждения и большой вязкости сплава.

В этой же работе [9] отмечается, что способ измельчения строения силуминов путем перегрева с применением быстрого охлаждения на практике в то время не получил распространения вследствие сильного насыщения расплава газами при высоком перегреве, а также ввиду невозможности обеспечения равномерного и быстрого отвода тепла по всему объему крупных отливок.

Спустя несколько лет работы по ТВО алюминиевых сплавов были активно возобновлены группой соавторов с переменным составом, включая Ю. Б. Бычкова, И. А. Новохатского и др. [10, 11]. Согласно их данным, посредством температурной обработки расплава можно получить модифицированную структуру без модификатора. Перегрев сплава АК7 до 850-950 °С (выдержка 5 мин), а затем охлаждение его до 700 °С путем введения в расплав твердого сплава (выдержка 5-7 мин) перед

Получение и обработка расплавов

заливкой в металлическую форму приводит к значительному снижению газовой пористости в отливках, измельчению зерна, повышению механических свойств. Содержание водорода снизилось от 0,35 до 0,21 см³/100 г, а Al₂O₃ – от 0,54 до 0,32 %. Механические свойства повысились на 20 %. Это позволяет использовать вторичные сплавы взамен первичных АЛ9 и АЛ2.

Влияние присадок твердого сплава на содержание водорода в алюминиевых сплавах приведено в табл. 1, из которой видно, что с увеличением количества твердой присадки степень рафинирования несколько повышается.

Таблица 1. Влияние ТВО на содержание водорода в сплавах АЛ2 и АК7

Сплав	Количество твердой присадки, %	Содержание H ₂ , см ³ / 100 г		Число плавков
		исходное	конечное	
АЛ2	-	-	0,64	11
АЛ2	2	0,91	0,42	15
АЛ2	5	0,96	0,35	21
АЛ7	-	-	0,90	25
АЛ7	2	1,15	0,58	14
АЛ7	5	1,18	0,50	18

При введении твердого сплава в расплав температура снижалась на 50-70 °С. При литье под давлением брак по газовым пузырям, раковинам и пористости снизился с 11 до 2 %.

Преследование цели снижения газовой пористости за счет термоскоростной обработки расплава продолжается и в последующих работах этой группы исследователей [12, 13]. Сплав АК5М2 перегревали до 850 °С, затем быстро охлаждали и заливали в металлическую форму. Произошло значительное снижение газовой пористости, измельчение эвтектического зерна, повышение механических свойств. В отливках, полученных по обычной технологии и после термоскоростной обработки, содержание H₂ составляет 0,34 и 0,24 см³/100 г; Al₂O₃ – 0,52 и 0,28 % соответственно; механические свойства перегретого сплава выше обычного на 20-30 % [12]. Согласно изобретению [13], с целью подавления образования в отливках из Al-сплавов концентрированных газовых раковин и обеспечения равномерного распределения остаточной микропористости с повышением герметичности перегрев расплава ведут до температуры, превышающей верхний предел температур структурного превращения на 5-50 °С, а охлаждение осуществляют до температуры на 5-50 °С ниже нижнего предела температур структурного превращения расплава, причем перегрев-охлаждение ведут циклично с числом циклов не менее двух. Время выдержки расплава в перегретом и охлажденном состоянии – 2-10 мин. Происходит уменьшение газонасыщенности расплава и измельчение концентрированных газовых раковин, а также равномерное распределение НМВ. Повышаются физико-химическая и структурная однородности отливок, уровень и изотропность свойств литого металла (приведена таблица с результатами проверки).

Д. Ф. Чернега с соавторами [14] оптимистично оценивают термоскоростную технологию модифицирования расплавов и в качестве примеров приводят не только алюминиевые, но и другие сплавы. Так, по данным Д. П. Ловцова при перегреве расплавов Cu+10 % Sn, Cu+10 % Al, Cu+10 % Ni до 1300-1400 °С и быстром охлаждении до температуры литья σ_B сплавов увеличивается на 20-40 %, δ – на 20-30 %.

Исследования И. С. Викталова и других показали, что для сплава АК7 перегрев до 830 °С и охлаждение до 720 °С приводят к повышению σ_B на 12-13 %, δ – на 7-16 %, при этом зерно измельчается в 2-3 раза, содержание водорода уменьшается на 28-39 %, неметаллических включений – на 25-42 %. Для большей части цветных сплавов лучшие результаты получаются при литье через водоохлаждаемый желоб. Предварительное

охлаждение струи расплава позволяет сократить время затвердевания отливок на 20-30 % и снизить горячеломкость на 70-90 %.

