

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

ООО "Фолиум" (Москва)

Номер: **6 (804)** Год: **2022**

Название статьи	Стр.	Цит.
ТЕРМИЧЕСКАЯ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА		
☐ ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ И ХЛАДОСТОЙКОСТИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 12ГБА ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКИМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ <i>Сергеев С.Н., Сафаров И.М., Галеев Р.М., Гладковский С.В.</i>	3-9	0
АЛЮМИНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ		
☐ ВОЗДЕЙСТВИЕ ВОДОРОДА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА С 15 % КРЕМНИЯ <i>Афанасьев В.К., Попова М.В., Прудников А.Н.</i>	10-16	0
☐ СТРУКТУРА СПЛАВА АК10М2Н ПОСЛЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЕМ <i>Аксёнова К.В., Загуляев Д.В., Клопотов А.А., Иванов Ю.Ф., Устинов А.М., Якупов Д.Ф.</i>	17-23	0
АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ, ПОРОШКОВЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ		
☐ ВЛИЯНИЕ SiC НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЛИТЬЯ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ <i>Кумар Шарма С., Кумар Саксена К., Кумар Н.</i>	24-28	0
ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И ПОКРЫТИЯ		
☐ МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ НАПЛАВЛЕННОГО СЛОЯ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ СИСТЕМЫ Fe - C - Si - Mn - Cr - Ni - Mo - V <i>Осетковский И.В., Юнусов А.М., Козырев Н.А., Михно А.Р., Комаров А.А.</i>	29-35	0
☐ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТВЕРДОГО СПЛАВА ВК10КС ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОИСКРОВОЙ ОБРАБОТКИ <i>Осколкова Т.Н., Симачёв А.С.</i>	36-39	0
СВАРНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ		
☐ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ЗОН С ПОНИЖЕННОЙ ТВЕРДОСТЬЮ В СВАРНОМ СОЕДИНЕНИИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ <i>Шевченко Р.А., Юрьев А.Б., Козырев Н.А., Михно А.Р.</i>	40-46	0
СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ		
☐ СБОРКА СТРУКТУРНОГО ТИПА R₂T₁₇ ИЗ УНИВЕРСАЛЬНОЙ СТРОИТЕЛЬНОЙ ЕДИНИЦЫ <i>Талис А.Л., Крапошин В.С., Эверстов А.А.</i>	47-51	0
КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ И МАТЕРИАЛОВ		
☐ ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ТЕРМОУПРОЧНЕННЫХ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ ПРОИЗВОДСТВА АО "ЕВРАЗ ЗСМК" <i>Уманский А.А., Головатенко А.В., Симачев А.С., Думова Л.В.</i>	52-58	0
☐ ПРИРОДА ВНУТРЕННИХ ДЕФЕКТОВ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ ПРОИЗВОДСТВА АО "ЕВРАЗ ЗСМК", ВЫЯВЛЯЕМЫХ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ КОНТРОЛЕ В ПОТОКЕ СТАНА <i>Уманский А.А., Симачев А.С., Головатенко А.В., Думова Л.В.</i>	59-64	0

Воздействие водорода на структуру и свойства заэвтектического силумина с 15 % кремния

В. К. АФАНАСЬЕВ, д-р техн. наук, М. В. ПОПОВА, д-р техн. наук, А. Н. ПРУДНИКОВ, д-р техн. наук

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия (in_afanaseva@mail.ru; m.popova@rdtc.ru; a.prudnikov@mail.ru)

Исследовано влияние водородной обработки расплава на морфологические особенности структуры, а также физические и механические свойства заэвтектического сплава Al – 15 % Si в литом и деформированном состоянии. Проведена водородная обработка расплава различными способами: влажным асбестом; в атмосфере водяного пара; продувкой водородом, полученным разложением щелочи алюминием. Осуществлена пластическая деформация слитков путем свободнойковки и прокатки. Изучена микроструктура сплава методами металлографического, электронно-микроскопического, рентгеноструктурного, дилатометрического анализов. Измерены плотность и микротвердость сплава. Определено содержание атомарного водорода в сплаве методом вакуум-нагрева. Показано, что водородная обработка улучшает параметры структуры и деформируемость литого сплава Al – 15 % Si, а после деформации повышает его прочность в 1,3 – 1,4 раза и уменьшает температурный коэффициент линейного расширения.

Ключевые слова: заэвтектический силумин; водород; микроструктура; эвтектика; кристаллы кремния; прочность.

