

УДК 669.715.018.28

Д. Ф. Чернега, П. Д. Кудь, В. Ф. Сороченко

Национальный технический университет Украины "КПИ", Киев

ВЛИЯНИЕ КОМПЛЕКСНОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ТИПА АК9

Исследовано влияние водородной и комплексной обработки расплава на структуру и механические свойства сплава типа АК9. Установлено, что водородная обработка расплава водородосодержащими соединениями и внепечная - флюсовой композицией способствуют измельчению структуры алюминиевой матрицы и повышению предела прочности при разрыве сплава типа АК9.

Досліджено вплив водневої і комплексної обробки розплаву на структуру і механічні властивості сплаву типу АК9. Встановлено, що воднева обробка розплаву водневмісними сполуками і позапічна - флюсовою композицією сприяють здрібненню структури алюмінієвої матриці та підвищенню границі міцності розриву сплаву типу АК9.

The affection a hydrogen and complex treatment on structure and of mechanical properties of alloy type AK9 is explored. The hydrogen treatment of melt by roomy things and treatment of melt out of stove by composition of abscess allows to change structure of aluminium basis and of durability alloy type AK9 to raise.

Ключевые слова: водородная и комплексная обработка, расплав, флюсовая композиция, водородосодержащие вещества.

Введение

Информация из отечественных и зарубежных источников позволяет утверждать, что в настоящее время промышленное опробование прошли более 80 способов активного воздействия на жидкий металл и металл, который кристаллизуется, и тенденция в этом направлении неуклонно продолжается [1]. Среди них наиболее известные способы: обработка жидкого металла вакуумом в ковше и на потоке; продувка расплава инертным газом; продувка расплава газом и твердыми реагентами; вдувание в расплав порошкообразных флюсов; перемешивание шлака импеллером; использование электромагнитной и электрогидроимпульсной обработки расплава и т. п.

Одним из способов, которому в настоящее время уделяется особое внимание, является способ водородной обработки жидких алюминиевых сплавов, который может применяться как отдельно, так и в сочетании с другими способами активного воздействия на расплав. Отмечается, что водород как легирующий элемент [2, 3] в алюминиевых сплавах может выполнять как положительное влияние, так и отрицательное, изменяя их механические и эксплуатационные характеристики, хотя достоверность этих данных в отдельных случаях вызывает сомнение.

До недавнего времени считалось, что основной причиной снижения уровня свойств алюминиевых сплавов является наличие в отливках высокой газовой пористости, что приводит в Al-Si-Mg сплавах, особенно пониженной эвтектичности, к падению временного сопротивления разрыву (σ_B) до 50 %. Понижаются также и эксплуатационные свойства алюминиевых сплавов, особенно жидкотекучесть, износостойкость, гидроплотность, коррозионная стойкость, и повышаются хрупкость и ликвация.

Однако в публикациях последних лет прослеживается мнение о двойственной роли водорода в процессах формирования отливок из алюминиевых сплавов [4]. В первом случае влияние водорода на свойства отливок рассматривается с использованием водорода в качестве легирующего или модифицирующего элемента, в другом - акцентируется внимание на влиянии водородной пористости на механические и эксплуатационные свойства алюминиевых сплавов.

Касаясь первого случая, в работах [3, 5] отмечается, что введение в алюминиевый сплав системы Al-Si-Mg, 0,0008-0,00231 % H в виде гидрида алюминия способствует повышению его временного сопротивления разрыву в деформированном состоянии на 20-40 %. В работах [5-7] показано, что использование наводороженных шихтовых материалов, лигатуры Al+3,2 % Ti при изготовлении сплава АМг10, разных способов обработки расплава и кристаллизации, которые увеличивают содержание водорода в сплаве, способствует изменению количества, формы и характера распределения промежуточных вторичных фаз, уменьшает величину α -зерен, а в силуминах - существенно измельчению кремниевой фазы. Временное сопротивление разрыву сплава АМг10 повышается от 365 до 480 МПа, а относительное удлинение - от 26 до 34 %.