Г. Г. Крушенко с соавторами [15, 16] практически повторяют (подтверждают) ранее выполненные исследования других авторов. По их данным рост свойств сплавов при определенной температуре перегрева расплава зависит от скорости его охлаждения до температуры заливки. Высокая скорость охлаждения в наибольшей степени фиксирует высокотемпературное состояние расплава, эффект роста свойств при этом оказывается большим, чем при меньших скоростях теплоотвода [15], а температура перегрева жидкого сплава АЛ2 при температурной обработке для получения максимальных механических свойств ($\sigma_B = 249$ МПа, $\delta = 12,2$ %) составляет 980 °С [16].

В работе [17] сплавы АД31, АЛ26 и Al+4-10 % Cu перегревали до 700-1200 °С и охлаждали с различной скоростью до температуры заливки. В зависимости от величины перегрева получали два максимума прочности и пластичности: первый при 750-850 °С, второй – при 1000 °С и более. Увеличение скорости охлаждения (с 10-12 до 98-100 °С/мин) расплава алюминия с медью приводит к существенному измельчению макроструктуры, повышению микротвердости (с 45 до 51 НВ), прочности (с 70/60 до 141/106 МПа) и пластичности (с 2,6/0,5 до 4,6/3,8 %). В числителе кокиль, в знаменателе – сухая песчано-глинистая форма.

Ускоренное охлаждение сплава АЛ4С до температуры заливки приводит к формированию в сечениях различной толщины практически одинаковой микроструктуры, уменьшает влияние скорости охлаждения при затвердевании на микроструктуру и свойства сплава, значительно измельчая структуру [18].

В работе [19] показано, что микронеоднородность по кремнию в эвтектическом Al-Si сплаве исчезает без дополнительного воздействия на жидкий металл только при перегреве до 1100 °С. Исследовали высокий перегрев расплава с последующей его «закалкой», что может дать двойной эффект – дегазацию, как результат самопроизвольного образования газовых пузырьков, и диспергирование структуры эвтектики в готовой отливке. По варианту 1 сплав заливали в стальную обойму, установленную на дне тигля, с последующим ее подъемом после охлаждения расплава до 720 °С. По другим вариантам жидкий металл переливали по холодному стальному желобу и опускали в расплав «щеточного» охладителя.

В первый момент после «заковки» с 1100 °С наблюдается даже кипение расплава. При увеличении выдержки до 15 мин дегазация заметно усиливается. Скорость охлаждения составляет 80-100 °С/с. Снижение скорости охлаждения температуры перегрева расплава уменьшает дегазацию. Максимальная плотность полученных образцов соответствует плотности после обработки расплава титановой губкой и близка к значениям, полученным при продувке расплава инертным газом. При перемешивании расплава охладителем дегазация резко ухудшается, что объясняется усреднением температуры всего расплава и, следовательно, снижением его охлаждения около поверхности холодильника.

Высокая степень дегазации при 720 °С объясняется тем, что при «закалке» жидкого металла происходит самопроизвольное образование многочисленных и мельчайших пузырьков газа. При повторном нагреве до 720 °С ранее перегретого и закристаллизовавшегося чистого сплава А9 и кристаллического кремния эффект переохлаждения не снижается. Для сплава АК12пч «закалка» расплава и выдержка при 720 °С существенного измельчения структуры не дают.

Применение стронция в качестве модификатора силумина положительно сказывается на структуре отливок, однако способствует активному насыщению расплава водородом. Стронций полностью снимает дегазацию при «закалке» расплава независимо от температуры перегрева, то есть препятствует зарождению пузырьков газа даже в переохлажденном и пересыщенном водородом расплаве.

В работе [20] исследовали совместное влияние ТВО и препарата «дегазер» на

свойства сплава АК7ч. Повышаются механические и литейные свойства, возможно использование повышенного количества лома и возврата.

Оригинальный вид ТВО описан в работе [21]. Исходный расплав нагревали до заданной температуры (650-1100 °С) со скоростью 50 °С/мин, изотермически выдерживали 20 мин и заливали в кокиль. При определенных температурах перегрева (750, 880, 1000 °С) механические свойства литых образцов скачкообразно возрастали: σ_b – на 10-15 %, δ – в 2,0-2,5 раза. Эти температуры хорошо согласовывались с температурами структурных (типа полиморфных) превращений в расплаве (735, 865, 990 °С), которые определяют по политермам кинематической вязкости.