ВВЕДЕНИЕ

Силумины заэвтектического состава довольно широко используются в современном машиностроении, прежде всего как материалы для изготовления поршней двигателей внутреннего сгорания автомобилей, а также в прецизионном приборостроении для изготовления деталей, от которых требуется высокая размерная стабильность в широком диапазоне температур [1 – 5]. Это объясняется благоприятным сочетанием технологических и эксплуатационных свойств силуминов: высокой жидкотекучестью, малой линейной усадкой, хорошими свариваемостью и обрабатываемостью резанием. Кроме того, сплавы обладают малой плотностью, относительно высоким модулем упругости, низким температурным коэффициентом линейного расширения (ТКЛР), повышенной износостойкостью, а также низкой стоимостью [6 – 9]. Однако заэвтектические силумины относятся к материалам, структура и свойства которых весьма существенно зависят от условий выплавки и последующей обработки. В основном такие силумины используют как литейные сплавы, так как изготовление из них деталей методами обработки давлением затруднено из-за наличия в структуре грубых первичных кристаллов кремния, резко снижающих технологическую пластичность и механические характе-

ристики [10]. Действенным методом улучшения параметров структуры и комплекса свойств силуминов является модифицирование [11]. Для силуминов заэвтектического состава, содержащих более 13 % Si, обычно используют многокомпонентные модификаторы или модифицирующие смеси, так как необходимо воздействовать не только на кремний, входящий в состав эвтектики ($\alpha + \text{Si}$), но и на кристаллы первичного кремния (КПК) [12 – 19]. Для модифицирования эвтектического кремния используют модификаторы I рода, для первичного кремния — II рода, что и обуславливает сложный состав и механизм действия модификаторов. Однако до настоящего времени не создано единой теории модифицирования, поэтому продолжается поиск новых составов модификаторов, позволяющих улучшить структуру и повысить уровень физических и механических свойств высококремнистых силуминов [20].

Имеется большое количество научных публикаций, подтверждающих активное участие водорода в формировании структуры и технологических свойств алюминиевых сплавов, получаемых различными способами [21 – 24]. В ранее проведенных исследованиях нами было показано, что введение водорода в Al – Si-сплавы позволяет совместить различные механизмы модифицирования и обеспечить комплексное модифицирующее воздействие на структу-

ру заэвтектических силуминов [25 – 27]. Однако слабо изученным остается вопрос о влиянии способов и режимов наводороживания расплава на параметры микроструктуры заэвтектических силуминов и их свойства в литом и деформированном состоянии.

Цель настоящей работы — исследование воздействия обработки расплава водородом на морфологию, размеры и характер распределения структурных составляющих заэвтектического сплава Al – 15 % Si, а также на его физические и механические свойства в литом и деформированном состоянии.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Для изготовления отливок из опытного сплава использовали технически чистые алюминий А7 и кремний Кр0. Выплавку проводили в лабораторных печах сопротивления шахтного типа СШОЛ с карбидокремниевыми нагревателями в тиглях из нержавеющей стали, на поверхность которых нанесена огнеупорная краска. Для реализации процессов наводороживания жидкого металла использовали различные виды водородной обработки расплава: влажным асбестом; в атмосфере водяного пара; продувкой водородом, полученным разложением щелочи алюминием. Оптимальные температурно-временные режимы обработки расплава были выбраны на основании ранее проведенных исследований [28].

Обработку расплава влажным асбестом проводили при 780 °С в течение 10 – 15 мин. Выдержку в атмосфере водяного пара осуществляли при 920 °С в течение 10 мин. Продувку водородом, получаемым при взаимодействии алюминия и щелочи (NaOH) в реакционной колбе лабораторной установки, проводили при 900 °С, 10 мин. После всех видов обработки и выдержки расплава в течение 5 мин снимали шлак с зеркала жидкого металла и заливали в холодный алюминиевый кокиль (скорость охлаждения ~ 50 – 80 °С/с). Температура заливки равнялась температуре обработки расплава. Масса опытных кокильных отливок 0,7 – 1,0 кг, а масса слитков прямоугольного сечения для получения деформированных заготовок 1,0 – 3,5 кг.

Пластическую деформацию слитков осуществляли путем свободнойковки и прокатки. Прокатку проводили на лабораторном одноклетьевом двухвалковом реверсивном стане с диаметром валков 130 мм и скоростью прокатки 0,5 м/с. Обжатие за проход, количество проходов и суммарное обжатие изменялось в зависимости от структуры и свойств сплавов. Исходная толщина заготовок 15 – 30 мм, конечная толщина 1 – 3 мм. Суммарная степень обжатия при прокатке 94 %. Термическая обработка сплавов, проводимая на разных этапах эксперимента, включала в себя смягчающий отжиг литых заготовок, нагрев под деформацию и промежуточный отжиг, отжиг дефор-

мированных образцов, а также их закалку (530 °С, 1 ч, вода) с последующим старением (160 °С, 10 ч, охлаждение на воздухе). Температура нагрева при отжиге и деформации сплавов была примерно одинаковой и составляла 500 °С. Нагрев образцов проводили в печах типа СНОЛ. Контроль температуры осуществляли с помощью термопары хромель – алюминель.