Касаясь второго случая, исследования, проведенные в ФТИМС НАН Украины, свидетельствуют о том, что при наличии 1,5-2,0 % водородной пористости некоторые Al-Si сплавы даже повышают свою пластичность, а обработка водяным паром расплава эвтектического сплава АК12М2 даже снижает коэффициент линейного расширения и способствует дополнительному модифицированию литой структуры, повышая при этом прирост прочности на 25-30 МПа и пластичности на 15-45 % [4, 8]. Эти исследователи экспериментально установили, что водородная пористость в закристаллизованном сплаве может играть и положительную роль (ускоряет время затвердевания отливки, понижает вероятность появления усадочной раковины, утяжин и горячих трещин). В некоторых случаях пористость обработанных водородом алюминиевых сплавов меньше пористости необработанных, определяющим фактором образования пор в данном случае является наличие в расплаве неметаллических включений, особенно дисперсных, с размерами, меньшими ≤ 20 мкм.

Учитывая актуальность данного вопроса и неоднозначность полученных результатов предыдущими исследователями, а также опыт собственных исследований, приняли решение определить эффективность влияния водородной и комплексной обработки на структуру и механические свойства Al-Si-Mg сплава типа АК9, который выбран нами как один из алюминиевых литейных сплавов в качестве материала для изготовления защитной барьерной оболочки емкости для сбережения газообразного водорода.

Методика проведения эксперимента

В качестве объекта исследования в работе был выбран алюминиевокремниевомagneзиевый сплав с содержанием кремния, близкому к промышленному алюминиевому сплаву АК9 (ДСТУ 2839-94). Сплав типа АК9, химический состав которого приведен в таблице, выплавлялся с использованием как первичных, так и вторичных шихтовых материалов.

Химический состав сплава типа АК9

Основные компоненты, %							Примеси, % (не более)				
Al	Si	Mg	Mn	Ti	Zr	Be	Fe	Cu	Cr	Ce	другие
Основа	8,1	1,0	0,25	0,15	0,1	0,12	<0,7	<1,0	<0,1	0,08	0,2

В качестве реагентов, используемых в процессе водородной обработки расплава, было опробовано пять водородосодержащих веществ, содержание водорода в которых колебалось в пределах 3-14 %. Расплав, приготовленный в печи сопротивления СШОЛ 11,0/12-М3 при температуре 1013 ± 10 К (740 ± 10 °С), подвергался водородной обработке в течение 3-5 мин водяным паром или же водным раствором аммиака, а также водородосодержащими веществами (карбамидом и гидридами металлов - AlH_3 , LaAlH_4) в количе-

ствах 0,05-0,5 % от массы расплава. После 10-минутной выдержки расплав сливали в керамический тигель, установленный в термостате, и обрабатывали флюсовой композицией (2,4 % мас), в состав которой входит 16-18 % фторцирконата калия, 2,0-2,5 % бора и 80-82 % измельченной алюминиевобериллиевой лигатуры. Затем расплав при температуре 1003 К (730 °С) заливали в металлический кокиль с целью получения исследуемых образцов (ГОСТ 1583-93), используемых для изучения механических свойств исследуемого сплава.

Химический состав сплава определяли с помощью системы качественного эмиссионного спектрального анализа МФС-8 (ГОСТ 7727-81). Механические испытания стандартных образцов сплава проводили на разрывной машине типа FP 100/1. Металлографическому исследованию подвергались образцы, вырезанные из центральной части стандартных образцов для механических испытаний. В программу исследований были включены образцы сплава в литом состоянии и после термообработки по режиму Тб. Структуру сплава и морфологию фазовых составляющих изучали с помощью световых МИМ-8 и Неофот-21, а также сканирующего (РЭММА) микроскопа.