В работе [11] приведены данные Б. А. Баума с соавторами [22], согласно которым ТВО жидкого металла, заключающаяся только в перегреве расплава и выдержке, привела к улучшению его пластических характеристик, причем содержание примесей было постоянным. Этому виду ТВО уделили внимание и другие исследователи. Согласно данным [23], больший эффект достигается при содержании в сплаве 10-13 % Si. Эти сплавы нагревали до 1100-1200 °С. Сплавы с 6-9 % Si можно нагревать до 900-1000 °С, так как дальнейшее повышение температуры не приводит к существенному изменению герметичности. По мнению авторов перегрев расплавов вызывает увеличение переохлаждения при кристаллизации по всему объему, из-за чего структура получается измельченной и герметичность улучшается.

Повышения механических свойств Al-Si сплава, содержащего более 1% Fe, достигли путем применения интерметаллического шлама, обогащенного железом, и добавления небольшого количества магния [24]. Сплав нагревали до 1050 °С, выдерживали 115 мин и заливали в кокиль. Образцы имели мелкозернистую структуру и повышенную прочность. При заливке при 720 °С прочность была низкой.

Повышение температуры с 740 до 950 °С при вводе модификаторов благоприятно воздействует на свойства сплава как и прогрев расплава без обработки его модификаторами: σ_b повышается на 13-28 %, структура измельчается в 2-3 раза [25].

Полное устранение микронеоднородности Al-Si сплавов после нагрева расплава над ликвидусом до 450-500 °С отмечено и в работе [26].

В ряде работ ТВО совмещали с наводороживанием расплавов. Так, в работе [26] нагревали алюминий А99 до 900 °С и насыщали водородом из атмосферы с водяным паром в течение 2 ч, а затем кристаллизовали во вращающейся холодной воде. Получали быстрозакристаллизованный наводороженный алюминий в виде гранул размерами 5-10 мм. В сплавы систем Al-Si и Al-Cu при 720-730 °С вводили 10 % наводороженного алюминия и без рафинирования разливали при 700 °С в плоский кокиль. Для сплава Al+9 % Si σ_b и δ увеличились в 1,18 и 2,05 раза. Положительный эффект отмечен на всех исследованных доэвтектических сплавах. На этом основании разработан способ подготовки шихты для приготовления алюминиевых сплавов, отличающийся тем, что шихту наводороживали в расплавленном состоянии обработкой водяным паром при влажности 100-250 г/м³, температуре 750-950 °С в течение 0,5-2,0 ч, а затем охлаждали со скоростью 10-10³ °С/с.

В монографии Ф. М. Котлярского [27] на примере сплавов Al+6 % Si и Al+12 % Si экспериментально доказано, что в условиях недостаточного питания термовременная обработка расплава (нагрев до температур 700, 800, 900 и 1020 °С, часовая выдержка в атмосфере водяного пара, заливка в металлическую форму при температуре выдержки) положительно влияет на герметичность отливки и стабилизирует прочностные свойства литого металла при изменении условий питания. Кроме того, улучшаются размерная точность и товарный вид отливки. Механизм этого влияния связан с повышением содержания в расплаве газа и заменой свойственных для рафинированных сплавов браконосных дефектов типа концентрированных раковин, трещин, рыхлот и утяжин допустимой рассредоточенной газовой пористостью.

Для отливок в виде перевернутого усеченного конуса высотой 168 мм и диаметрами оснований 67 и 50 мм, затвердевавших в условиях нормального питания прибылью, перегрев расплава Al+6 % Si до 1020 °С и часовая выдержка в атмосфере

водяного пара привели к понижению средней плотности примерно на 2 %. Для сплава Al+12 % Si в аналогичных условиях величина пористости составила 1,3 %.

Неожиданным оказалось повышение пластичности эвтектического сплава при различных условиях питания после перегрева до 1000 °С и часовой выдержки во влажной атмосфере.

Хотя перегретый до 1000 °С металл при заливке в холодный неокрашенный кокиль охлаждался очень быстро, тем не менее структура обоих сплавов получилась грубой (зона столбчатых кристаллов до 14 мм и дендриты в равноосной зоне размером до 7 мм). Введение дополнительной операции быстрого охлаждения расплава перед заливкой в холодном графитовом тигле с 1000 до 650 °С привело к резкому измельчению структуры (исчезла зона столбчатых кристаллов, а размеры дендритов уменьшились до 0,6 мм) и увеличению средней пористости: для сплава Al+6 % Si до 2,8 %, для сплава Al+12 % Si – до 1,8 %.