Микроструктуру сплавов изучали в литом состоянии и после пластической деформации. Структуру слитков исследовали на микрошлифах, вырезанных из поперечных темплетов на равной высоте от донной части слитка. Структуру деформированных полуфабрикатов изучали на шлифах, вырезанных как в продольном, так и в поперечном направлениях к направлению деформации. Для микроструктурного анализа сплавов использовали световой микроскоп OLYMPUS GX-51 с программным обеспечением фирмы СИАМС, а также сканирующий электронный микроскоп Carl Zeiss EVO 50 XVP с микроанализатором типа X-ACT. Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре Shimadzu XRD-6000. Содержание атомарного водорода определяли на лабораторной установке В-1 методом вакуум-нагрева в соответствии с ГОСТ 21132.1–98.

Испытания на статическое растяжение при комнатной температуре проводили на разрывной машине УММ-5 с использованием цилиндрических и плоских образцов по ГОСТ 1497–84. Из деформированных заготовок образцы вырезали вдоль направления деформации. Плотность определяли методом гидростатического взвешивания с помощью аналитических весов АДВ-200М. Микротвердость структурных составляющих измеряли на цифровом микротвердометре модели HVS-1000А и полуавтоматическом микротвердометре Wolpert Group 402 MVD в соответствии с требованиями ГОСТ 9450–76. Тепловое расширение сплавов изучали с помощью фоторегистрирующего дифференциального оптического dilatометра системы Шевенара в интервале температур 20 – 450 °С. ТКЛР рассчитывали методом касательных. Суммарная погрешность его определения составляла $\pm 0,10 \cdot 10^{-6}$ 1/°С.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Сравнительный качественный и количественный металлографический анализ показал, что в зависимости от способа водородной обработки структура сплава Al – 15 % Si может улучшиться существенным образом (рис. 1, см. обл.; табл. 1). Микроструктура сплава обычного приготовления (рис. 1, а) представляет собой эвтектику игольчатого строения, средние по размеру КПК полиэдрической формы и дендриты α -твердого раствора, появление которых обусловлено неравновесными условиями кристалли-

Таблица 1. Содержание водорода и параметры микроструктуры сплава Al – 15 % Si после обработки расплава водородом

Обработка расплава	Морфология эвтектики	V_3 , %	$D_{ЭК}$	$D_{КПК}$	D_α	[Н], см ³ /100 г металла
			мкм			
Без обработки	Крупноигльчатая, слабо-модифицированная	47	30 – 60	80 – 120	210 – 440	0,3
Влажным асбестом	Среднеигльчатая, частично модифицированная	53	12 – 50	70 – 100	180 – 320	0,9
Выдержка в атмосфере водяного пара	Мелкозернистая, модифицированная	67	3 – 5	45 – 50	100 – 150	1,3
Продувка водородом	Мелкозернистая, модифицированная	92	0,5 – 2,0	5 – 10	—	1,6

Примечание. Кристаллизацию расплава проводили в холодном алюминиевом кокиле.

Обозначения: Исх. — исходное состояние (после выплавки); V_3 — объемная доля эвтектики; $D_{ЭК}$, $D_{КПК}$ и D_α — размеры частиц эвтектического кремния, кристаллов первичного кремния и дендритов α -твердого раствора соответственно; [H] — содержание водорода на 100 г металла.

зации. Содержание атомарного водорода в исходном сплаве составляло 0,3 см³/100 г (табл. 1).

Обработка расплава влажным асбестом, увеличивающая содержание диффузионно-подвижного водорода в сплаве до 0,9 см³/100 г, способствует измельчению частиц эвтектического кремния с сохранением их игльчатой формы, а также уменьшению размеров ветвей дендритов α -твердого раствора (рис. 1, в, з). Кроме того, происходит некоторое уменьшение размеров КПК, а также увеличение объемной доли эвтектики от 47 до 53 % (табл. 1). Более эффективными способами модифицирования структуры являются выдержка расплава в атмосфере водяного пара и продувка расплава водородом, увеличивающие содержание диффузионно-подвижного водорода в сплаве до 1,3 и 1,6 см³/100 г соответственно. Однако при этом не происходит порообразования, т.е. водород при кристаллизации расплава практически весь переходит в твердый раствор. Оба эти способа введения водорода в расплав обеспечивают измельчение как эвтектического, так и первичного кремния в структуре сплава Al – 15 % Si (рис. 1, д, ж). При этом они оказывают влияние на объемную долю и морфологию структурных составляющих (табл. 1). После выдержки расплава в атмосфере водяного пара в структуре заэвтектического силумина наблюдается эвтектика только мелкозернистого строения, объемная доля которой увеличивается от 53 до 67 %. В данном случае оптимальным способом модифицирования является продувка расплава водородом (рис. 1, ж, з). Такой способ введения водорода в расплав способствует резкому уменьшению размеров как эвтектического кремния, так и КПК. При этом объемная доля эвтектики увеличивается от 47 до 92 %, объемная доля первичных кристаллов кремния уменьшается от 19,8 до 8,0 %, но дендриты α -твердого раствора не образуются, несмотря на неравновесные условия

кристаллизации. Таким образом, продувка расплава водородом позволяет получить микроструктуру, состоящую преимущественно из эвтектики тонкого строения и КПК полиэдрической и неправильной геометрической формы, присутствующих в основном в периферийной зоне слитка в небольшом количестве.