Результаты исследования

Обработка расплава типа АК9 водяным паром при литье опытных образцов диаметром 12 мм для механических испытаний в металлический кокиль с толщиной стенки 15 мм приводит к повышению временного сопротивления разрыву приблизительно на 12 %, тогда как пластичность сплава почти не изменяется (рис. 1).

Недостаточное изменение пластичности можно объяснить тем, что сплав сложнолегированный и микрогруппировки легирующих элементов в определенной степени препятствуют диффузионному перемещению водорода в жидком металле. Поскольку это так, то, как отмечают авторы работы [4] (которые условно разделяют расплав на две структурных составляющих: комплексы в виде неметаллических включений, окруженных кластерами, внутренние пустоты которых заполнены газом; разупорядоченная зона, занимающая промежуточное пространство между комплексами), в процессе водородной обработки жидкого металла сначала наводораживается разупорядоченная зона, а потом из нее водород диффундирует в твердокластерные комплексы (микрогруппировки). После наводораживания начинается удаление водорода из разупорядоченной зоны в окружающую среду и продолжается его переход в твердокластерные комплексы, но в значительно меньшей степени, поскольку, как упоминалось выше, они являются дополнительным барьером, препятствующим легкому перемещению водорода. Недостаточное содержание водорода в комплексах, по сравнению с бинарными сплавами, приводит к тому, что в процессе кристаллизации концентрация его со стороны жидкой фазы несколько понижается. В середине закристаллизованных каркасов количество пузырьков, сформированных из водорода, который не успел выделиться, существенно уменьшается и, как следствие, зарождается значительно меньше равномерно распределенных междендритных пор, выполняющих роль «функции компенсации» растягивающих напряжений, которые возникают в процессе деформации опытных образцов.

Обработка расплава карбамидом даже в небольших количествах повышает содержание водорода в расплаве. Карбамид, температура плавления которого 406 К (133 °С), в расплаве алюминия разлагается на CO_2 и NH_3 [9, 10]. Газы, которые образовались в результате прохождения обратной реакции, диффундируют на поверхность расплава, способствуя удалению неметаллических включений и выполняя при этом рафинирующее действие.

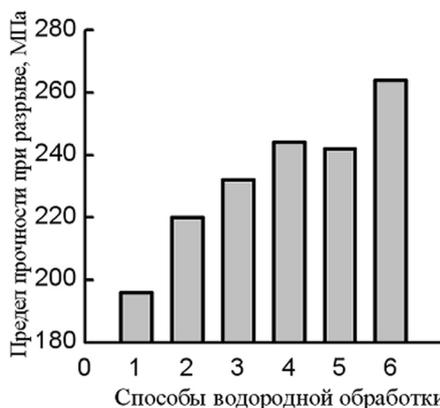


Рис. 1. Предел прочности при разрыве сплава типа АК9 после водородной обработки расплава: 1 - исходный сплав; 2 - водяным паром в течение 3-5 мин; 3 - водным раствором аммиака в течение 3-5 минут; 4 - карбамидом (0,15 %); 5 - гидридом алюминия (0,15 %); 6 - водородосодержащим соединением LaAlH_4 (0,15 %)

Некоторое количество аммиака может при высокой температуре взаимодействовать с жидким алюминием с образованием атомарного водорода, который может оказывать положительное влияние на форму, величину и характер распределения структурных составляющих, выполняя при этом модифицирующее действие. Эффективность такой обработки несколько выше, чем при обработке расплава водяным паром (рис. 1, поз. 4).

Подобная тенденция в изменении механических характеристик сплава прослеживается при обработке его водным раствором аммиака (рис.1, поз. 3).