В более поздней работе Ф. М. Котлярского с соавторами [28] показано, что ускоренное охлаждение наводороженных жидких силуминов, близких по составу к эвтектическому, приводит к уменьшению вредной всплывающей газовой пористости, опасно концентрирующейся на верхних участках отливки, и одновременному увеличению стационарной рассредоточенной междендритной газовой микропористости. При этом интервал понижения температуры составил около 140 °С (от 775 до 635 °С), а время охлаждения – 25 с. В основу механизма полученного эффекта положена модель квазиполикристаллического разделения жидкости на две структурных составляющих: комплексы в виде рыхлых неметаллических включений, окруженных кластерами или пограничными слоями, внутренние пустоты которых заполнены молекулярным газом, и разупорядоченная зона, занимающая промежуточные пространства между комплексами. Водород в комплексах малоподвижный из-за низкой термической диссоциации и малых поверхностей контакта с расплавом молекулярного водорода и низкого коэффициента диффузии атомарного водорода в пограничных слоях или кластерах. В разупорядоченной зоне этих ограничений нет, а диффузионный массоперенос ускоряется конвективным перемешиванием, что способствует легкоподвижности водорода. Согласно этой модели, в период жидкоподвижного состояния металла отливки (снятие перегрева и начальная стадия затвердевания), в первую очередь, происходит выделение водорода разупорядоченной зоны, который в основном и формирует всплывающую пористость. Связанный водород твердогазокластерных комплексов выделяется преимущественно в процессе кристаллизации у поверхности раздела твердой и жидкой фаз, где происходит перераспределение растворенного водорода с резким повышением его концентрации со стороны жидкой фазы. Пузырьки водорода, образовавшиеся в твердожидкой зоне отливки, остаются в местах их зарождения в виде рассредоточенных обособленных микропор.

В процессе водородной обработки расплава, в первую очередь, наводороживается разупорядоченная зона, а уже из нее водород диффундирует в твердогазокластерные комплексы. При последующей термоскоростной обработке идут два процесса: начинается удаление водорода из разупорядоченной зоны в окружающее пространство и продолжается его переход из разупорядоченной зоны в комплексы, в результате которых содержание водорода в разупорядоченной зоне уменьшается, а в комплексах увеличивается. В отливке, соответственно, снижается всплывающая пористость и повышается рассредоточенная междендритная.

В работе [29] тем же коллективом соавторов выполнены исследования, в которых путем термоскоростного охлаждения (ТСО), предварительно наводороженного и модифицированного стронцием расплава АК9, полностью снимался перегрев (160 °С) и производилась частичная кристаллизация с перемешиванием. В результате всплывающая пористость практически исчезла, а при оптимальной

выдержке расплава и интенсивном затвердевании отливки прочность литого металла по сравнению с расплавом без какой-либо обработки увеличилась на 40 %, а пластичность – в 3 раза.

Поскольку одним из важных факторов положительного воздействия ТВО на качество алюминиевых сплавов является снижение содержания водорода и неметаллических включений, представляет интерес усиление этого эффекта с помощью вакуума. Экспериментальные исследования проводили на вторичном сплаве АК9. Базовую плавку (30 кг) разделили на две равные части, одну из которых использовали для выявления роли термоскоростного охлаждения с вакуумом, а вторую – без вакуума. В чугунном тигле печи сопротивления расплав с температурой ликвидуса 600 °С перегревали до температуры 770±5 °С, наводороживали 1,5 мин влажным асбестовым тампоном и после выдержки 4 мин дозу ~ 2 кг заливали в стальной окрашенный ковшик, установленный в открытую вакуумную камеру. Исходная температура ковшика составляла 25±5 °С, а его расчетная теплоемкость при нагреве до температуры заливки (610-615 °С) примерно равна теплоемкости перегрева расплава, что и обеспечивало термоскоростное охлаждение от 770±5 до 610-615 °С за 70±5 с, а затем благодаря резко снизившейся скорости охлаждения позволяло осуществить заливку трех форм: пробы для оценки газосодержания расплава [30]