Тонкая структура исходного и наводороженного сплава Al – 15 % Si показана на рис. 2. При увеличении $\times 1000$ отчетливо видно, что после продувки расплава водородом в течение 10 мин частицы кремния имеют сферическую форму и гораздо меньшие размеры (2 – 10 мкм), чем после литья. Наблюдается также их равномерное распределение по объему сплава (рис. 2, г, д, е).

Эффект одновременного измельчения эвтектического и первичного кремния связан с присутствием диффузионно-подвижного водорода (1,6 см³/100 г), воздействие которого приводит не только к увеличению числа центров кристаллизации, но и затрудняет рост первичных кристаллов кремния. Это можно объяснить с помощью разработанного нами ранее механизма формирования выделений кремнистой фазы при кристаллизации заэвтектических силуминов в присутствии водорода [28]. В расплавленном алюминии содержится связанный и свободный кислород, образованный в результате частичного разложения Al₂O₃. При растворении кремния в жидком алюминии в расплав поступает значительное количество водорода и азота, содержащихся в кремнии. Следовательно, расплав бинарных силуминов можно рассматривать как сложную систему Al – Si – H – O – N. Наиболее подвижным элементом в этой системе является водород, коэффициент диффузии которого на несколько порядков больше, чем у других элементов внедрения (N и O). Водород при затвердевании расплава входит в состав твердых растворов

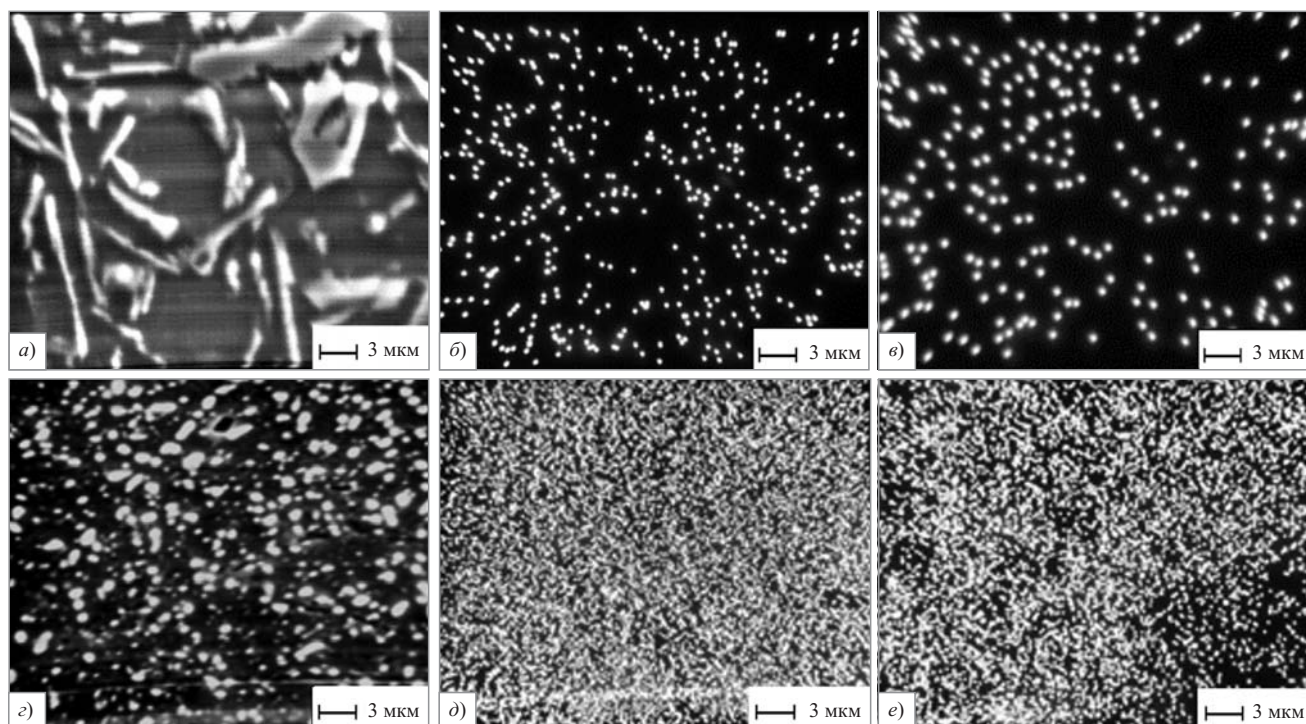


Рис. 2. Микроструктура (*а, з*), распределение алюминия (*б, д*) и кремния (*в, е*) в сплаве Al – 15 % Si, полученном без наводороживания (*а – в*) и после продувки расплава водородом (*з – е*)

внедрения, но даже при незначительных флуктуациях температуры образует в расплаве водородные сегрегации или обогащенные водородом кластеры. Повышение концентрации атомов водорода является причиной ослабления сил взаимодействия атомов матрицы. Такое ослабление приводит к активации фазовых переходов, т.е. водород облегчает образование новых фаз. Таким образом, при охлаждении расплава силумина участки с повышенным содержанием водорода становятся местами зарождения и роста кремнистой фазы, так как именно в эти участки происходит направленная диффузия кислорода, азота и кремния — элементов, менее подвижных, чем водород [28].