При обработке расплава гидридом алюминия (AlH_3) при температуре выше 873 К (600 °С) [11] происходит диссоциация с образованием металлического алюминия и атомарного водорода, который может как растворяться в расплаве, так и диффундировать на поверхность металлической ванны. При наличии в расплаве таких легирующих элементов, как Mg, Ti, Cu, Cr, водород, который растворился в жидком металле, может изменять количество, форму и характер распределения промежуточных упрочняющих фаз (Mg_2Si , Al_2CuMg , TiAl_3 и более сложных), а также и других структурных составляющих [3], выполняя при этом положительное влияние на изменение предела прочности при разрыве (рис.1, поз. 5).

При обработке расплава соединением LaAlH_4 в интервале температур 873-1073 К (600-800 °С) [11] образуются металлический лантан и атомарный водород, которые, как упоминалось выше, могут оказывать на расплав как модифицирующее, так и рафинирующее действие. Эффективность процесса наводороживания в данном случае будет значительно больше, чем при обработке расплава водяным паром, поскольку лантан как редкоземельный металл выступает в качестве дополнительного легирующего элемента, упрочняя α -твердый раствор [12], и за счет этого происходит более существенное упрочнение стандартных образцов (рис.1, поз. 6).

Выдержка расплава после водородной обработки и в процессе внепечной обработки жидкого металла флюсовой композицией уменьшает содержание водорода в расплаве [13], что существенно отражается на изменении относительной пористости отливок [4]. В результате внепечной обработки расплава флюсовой композицией фторцирконатом калия дополнительно вносятся металлический цирконий, бор и бериллий, которые содержатся в измельченной алюминиево-бериллиевой лигатуре. Происходит дополнительное модифицирование расплава цирконием, бором и легирование α -твердого раствора бериллием. Цирконий как эффективный модификатор при наличии в расплаве бериллия нейтрализует его отрицательное влияние на формирование и увеличение числа стойких зародышей и тем самым препятствует укрупнению зерна сплава [14].

Бор в составе двойных или тройных лигатур является очень сильным измельчителем зерна отливок даже при наличии его в сплаве в сотых долях процента [15].

Бериллий как поверхностно-активный металл может проявлять двойную роль в расплаве, который кристаллизуется. Он оказывает модифицирующее влияние на морфологию формирования кремния и железосодержащей фазы (Al_2Fe_3), уменьшая роль последних как концентраторов напряжений [16]. Железосодержащая фаза в присутствии бериллия кристаллизуется в форме компактных кристаллов интерметаллического соединения типа AlBeFe . Кроме того, бериллий защищает сплав от контакта с окружающей средой: защитная пленка имеет отношение молекулярного объема пленки к атомному объему металла, из которого она возникла, больше единицы и поэтому характеризуется высокой стойкостью и плотностью. Анализ структуры показал, что в алюминиевокремниевых сплавах, которые не содержат бериллия, кристаллы кремния окружены сплошной сеткой плотных оксидных образований, тогда как в сплавах, которые содержат 0,3 % Be, они практически отсутствуют [17].

Применение внепечной обработки расплава флюсовой композицией способствует повышению прочности литых заготовок. Совмещение внепечной и водородной обработки (комплексная обработка расплава) приводит к повышению предела прочности отливок при использовании всех вышеперечисленных водородосодержащих веществ (рис. 2).

Применение термической обработки сплава типа АК9 по режиму Т6 с использованием ступенчатой закалки (Т4-480 °С, 2 ч + 510 °С, 2 ч + 525 °С, 6 ч) и искусственного старения (160 °С, 2 ч + 170 °С, 6 ч) приводит к незначительному повышению предела прочности при

разрыве (σ_B) отливок при почти неизменном их относительном удлинении. Наиболее существенное повышение прочности ($\sigma_B = 285-310$ МПа) наблюдается в сплаве, который прошел водородную обработку соединением $LaAlH_4$ и внепечную с использованием флюсовой композиции, а наименьшее - в сплаве после водородной обработки водным раствором аммиака и внепечной флюсовой композицией ($\sigma_B = 268-275$ МПа). Результаты исследования прочности сплава типа АК9 (рис. 3) показали, что его предел прочности при разрыве после термообработки Т6 с учетом различных способов комплексной обработки расплава не повышается более чем на 15 %.