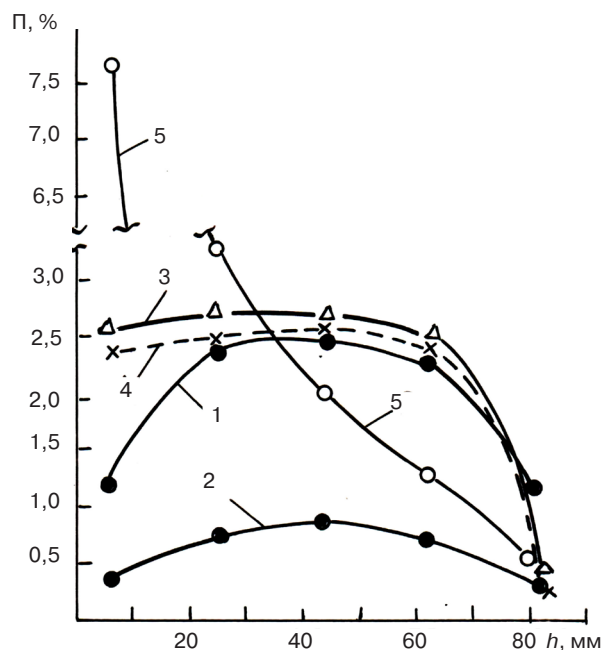


Рис. 1. Влияние видов обработки расплава марки АК9 на распределение газовой пористости (П) по высоте технологической пробы (h – расстояние от верхнего торца): 1 – нагрев до 770±5 °С, наводороживание 1,5 мин погружением влажного асбестового тампона, выдержка 4 мин в тигле, термоскоростное охлаждение (ТСО) до температуры 610-615 °С; 2 – то же, но с 15 по 35 с ТСО создавали разрежение до 0,01 МПа; 3 – нагрев до 770±5 °С, наводороживание 1,5 мин погружением влажного асбестового тампона, выдержка 4 мин в тигле и 2 мин вне тигля; 4 – то же, но во время выдержки вне тигля на протяжении 5-7 с создавали разрежение до 0,01 МПа; 5 – нагрев до 770±5 °С, наводороживание 1,5 мин погружением влажного асбестового тампона, выдержка 4 мин в тигле

и двух заготовок для исследования механических свойств при высокой [30] и низкой [31] интенсивности кристаллизации (коэффициент затвердевания соответственно 3,0 и 0,8 мм · с^{-0,5}). В процессе снятия перегрева через 15 с после заливки ковшика (время на герметизацию камеры) камеру сообщали с вакуумным ресивером, через 5 с остаточное давление составляло ~ 0,01 МПа. Действие вакуума продолжалось 20 с. В исследованиях без вакуума осуществлялись те же операции во избежание отклонений по интенсивности охлаждения расплава. Оба варианта экспериментов повторялись дважды. Для расширения сравнительных данных одну пробу и заготовку для механических свойств получали из исходного расплава без какой-либо обработки.

Усредненные результаты представлены на рис.1 и в табл. 2. Из рисунка видно, что без ТСО (кривая 5) пористость пробы стремительно растет снизу вверх от 0,6 до 7,7 %, тогда как после ТСО (кривая 1) значения пористости верхнего и нижнего участков практически выравниваются (1,2 %), что говорит о полном устранении всплывающей пористости, а пористость среднего

Получение и обработка расплавов

Таблица 2. Влияние видов обработки и интенсивности затвердевания расплава на пористость и прочность вторичного сплава АК9

Свойства	Исходный $T_a = 770 \text{ }^\circ\text{C}$	ТСО без вакуума		ТСО с вакуумом	
	интенсивность затвердевания				
	высокая	низкая	высокая	низкая	
Пористость заготовок на механические свойства, %	0,56	0,8	2,86	0,004	1,6
Прочность, МПа	150	230	170	185	115

участка протяженностью до 40 мм близка к равномерной на уровне около 2,5 %, причем в нижней половине пробы междендритная газовая пористость значительно выше, чем без ТСО.

Действие вакуума также оказалось существенным (кривая 2) – по сравнению с ТСО без вакуума пористость снизилась более чем в 2,5 раза. Поэтому, если преследовать цель удаления водорода из расплава во время ТСО, то совмещение этих операций имеет смысл. Однако, если говорить о прочности литого металла, то, судя по табличным данным, напрашивается противоположный вывод. Подключение к ТСО вакуума снижает не только пористость, но и прочность: при высокой интенсивности затвердевания это снижение составило 20 %, а при низкой – 32 %.

Следует обратить внимание на показатели ТСО без вакуума в сравнении с исходным металлом: при высокой интенсивности затвердевания с увеличением пористости в 1,5 раза прочность повысилась на 53 %, а при низкой интенсивности затвердевания расплава с ТСО в сравнении с высокой интенсивностью затвердевания исходного сплава с ростом пористости в 5 раз она увеличилась на 13 %.

Для выяснения причин негативного воздействия вакуума на прочность сплава исследовали характер пористости и структуру. На рис. 2 представлена пористость наиболее пораженной средней части технологической пробы. Как видно, форма и размеры пор примерно одинаковые, а то, что количество пор после совмещения ТСО с вакуумом значительно уменьшилось (рис. 2, а), не могло ухудшить прочностные характеристики сплава. Практически такая же картина наблюдалась в сечениях разрывных образцов с низкой интенсивностью затвердевания.