С учетом того, что водород является поверхностно-активным элементом, его влияние на формирование структуры силуминов при кристаллизации связано не только с увеличением числа центров кри-

сталлизации, но и с замедлением скорости роста кристаллов кремния. При движении фронта кристаллизации растущего кристалла из-за разности растворимости в жидком и твердом состоянии (более чем в 10 раз) водород оттесняется в пограничные слои жидкости и скапливается на гранях растущего кристалла. Такое поведение водорода затрудняет подвод атомов или микрогруппировок кремния, необходимых для дальнейшего роста кристалла; при этом уменьшается скорость роста кристаллов кремния [28].

Установлено, что продувка расплава водородом способствует уменьшению плотности и повышению твердости алюминиевого сплава, а также повышению микротвердости КПК. После наводороживания плотность сплава уменьшается от 2639 до 2603 кг/м³ (табл. 2).

Методом рентгенофазового анализа установлено, что продувка расплава водородом не приводит к об-

Таблица 2. Физические свойства сплава Al – 15 % Si после обработки расплава водородом

Обработка расплава	ρ , кг/м ³	HV	HV , кгс/мм ²			$d_{\text{суб}}$, нм	$\bar{a}$, нм	
			КПК	ДТР	ЭК		Si	Al
Без обработки	2639	80	418	42	55	62 ± 2	$0,542 \pm 0,001$	$0,404 \pm 0,001$
Продувка водородом	2603	87	462	—	56	58 ± 2	$0,5423 \pm 0,001$	$0,4048 \pm 0,001$

Обозначения: ρ — плотность; КПК — кристаллы первичного кремния; ДТР — дендриты твердого раствора; ЭК — эвтектический кремний; $d_{\text{суб}}$ — размер субзерен алюминия; $\bar{a}$ — средний период решетки элемента в твердом растворе.

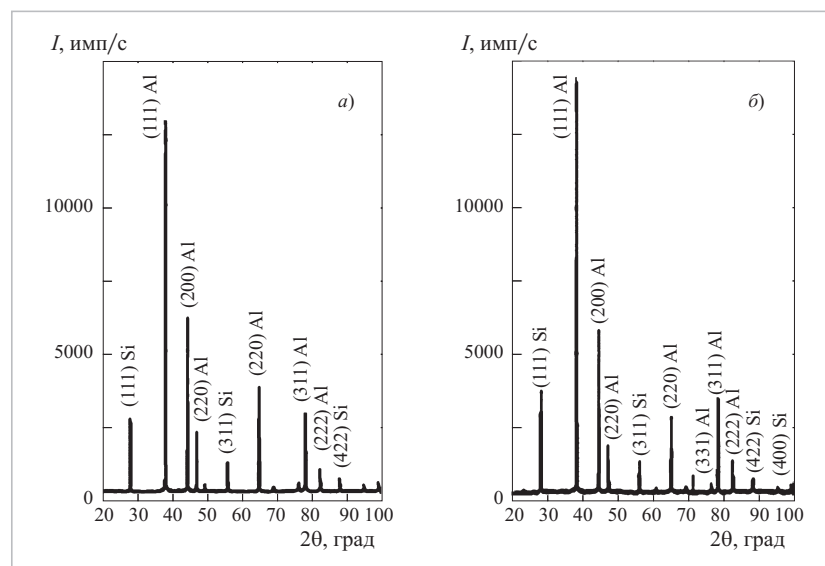


Рис. 3. Дифрактограммы сплава Al – 15 % Si без наводороживания (а) и после продувки расплава водородом (б)

разованию новых кристаллических фаз, что подтверждает эффект модифицирующего действия водорода. Сильные отражения по своему положению в экспериментальной дифракционной картине соответствуют положениям дифракционных пиков алюминия. Наличие кремнистой фазы установлено в меньшем количестве. Помимо пиков, соответствующих указанным фазам, на дифрактограмме не обнаружено других отражений (рис. 3).

Рентгеноструктурные исследования показали, что продувка расплава водородом в течение 10 мин приводит к увеличению периода решетки α -твердого раствора от 0,4044 до 0,4048 нм и уменьшению размеров мозаичных блоков когерентного рассеяния

(субзерен) алюминия (табл. 2). Таким образом, можно утверждать, что водород не только образует пересыщенный твердый раствор внедрения, но и способствует формированию тонкой субзеренной структуры, что является дополнительным модифицирующим фактором, обеспечивающим повышение механических свойств сплава Al – 15 % Si.

Структурные изменения, обусловленные водородной обработкой расплава, увеличивают технологическую пластичность сплава Al – 15 % Si, что позволяет осуществить его пластическую деформацию с большими степенями ($\varepsilon = 90 - 94 \%$) и завершить горячую деформацию холодным подкатом.