Изменение механических свойств сплава после приведенных способов активного воздействия на расплав и термической обработки по режиму Т6 тесно связано с изменением микроструктуры исследуемых образцов в литом и термообработанном состояниях. Изменение дисперсности структурных составляющих алюминиевой матрицы в зависимости от способа водородной и комплексной обработки расплава было изучено на шлифах при увеличении в пределах 150-200 раз.

При анализе микроструктуры использовали стандартный метод определения величины зерна (дендритов α -твердого раствора) и средних размеров интерметаллидных фаз (ГОСТ 5639-82). Результаты определения среднего размера дендритов α -твердого раствора показали, что после водородной обработки расплава размер зерна изменяется от 160-190 до 120-140 мкм, тогда как при использовании комплексной обработки величина последних уменьшается почти до 90-100 мкм. Такая же тенденция прослеживается и относительно средних размеров первичных фаз, величина которых после водородной обработки уменьшается от 70-90 до 30-45 мкм, тогда как после проведения комплексной обработки величина их уменьшается от 70-90 до 15-20 мкм.

Микроструктура исходного сплава типа АК9 в литом состоянии характеризуется наличием дендритов α -твердого раствора как в разветвленной и вытянутой, так и более компактной сферической форме, которые занимают приблизительно 65-70 % площади шлифа, причем отношение вытянутых дендритов к компактным составляет приблизительно как 1:1. Строение эвтектики ($\alpha+Si$) характеризуется вытянутыми иглообразными ламелями и напоминает паукообразные разветвления с наличием рядом с ними частичек интерметаллидных фаз средней дисперсности, возможно именно фаз Mg_2Si , $TiAl_3$ и более сложных типа $AlFeSiMn$ (рис. 4, а). Такой характер микроструктуры не способствует упрочнению сплава и его предел прочности при разрыве не превышает 200-220 МПа.

Наводораживание расплава путем обработки жидкого металла водяным паром в течение 3-5 мин незначительно изменяет количество, форму и характер распределе-

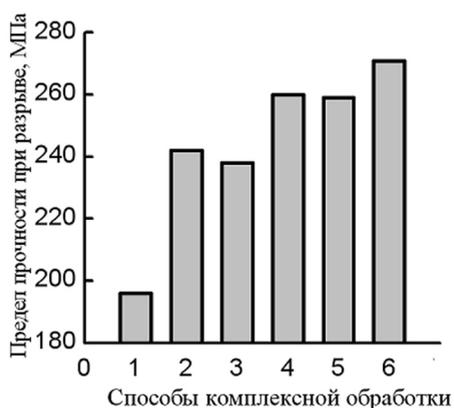


Рис. 2. Предел прочности при разрыве сплава типа АК9 после комплексной обработки расплава: 1 - исходный сплав; 2 - водяным паром в течение 3-5 мин и флюсовой композицией (2,4 %); 3 - водным раствором аммиака в течение 3-5 мин и флюсовой композицией (2,4 %); 4 - карбамидом (0,15 %) и флюсовой композицией (2,4 %); 5 - гидридом алюминия (0,15 %) и флюсовой композицией (2,4 %); 6 - водородосодержащим соединением $LaAlH_4$ (0,15 %) и флюсовой композицией (2,4 %)