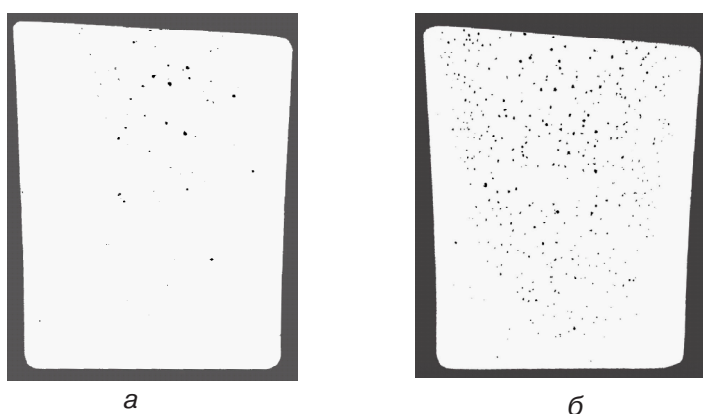
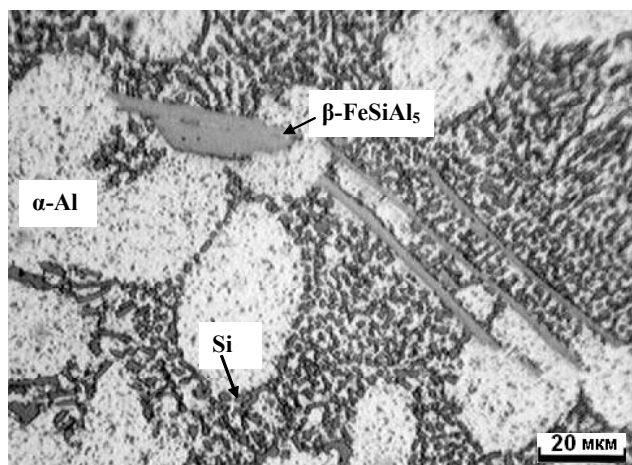
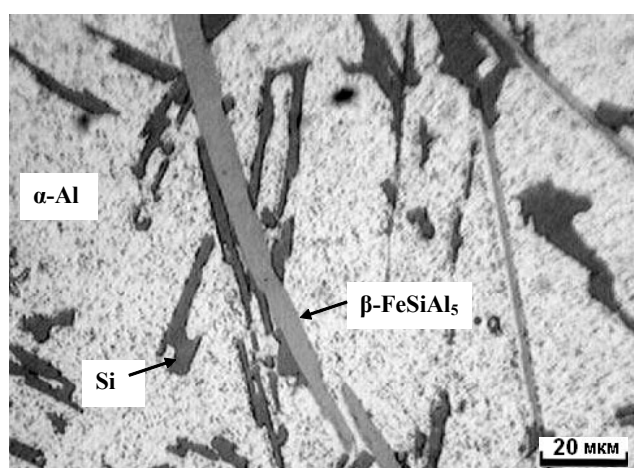


Рис. 2. Пористость средней части технологической пробы: а – наводороженный расплав с ТСО и вакуумом; б – наводороженный расплав с ТСО без вакуума

Металлографический анализ макроструктуры в сечениях головок разрывных образцов не выявил существенных отличий, зато микроструктура ответила на возникший вопрос. После ТСО кремний эвтектики оказался модифицированным (рис. 3, а),



a



б

Рис. 3. Микроструктура сплава АК9 после ТСО без вакуума (а) и ТСО с вакуумом (б), $\times 900$

асбестом и выдержанный 4 мин, устанавливали в вакуумную камеру и на протяжении 5-7 с создавали разрежение до остаточного давления 0,01 МПа. Во втором эксперименте делали все то же самое, но без вакуума. Эксперименты повторяли дважды. Полученные результаты представлены на рис. 1 кривыми 3 и 4. Как видно, эффект практически отсутствует, что можно объяснить тем, что либо размеры содержащихся в расплаве НМВ недостаточны для их удаления вакуумом (то есть вакуум ничего не изменил), либо удаленные вакуумом включения составляли небольшую часть общего количества включений, участвующих в образовании всплывающей пористости, что более вероятно. Если после наводороживания расплава и технологической выдержки содержание водорода равно его растворимости при атмосферном давлении, то из равенства этого давления с капиллярным минимальный радиус удаляемых вакуумом НМВ составит 17 мкм, тогда как в результате удвоенного пересыщения расплава водородом во время ускоренного снятия перегрева этот радиус уменьшится до 6 мкм (методика расчета в работе [34]).

Выводы

- В проработанных источниках выявлено несколько разновидностей ТВО в зависимости от контролируемых параметров:

поскольку в качестве шихты использовали сплав, модифицированный стронцием в предыдущих исследованиях, а вакуум устранил этот эффект (рис. 3, б). Такая ситуация новая. Более того, в работе [32] М. Б. Альтман с соавторами предупреждают, что модифицирование следует проводить после вакуумирования. В противном случае эффект модифицирования снимается. Касается это и заэвтектических силуминов [33], дегазация которых после операции модифицирования вызывает огрубление структуры и снижение прочности.