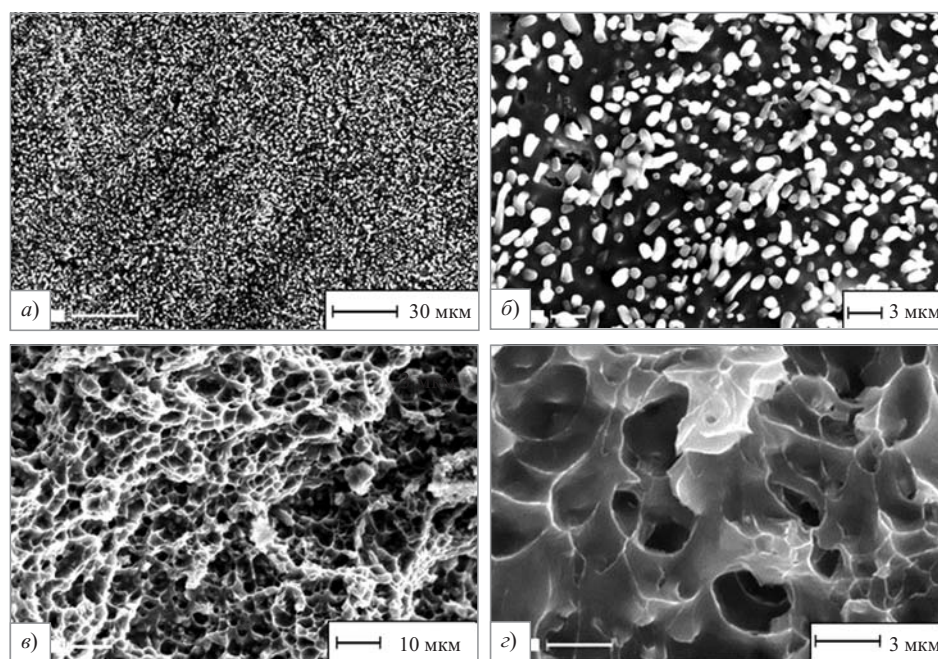


Рис. 4. Микроструктура (а, б) и фразограммы (в, г) деформированного сплава Al – 15 % Si, полученного с продувкой расплава водородом (СЭМ)

Таблица 3. Механические свойства сплава Al – 15 % Si после различной обработки

Обработка	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ
	МПа		%	
Литье с продувкой расплава водородом	166	112	2,4	10,6
Прокатка	240	160	2,2	—
Прокатка + отжиг при 500 °С, 10 ч, охлаждение с печью	185	122	8,1	21,8
Прокатка + закалка от 530 °С (1 ч) в воде	246	165	0,5	—
Прокатка + закалка от 530 °С (1 ч) в воде + старение при 160 °С, 10 ч	251	169	1,5	9,4

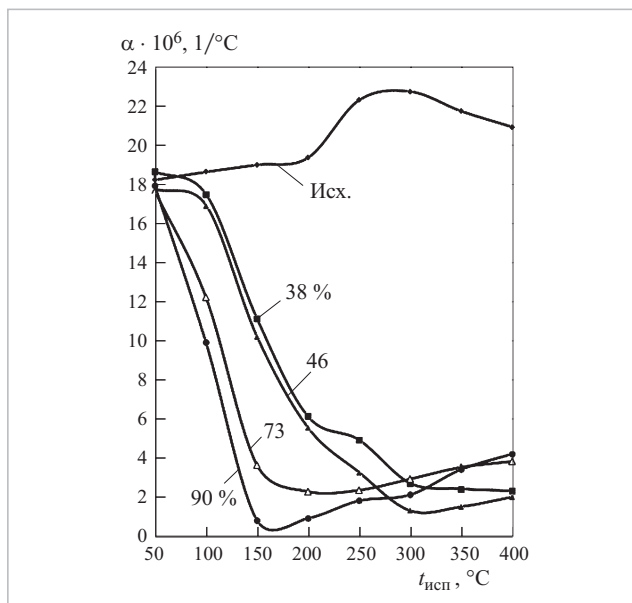
Металлографический и фрактографический анализы показали, что после холодной прокатки со степенью $\varepsilon = 94\%$ структура исследованного сплава характеризуется высокой дисперсностью. Выделения кремнистой фазы имеют размеры 1 – 4 мкм и округлую форму, что весьма благоприятно сказывается на характере разрушения сплава (рис. 4). Излом образцов вязкий, при визуальном осмотре имеет бархатистый вид, при больших увеличениях ясно видно его ямочное строение. Ямки мелкие, в основном равноосные, но часть ямок имеет неправильную форму, что связано с геометрией очагов разрушения. На дне ямок отчетливо видны частицы кремнистой фазы. На изломе наблюдаются светлые гребни, характерные для вязкого разрушения.