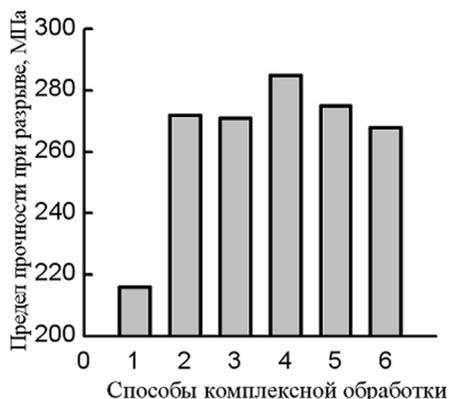
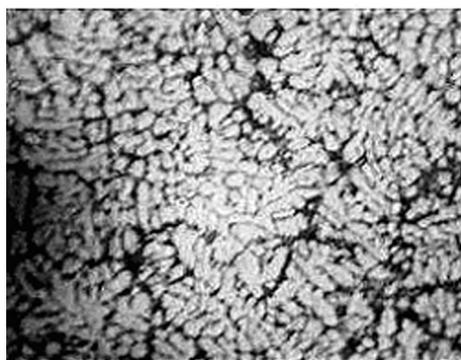
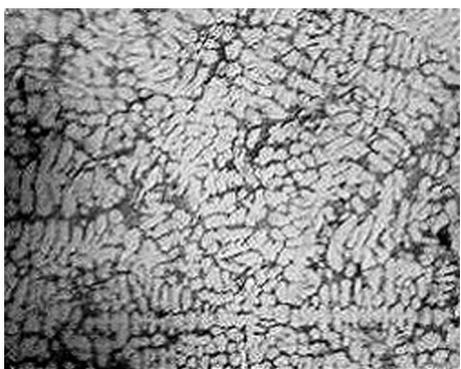


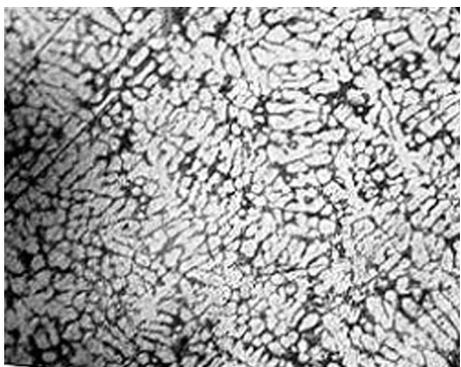
Рис. 3. Предел прочности при разрыве сплава типа АК9 после комплексной и термической обработки (Т6): 1 - исходный сплав; 2 - водяным паром в течение 3-5 мин и флюсовой композицией (2,4 %); 3 - гидридом алюминия (0,15 %) и флюсовой композицией (2,4 %); 4 - водородосодержащим соединением $LaAlH_4$ (0,15 %) и флюсовой композицией (2,4 %); 5 - карбамидом (0,15 %) и флюсовой композицией (2,4 %); 6 - водным раствором аммиака в течение 3-5 мин и флюсовой композицией (2,4 %)



a
004



б
003



в
002

Рис. 4. Структура сплава типа АК9 в исходном состоянии (*a*), после обработки водяным паром (*б*) и после внепечной флюсовой композицией (*в*), $\times 150$

ния структурных составляющих алюминиевой матрицы. В площади шлифа эвтектика уже формируется в менее вытянутой форме, паукообразное разветвление кремниевой фазы не так ярко выражено, дендриты α -твердого раствора и интерметаллидные фазы находятся в более компактной форме, хотя площадь последних в масштабе шлифа практически не меняется (рис. 4, *б*). Незначительное изменение структурных составляющих, особенно кремниевой фазы, способствует некоторому повышению прочностных характеристик сплава.

Последующая внепечная обработка расплава флюсовой композицией приводит к более существенному измельчению структурных составляющих алюминиевой матрицы и, следовательно, к повышению механических характеристик сплава. В площади шлифа отсутствует паукообразное разветвление кремниевой фазы, эвтектика ($\alpha + \text{Si}$) более существенно измельчается и приобретает более компактную и менее вытянутую форму. Включения интерметаллидных фаз, которые выделяются по границам зерен в округлой форме, характеризуются некоторым изменением величины с приобретением более выраженной компактности (рис. 4, *в*).

Такая же закономерность в изменении структуры сплава прослеживается после обработки его карбамидом в плавильной емкости и флюсовой композицией в ковше непосредственно перед разливкой. Микроструктура данного сплава характеризуется также определенной дисперсностью структурных составляющих, особенно заметно модифицирующее действие проявляется в измельчении алюминиевокремниевой эвтектики.