Вторая идея полезного использования кратковременного воздействия вакуума на перегретый расплав состояла в том, что во время этого воздействия из расплава будут удалены наиболее крупные неметаллические включения (НМВ), что приведет к уменьшению всплывающей пористости во время снятия перегрева. Проверку этой идеи осуществляли на том же сплаве, перегретом до 770 ± 5 °С. Ковшиком, заранее прогретым в контакте с ванной жидкого металла, зачерпывали расплав, наводороженный 1,5 мин влажным

Получение и обработка расплавов

- термоскоростная обработка (ТСО), в которой контролируются температура перегрева и скорость охлаждения расплава перед заливкой в форму;
- термоскоростная обработка, в которой контролируются скорость нагрева и температура перегрева расплава;
- температурная обработка, в которой контролируется только температура перегрева расплава.

Отмечается, что в последних двух разновидностях также имеет место быстрое охлаждение расплава, но уже непосредственно в литейной форме. Однако здесь следует отметить, что в случае заливки расплава в форму при температуре максимального перегрева ко времени кристаллизации отливки форма существенно прогреется за счет теплоты перегрева, и скорость затвердевания отливки будет значительно ниже, чем при заливке в такую же форму расплава, предварительно охлажденного вне формы.

Температуру перегрева выбирают из условия устранения предкристаллизационных группировок (200-400 °С выше ликвидуса), но и при более низких перегревах достигается положительный эффект.

Результатами ТВО являются, в основном, измельчение структуры и повышение механических свойств (в разных работах разное). Что касается пористости, то в одних работах она увеличивалась, в других уменьшалась. В ряде случаев отмечается снижение содержания водорода и включений Al_2O_3 .

• Имеются работы, по данным которых ТВО не оказывает положительного влияния на структуру и свойства алюминиевых сплавов (даже наоборот), однако их не следует трактовать как опровержение результатов ТВО, представленных в большинстве остальных работ. Скорее всего, это следствие неизученных причин нестабильности.

• Совмещение ТВО с вакуумированием повышает плотность литого металла, но может ухудшить механические свойства из-за огрубления микроструктуры.



Список литературы

1. Белоусов Н. Н. Современные направления работ по модифицированию алюминиевых сплавов // Модифицирование силуминов. – Киев: ИПМ АН УССР, 1970. – С. 20-52.
2. Спасский А. Г., Рогожин В. В. Юбилейный сборник научных трудов Московского института цветных металлов и золота. – М.: Металлургия, 1940. – № 9.
3. Спасский А. Г., Фомин Б. А., Алейников С. А. Температурная обработка жидких металлов и влияние ее на механические свойства отливок // Литейн. пр-во. – 1959. – № 10. – С. 35-37.
4. Спасский А. Г., Фомин Б. А., Алейников С. А. Температурная обработка жидких металлов и влияние ее на механические свойства отливок // Изв. вузов. Цв. металлы. – 1959. – № 6. – С. 162-165.
5. Спасский А. Г., Крушенко Г. Г., Ловцов Д. П. Литье и обработка черных и цветных металлов. – Красноярск: Изд-во Красноярского краевого НТО Машпром, 1965.
6. Литье и обработка черных и цветных металлов / Г. Г. Крушенко, Д. П. Ловцов, П. Ю. Ботяновская и др. – Красноярск: Изд-во Красноярского краевого НТО Машпром, 1965.
7. Moser R. El-Salomon, M. A. Engler S. Aluminium, H6, 1968.
8. Белоусов Н. Н., Кашевник Л. Я. Влияние условий затвердевания на структуру и свойства отливок из алюминиевых сплавов // Тепловые процессы в отливках и формах. – М.: Наука, 1972. – С. 60-71.
9. Мальцев М. В. Модифицирование структуры металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1964. – 214 с.
10. О механизме влияния температурной обработки расплавов на структуру и свойства отливок из алюминиевых сплавов / Ю. Б. Бычков, В. З. Кисунько, В. М. Гудкевич и др. // Изв. вузов. Цв. металлы. – 1979. – № 2. – С. 128-130.