В процессе пластической деформации происходит дополнительное дробление кремнистой фазы, в результате чего часть водорода из нее переходит в алюминий, образуя аномально пересыщенный твердый раствор внедрения, что, в свою очередь, способствует повышению механических свойств и снижению коэффициента линейного расширения.

Деформированный сплав Al – 15 % Si имеет хорошие прочностные и удовлетворительные пластические свойства: $\sigma_b = 195 - 240$ МПа, $\delta = 1,9 - 2,4\%$. Для снятия внутренних напряжений проводили отжиг, после которого пластичность сплава возросла более чем в 3 раза, однако при этом прочность уменьшилась всего лишь на 30 %.

Последующая упрочняющая термическая обработка (закалка и старение) способствуют дополнительному увеличению прочности деформированного сплава при некотором уменьшении пластичности (табл. 3).

Установлено, что степень деформации оказывает весьма сильное влияние на величину ТКЛР. С помощью правильного выбора режимов холодной деформации слитков можно довести значения предельной степени деформации до 94 %. При дилатометриче-

**Рис. 5.** Зависимость коэффициента линейного расширения β (ТКЛР) холоднокатаного сплава Al – 15 % Si от температуры испытания при разной степени деформации (цифры у кривых):

Исх. — исходное (литое) состояние

ском анализе холоднодеформированных заготовок были получены значения ТКЛР, близкие к ТКЛР сплавов инварного типа (рис. 5). Так, после холодной прокатки со степенью деформации 90 % исследованный сплав может иметь ТКЛР, равный $\alpha = (1,7 - 1,8) \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ в интервале температур испытания 200 – 300 °С. Это объясняется дроблением кристаллов кремнистой фазы и увеличением общего содержания водорода в сплаве, что, в свою очередь, обеспечивает полноту взаимодействия водорода с азотом при 200 – 300 °С и образование устойчивых Н – N-комплексов, препятствующих расширению сплава.

Таким образом, проведенные исследования структуры и свойств сплава Al – 15 % Si после совместного действия наводороживания и холодной пластической деформации подтверждают положения о ведущей роли водорода в формировании выделений кремнистой фазы с оптимальными размерами и морфологией, что обеспечивает не только хорошие механические свойства, но и низкие значения ТКЛР в интервале температур испытания 150 – 400 °С.

ВЫВОДЫ

1. Обработка расплава, увеличивающая содержание диффузионно-подвижного водорода в заэвтектическом сплаве Al – 15 % Si до $1,6 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, способствует диспергированию первичных и эвтектических кристаллов кремнистой фазы, образованию мелкозернистой эвтектики и уменьшению размеров субзерен α -твердого раствора. Формирование в заэвтекти-

ческом сплаве преимущественно эвтектической структуры вызывает повышение его физических и механических свойств, а также способности к пластической деформации.

2. Пластическая деформация модифицированного сплава Al – 15 % Si способствует дополнительно улучшению параметров его структуры, прежде всего, измельчению и сфероидизации кристаллов первичного кремния. При этом повышаются и прочностные свойства сплава: предел прочности и условный предел текучести становятся в 1,3 – 1,4 раза выше, чем в литом состоянии.