Обработка расплава гидридами металлов, особенно содержащих редкоземельные металлы (РЗМ), приводит к более существенному измельчению структуры закристаллизованного сплава. Микроструктура сплава после водородной обработки водородосодержащим соединением LaAlH_4 характеризуется еще более выраженной дисперсностью как дендритов α -твердого раствора и интерметаллидных включений, так и

ламелей эвтектики ($\alpha + \text{Si}$), равномерно распределенных в площади шлифа (рис. 5, *a-v*). Эффективность процесса наводороживания в данном случае, в сравнении с двумя предыдущими, усиливается дополнительно легирующим редкоземельным металлом лантаном, который, как и большинство других РЗМ, при их содержании в сплаве в количествах 0,1-0,2 % уменьшает коэффициент диффузии водорода и повышает предел прочности при разрыве исследуемых образцов [12]. Применение внепечной обработки расплава флюсовой композицией способствует дальнейшему диспергированию структуры. Эвтектика

и интерметаллидные включения равномерно рассредотачиваются в алюминиевой матрице, что, естественно, приводит к более существенному повышению прочности сплава.

Выводы

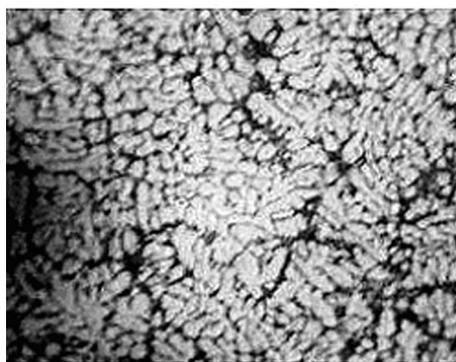
Результаты приведенных исследований подтверждают, что водород, который вносится в расплав алюминия с применением водородосодержащих соединений, может использоваться в качестве легирующего элемента, оказывая положительное влияние на изменение структуры и механических характеристик сплава типа АК9.

Установлено, что водородная обработка расплава вышеприведенными реагентами способствует повышению механических характеристик сплава, в частности, предела прочности при разрыве на 12-30 %.

Применение комплексной обработки расплава способствует более существенному повышению механических характеристик сплава. Особенно это заметно при использовании водородной обработки соединением LaAlH_4 и внепечной флюсовой композицией, содержащей фторцирконат калия, бор и измельченную алюминиевобериллиевую лигатуру.

Применение ступенчатой термической обработки по режиму Т6 приводит к незначительному повышению предела прочности сплава. Наиболее существенное повышение прочности ($\sigma_B = 285\text{-}310$ МПа) сплава наблюдается после водородной обработки соединением LaAlH_4 и внепечной флюсовой композицией.

Изменение механических характеристик сплава напрямую зависит от изменения его структуры, которая состоит из двух основных фазовых составляющих - дендритов α -твердого раствора и ламелей эвтектики ($\alpha + \text{Si}$). Дендриты α -твердого раствора в исходном сплаве находятся в разветвленной и вытянутой формах, строение эвтектики характеризуется вытянутыми иглообразными образованиями, которые напоминают паукообразное разветвление с наличием рядом с ними частичек интерметаллидных фаз средней дисперсности. Микроструктура сплава после комплексной обработки, особенно с применением водородосодержащего соединения LaAlH_4 , характеризуется ярко выраженной дисперсностью как дендритов α -твердого раствора и интерметаллидных включений, так и эвтектики ($\alpha + \text{Si}$), равномерно распределенной в алюминиевой матрице.



a
004



б
007



в
010

Рис. 5. Структура сплава типа АК9 в исходном состоянии (*a*), после обработки соединением LaAlH_4 (*б*) и внепечной флюсовой композицией (*в*), $\times 150$