11. *Ершов Г. С., Бычков Ю. Б.* Высокопрочные алюминиевые сплавы на основе вторичного сырья. – М.: Металлургия, 1979. – 192 с.
12. Термоскоростное модифицирование алюминиевых расплавов / В. З. Кисунько, И. А. Новохатский, А. И. Погорелов и др. // Изв. АН СССР. Сер. Металлы. – 1980. – № 1. – С.125-130.
13. А. с. 994109 СССР, В22Д 27/04, В22Д 1/00. Способ получения отливок / И. А. Новохатский, В. З. Кисунько, И. С. Викталов и др. – Опубл. 1983, Бюл. № 5.
14. Газы в цветных металлах и сплавах / Д. Ф. Чернега, О. М. Бялик, Д. Ф. Иванчук и др. – М.: Металлургия, 1982. – 176 с.
15. Температурная обработка в жидком состоянии сложнелегированного сплава системы Al-Si-Mg с целью повышения механических свойств отливок / Г. Г. Крушенко, А. Л. Хайкин, С. И. Торшилова и др. // Изв. вузов. Цв. металлы. – 1983. – № 5. – С. 97-99.
16. *Крушенко Г. Г.* Связь наследственности с перегревом расплава // Закономерности формирования структуры сплавов эвтектического типа. – Днепропетровск: ДМЕТИ, 1986. – С. 28-31.
17. *Баранов Е. М., Хосен Ри.* Зависимость механических свойств алюминиевых сплавов от термоскоростной обработки жидкой фазы // Литейн. пр-во. – 1986. – № 11. – С. 8-9.
18. *Соколов В. В., Подрезенко Д. И.* Термоскоростная обработка силуминов // Закономерности формирования структуры сплавов эвтектического типа. – Днепропетровск: ДМЕТИ, 1986. – С. 200-207.
19. *Худокормов Д. Н., Дегтярев Р. В., Задруцкий С. П.* Дегазация расплавов силумина // Литейн. пр-во. – 1998. – № 5. – С. 14-15.
20. *Селянин И. Ф., Удотов Ю. А., Деев В. Б.* О комбинированной рафинирующей обработке алюминиевых сплавов // Проблемы развития литейного, сварочного и кузнечно-сварочного производств. – Барнаул: Ползуновский альманах. – 2004. – № 4. – С. 33-34.
21. Влияние термоскоростной обработки жидкого сплава АЛ2 на свойства отливок / Ю. Н. Таран, И. А. Новохатский, В. И. Мазур и др. // Литейн. пр-во. – 1985. – № 7. – С. 8.
22. Влияние температурной обработки расплава на характеристики механических свойств металла / Б. А. Баум, Г. В. Тягунов, Г. А. Хасин и др. // Свойства сплавов в отливках. – М.: Наука, 1975. – С. 166-169.
23. *Деев В. Б., Селянин И. Ф., Куц Е. А.* Высокотемпературная обработка расплавов для повышения герметичности силуминов // Прогрессивные литейные технологии: Тез. докл. – М.: РЖ ТОЛП, 2002. – С.72-73.
24. Улучшение прочностных свойств Al-Si сплава (Англ.). – М.: РЖ ТОЛП, 2002. – С.72-73.
25. *Ершов Г. С., Филатов Г. П., Касаткин А. А.* Влияние температуры модифицирования на свойства сплава АЛ7 // Литейн. пр-во. – 1983. – № 2. – С. 28.
26. *Никитин В. И.* Наследственность в литых сплавах. – Самара: СГТУ, 1995. – 248 с.
27. *Котлярский Ф. М.* Формирование отливок из алюминиевых сплавов. – Киев: Наук. думка, 1990. – 216 с.
28. Факторы эффективности водородной обработки силуминовых расплавов / Ф. М. Котлярский, Г. П. Борисов, В. И. Белик и др. // Процессы литья. – 2005. – № 2. – С. 61-69.
29. Литье вторичного сплава АК9 в двухфазном состоянии с предварительным наводороживанием и модифицированием стронцием / Ф. М. Котлярский, Г. П. Борисов, В. И. Дука и др. // Там же. – 2010. – № 1. – С. 38-47.
30. *Котлярский Ф. М., Белик В. И., Борисов Г. П.* Влияние стронция на свойства наводороженного силумина АК9 // Там же. – 2009. – № 5. – С. 28-33.
31. *Котлярский Ф. М.* Определение свойств отливок с низкой интенсивностью затвердевания // Там же. – 2011. – № 2. – С. 20-23.
32. Вакуумирование алюминиевых сплавов / М. Б. Альтман, Е. Б. Глотов, В. А. Засыпкин и др. – М.: Металлургия, 1977. – 240 с.
33. Методы и теории модифицирования заэвтектических силуминов / Г. М. Кузнецов, В. А. Ротенберг, Г. Б. Гершман и др. // Модифицирование силуминов. – Киев: АН УССР, 1970. – С. 5-19.
34. Водородное рафинирование алюминиевых сплавов от твердых неметаллических включений / Ф. М. Котлярский, Г. П. Борисов, В. И. Белик и др. // Процессы литья. – 2008. – № 4. – С. 48-55.

Поступила 15.09.2011