3. Проведение пластической деформации модифицированного сплава Al – 15 % Si снижает температурный коэффициент линейного расширения в интервале температур испытания 150 – 400 °С до значений, характерных для силуминов с 40 – 50 % Si.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Строганов Г. Б., Ротенберг В. А., Гершман Г. Б. Сплавы алюминия с кремнием. М.: Металлургия, 1977. 272 с.
2. Добаткин В. И., Елагин В. И. Гранулируемые алюминиевые сплавы. М.: Металлургия, 1981. 176 с.
3. Гоппенко В. Г., Смагоринский М. Е., Григорьев А. А., Беллавин А. Д. Спеченные материалы из алюминиевых порошков / под ред. М. Е. Смагоринского. М.: Металлургия, 1993. 320 с.
4. Строганов Г. Б. Высокопрочные литейные алюминиевые сплавы. М.: Металлургия, 1985. 216 с.
5. Афанасьев В. К., Прудников А. Н., Ружило А. А., Попова М. В. Перспективы развития поршневых заэвтектических силуминов // Металлургия машиностроения. 2003. № 4. С. 16 – 18.
6. Алюминий: свойства и физическое металловедение: справ. изд. пер. с англ. / Под ред. Дж. Е. Хэтча. М.: Металлургия, 1989. 422 с.
7. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов: пер. с англ. М.: Металлургия, 1979. 640 с.
8. Polmear I. J. Light alloys: from traditional alloys to nanocrystals. Amsterdam: Elsevier Ltd, 2005. 421 p.
9. Золоторевский В. С., Белов Н. А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов / Под ред. В. С. Золоторевского. М.: МИСиС, 2005. 376 с.
10. Афанасьев В. К., Попова М. В., Горшенин А. В. и др. О природе процессов пластической деформации сплавов Al – 1,50 % Si // Металлургия машиностроения. 2014. № 3. С. 2 – 9.
11. Напалков В. И., Махов С. В., Поздняков А. В. Модифицирование алюминиевых сплавов. М.: МИСиС, 2017. 347 с.
12. Кузнецов А. О., Шадаев Д. А., Конкевич В. Ю. Модифицирование силуминов — разные подходы для одной системы легирования // Технология легких сплавов. 2014. № 4. С. 75 – 81.
13. Li J. H., Albu M., Ludwig T. H. et al. Modification of eutectic Si in Al – Si based alloys // Materials Science Forum. 2014. V. 794 – 796. P. 130 – 136 (doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.794-796.130).
14. Kawther Al-Helal, Yun Wang, Ian Stone, Zhongyun Fan. Effect of Ca level on the formation of silicon phases during solidification of hypereutectic Al – Si alloys // Materials Science Forum. 2013. V. 765. P. 117 – 122 (doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.765.117).
15. Zhang J., Chen H., Yu H., Jin Y. Study on dual modification of Al – 17 % Si alloys by structural heredity // Metals. 2015. № 5. P. 1112 – 1126 (doi: 10.3390/met5021112).
16. Cais J., Weiss V., Svobodova J. Relation between Porosity and Mechanical Properties of Al – Si Alloys Produced by Low-Pressure Casting. Archives of Foundry Engineering, 2014 (yadda.icm.edu.pl).
17. Nikanorov S. P., Volkov M. P., Gurin V. N. et al. Structural and mechanical properties of Al – Si alloys obtained by fast cooling of a levitated melt // Materials Science and Engineering: A. 2005. V. 390, Is. 1 – 2. P. 63 – 69.
18. Srivastava V. C., Mandal R. K., Ojha S. N. Microstructure and mechanical properties of Al – Si alloys produced by spray forming process // Materials Science and Engineering: A. 2001. Is. 304 – 306. P. 555 – 558.
19. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. О модифицировании первичных кристаллов β -фазы отливок из силумина // Металлургия машиностроения. 2019. № 3. С. 10 – 12.
20. Zu Fangqiu, Li Xiaoyun. Functions and mechanism of modification elements in eutectic solidification of Al – Si alloys: A brief review // China Foundry. July 2014. V. 11, No. 4. P. 287 – 295.
21. Колачев Б. А. Водород в металлах и сплавах // Металлургия. 1999. № 3. С. 3 – 11.
22. Hess P. D., Tumbull G. K. Effects of hydrogen on properties of aluminum alloys // Paper from Hydrogen in Metals, American Society for Metals. 1974. P. 277 – 287.
23. Борисов Г. П. О роли водорода в формировании структуры и свойств алюминиевых сплавов // Металлургия машиностроения. 2005. № 5. С. 11 – 20.
24. Goltsov V. A. Fundamentals of hydrogen treatment of materials // In book: Progress in Hydrogen Treatment of Materials. Donetsk-Coral Gables: Kassiopeya Ltd, 2001. P. 161 – 184.
25. Afanas'ev V. K., Popova M. V. New treatment methods for liquid aluminum alloys with 30 – 50 % silicon // Steel in Translation. 2001. V. 31, No. 2. P. 50 – 53.
26. Afanasyev V. K., Popova M. V., Dolgova S. V. et al. Effect of melt treatment with water vapor on thermal expansion of alloy Al – (20 – 40) % Si // Metallurgist. 2019. V. 63, No. 1 – 2. С. 87 – 95.
27. Afanasyev V. K., Prudnikov A. N., Prudnikov V. A. et al. Deformation, heat treatment and properties of piston hypereutectic silumins // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2020. V. 866. P. 1 – 6 (012018) (doi: 10.1088/1757-899X/866/1/012018).
28. Афанасьев В. К., Чурик М. Н., Попова М. В. и др. Водород и деформируемые сплавы Al – 1 ÷ 50 % Si. СПб.: Изд-во Политехнического университета, 2016. 354 с.

Статья поступила в редакцию 30.01.2022 г.

Effect of hydrogen on the structure and properties of eutectic silumin with 15% silicon

V. K. Afanas'ev, M. V. Popova, and A. N. Prudnikov

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

The effect of hydrogen treatment of the melt on the morphology of the structure and on the physical and mechanical properties of hypereutectic alloy Al – 15% Si in cast and deformed conditions is studied. The melt is treated with hydrogen by different methods, i.e., with wet asbestos, in a steam atmosphere, and with blow of hydrogen obtained by decomposition of an alkali with aluminum. The ingots are deformed plastically by open forging and rolling. The microstructure of the alloy is studied by metallographic, electron microscopic, x-ray diffraction and dilatometric analyses. The density and the microhardness of the alloy are measured. The content of atomic hydrogen in the alloy is studied by vacuum heating. It is shown that the hydrogen treatment improves the structural parameters and the deformability of the cast alloy, raises its post-deformation strength by a factor of 1.3 – 1.4, and lowers the coefficient of linear expansion.

Keywords: hypereutectic silumin, hydrogen, microstructure, eutectic, silicon crystals, strength.