Список литературы

1. *Грабовский В. М., Крентюк Я. В., Федченко Н. А.* Улучшение качества алюминиевого сплава АК9_ц в результате комплексной обработки // Процессы литья. - 2006. - № 3. - С. 31-37.
2. *Афанасьев В. К., Попова М. В.* Применение водорода для получения необходимых свойств алюминиевых сплавов // Водородное материаловедение и химия гидридов металлов: Тез. докл. - Крым: Украина, 2005. - С. 243-245.
3. *Афанасьев В. К., Попова М. В., Прудников А. М.* Водород – легирующий элемент алюминиевых сплавов // Изв. вузов. Чер. металлургия. - 2005. - № 6. - С. 36-40.
4. *Котлярский Ф. М., Борисов Г. П.* О двойственной роли водорода в процессах формирования отливок из алюминиевых сплавов // 50-лет в Академии наук Украины: ИЛП, ИПЛ, ФТИМС. - Киев: Процессы литья, 2008. - С. 425-461.
5. *Афанасьев В. К., Попова М. В., Афанасьева И. Н.* Водород и свойства сплавов алюминия с кремнием. - Абакан: Хакаское изд-во, 1998. - 192 с.
6. *Никитин В. И.* Наследственность в литейных сплавах. - Самара: СГТУ, 1995. - 248 с.
7. *Попова М. В.* Легирование силуминов водородом, фосфором и фтором для получения сплавов с малым тепловым расширением // Металлургия машиностроения. - 2002. - № 6. - С. 30-32.
8. *Борисов Г. П.* О роли водорода в формировании структуры и свойств алюминиевых сплавов // Там же. - 2005. - № 5. - С. 11-20.
9. *Рибак В. М., Иванченко Д. В.* Вплив карбаміду на вміст водню, азоту та вуглецю в алюмінієвому сплаві АК7 // Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра. - Київ: НТУУ «КПІ», 2008. - С.181-183.
10. *Рибак В. М., Чернега Д. Ф.* Вплив водню на структуру та властивості алюмінієвих сплавів // Там же. - Київ: НТУУ «КПІ», 2008. - С. 117-125.
11. *Антонова М. М.* Свойства гидридов металлов: Справочник. - Киев: Наук. думка, 1987. - 128 с.
12. *Кудь П. Д.* Использование стружки и повышение свойств поршневых алюминиевых сплавов: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. - Киев, 1987. - 24 с.
13. *Чернега Д. Ф., Кудь П. Д., Сороченко В. Ф.* Внепечная обработка расплава АК12М2 // Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра. - Київ: НТУУ «КПІ», 2008. - С. 103-109.
14. *Постников Н. С.* Высокогерметичные алюминиевые сплавы. - М.: Металлургия, 1972. - 160 с.
15. *Бондарев Б. Н., Напалков В. И., Тарарышкин В. И.* Модифицирование алюминиевых деформируемых сплавов. - М.: Металлургия, 1979. - 224 с.
16. *Алиева С. Г., Альтман М. Б., Амбарцумян С. М.* Промышленные алюминиевые сплавы: Справочник. - М.: Металлургия, 1984. - 528 с.
17. *Добаткин В. И., Габидуллин Р. М., Колачев В. А.* Газы и окислы в алюминиевых деформируемых сплавах. - М.: Металлургия, 1976. - 262 с.

Поступила 24.04.2009

удк 669.18

В. Б. Охотский

Национальная металлургическая академия Украины, Днепропетровск

ЭМУЛЬГИРОВАНИЕ ШЛАКА В МЕТАЛЛ В СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ПРОЦЕССАХ. ПРОДУВКА

Определены условия эмульгирования шлака в металл, размер капель шлака и скорость их всплывания при продувке конвертерной и мартеновской ванны.

Визначено умови емульгування шлаку в метал, розмір краплин шлаку та швидкість їх спливання при продуванні конвертерної та мартенівської ванни.