

УДК 621.746.6:669.715-41

**А. В. Синчук**, канд. техн. наук, ст. науч. сотр., e-mail: ssts@iipr.com.ua

**А. Е. Меркулов\***, канд. техн. наук, ст. науч. сотр.,  
e-mail: merkulov1@ukr.net

Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины, Николаев

\*Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, Днепр

## **ВЫСОКОКРЕМНИСТЫЕ ПОРШНЕВЫЕ СИЛУМИНЫ: МЕТАЛЛОВЕДЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ, ОСОБЕННОСТИ ПРОИЗВОДСТВА И ПЕРСПЕКТИВЫ**

*В обзоре перечислены требования к материалу поршня современного тяжело нагруженного двигателя и приведен химический состав наиболее распространенных марок высококремнистых поршневых силуминов. Преимущественно, это сплавы, которые содержат 16–25%Si и легированы Cu, Mg, Ni. Дана краткая характеристика основным способам производства поршней из высококремнистых сплавов, среди которых особое место занимает изотермическая штамповка (ковка). Деформируемость поршневых силуминов в процессековки существенно зависит от размеров и однородности распределения структурных составляющих, прежде всего, первичных кристаллов кремния, объема рассеянной усадочной пористости, количества остаточного водорода и проявлений гравитационной ликвации кремния в слитке. Рассмотрены особенности зарождения и роста кристаллов первичного кремния, определяющих уровень механических свойств сплавов. На количество и размеры кристаллов кремния преимущественное влияние оказывают температурно-временные условия охлаждения слитка и наличие в расплаве активных изоморфных тугоплавких частиц. Проанализированы способы повышения технологической пластичности слитков из высококремнистых силуминов, прежде всего, модифицирование фосфорсодержащими лигатурами. Представлены новые взгляды на механизмы гетерогенного зародышеобразования кремния и роль оксидных включений, среди которых особо вредными являются свернутые оксидные бипленки, в формировании литой структуры силуминов. Перспективы производства высококачественных поршневых сплавов рассматриваются в аспекте модифицирования дисперсными лигатурами систем Al–P и Al–Si–P и сложного многоступенчатого рафинирования.*

**Ключевые слова:** поршневой силумин, слиток, первичный кремний, технологическая пластичность, модифицирование, двойные оксидные пленки.

**М**атериал поршня должен иметь хорошую износостойкость, жаропрочность, коррозионную стойкость, теплопроводность, повышенный модуль упругости и относительно низкий коэффициент линейного расширения [1, 2]. И, конечно же, в свете современной тенденции к снижению веса автомобильной и авиационной техники, нужен материал малой плотности.

Совокупности перечисленных свойств больше всего удовлетворяют легированные силумины, созданные на основе химических систем Al–Si–Cu и Al–Si–Cu–Ni.

Они легки, немагнитны, обладают высокой коррозионной стойкостью практически во всех агрессивных средах, высокими твердостью и износостойкостью [3, 4].

Эти сплавы характеризуются хорошими литейными свойствами и герметичностью, а малое тепловое расширение обеспечивается за счет кремния, как основного легирующего элемента. Проведенные исследования [5] позволяют утверждать, что легирование кремнием обеспечивает снижение коэффициента линейного расширения (КЛР) сплавов в интервале температур испытания 50–250 °С в среднем на  $10^{-6} \text{ K}^{-1}$  на каждые 5 % Si. Таким образом, КЛР силуминов при увеличении содержания Si от 10 до 50 % снижается с  $22 \cdot 10^{-6}$  до  $11 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ .

Большим достоинством этих сплавов является то, что они не склонны к хладноломкости. Более того, в области отрицательных температур КЛР сплавов становится ниже, а механические свойства – выше, чем при комнатной температуре [6], то есть они могут сохранять свои свойства в широком температурном интервале. Словом, легированные силумины являются весьма привлекательными материалами для производства деталей поршневой группы (головки, гильзы цилиндров, поршни) и успешно используются такими именитыми фирмами, как «Мерседес», «Ауди», «Порше» и «БМВ».

Поршни из сплавов этих систем могут производиться как литьем (литьем в кокиль, рео-, тиксолитьем, литьем под давлением), так и методами обработки давлением (горячей штамповкой, иногда используется штамповка в жидкой фазе, и ковкой). Еще 15–20 лет тому назад весьма популярными были эвтектические составы этих систем с высокими прочностными и хорошими технологическими свойствами, но сегодня использование эвтектических силуминов из-за их недостаточно высокой жаропрочности отходит в прошлое. Поршни современных тяжелонагруженных и высокофорсированных двигателей, которые работают в условиях агрессивных продуктов сгорания топлива, когда давление в камере сгорания достигает 100 атмосфер, а температура превышает 300 °С, изготавливают, преимущественно, из высококремнистых заэвтектических силуминов [7].

Типичным представителем заэвтектической поршневой группы Al–Si–Cu является американский сплав 390, который был разработан в Reynolds Metals Company еще в 70-е годы прошлого века. В свое время химический состав этого сплава не был запатентован, поэтому вскоре по всему миру начали возникать под разными марками его многочисленные копии. Американский стандарт ASTM регламентирует химический состав и свойства этого высококремнистого силумина в нескольких версиях: сплав A390, который выплавляется из первичной шихты и заливается в песчаные или металлические формы [8, 9]; сплав 390, предназначенный для производства отливок литьем под давлением; и сплав B390, который также льется под давлением, но выплавляется из вторичных шихтовых материалов, отходов производства, лома [10]. Считается, что именно на B390 приходится 80–90 % мирового объема производства из всех версий сплава 390.

В таблице представлен химический состав других известных марок высококремнистых силуминов, в том числе украинских, поскольку Украина присоединилась к Межгосударственному стандарту ГОСТ 30620-98 (ДСТУ 3752-98) «Сплавы алюминиевые для производства поршней» в 1998 г. вместе с другими бывшими республиками СССР. Можно видеть, что они, как правило, содержат жаропрочный никель, что делает эти сплавы более дорогими по сравнению с американским аналогом (на стоимость также влияет микролегирование сплавов РЗМ). Особенностью отечественных марок является то, что они производятся в чушках весом до 20 кг, а требованием стандарта является содержание водорода в рафинированных и модифицированных сплавах не более  $0,3\text{--}0,35 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ , а также ограничение по предельному размеру кристаллов первичного кремния на уровне 100 мкм.

### *Способы производства поршней из заэвтектических силуминов*

*Литье в кокиль* является наиболее простым и экономичным технологическим процессом получения поршня из высококремнистых сплавов [11]. Отливки, залитые в кокиль, имеют более точные формы, чем, например, при литье в песчаные фор-

## Химический состав высококремнистых поршневых силуминов

Сплав	Si	Cu	Mn	Mg	Ni	Ti	Fe	Zn
Германия								
KS281 Mahle138	17–19	0,8–1,5	< 0,2	0,8–1,3	0,8–1,3	< 0,2	< 0,7	–
KS283	17–19	3,7–4,7	0,6–0,8	0,4–0,6	2,8–3,2	< 0,2	< 0,7	0,2
KS280	20–22	1,5–2,2	0,4–0,8	0,4–0,7	1,0–2,0	< 0,2	< 0,7	< 0,3
KS288 Mahle244	23–25	0,8–1,3	< 0,2	0,8–1,3	0,8–1,3	< 0,2	< 0,7	< 0,2
Великобритания								
LM28	17–20	1,3–1,8	< 0,6	0,8–1,5	0,8–1,5	< 0,2	< 0,7	< 0,2
LM29	22–25	0,8–1,3	< 0,6	0,8–1,3	0,8–1,5	< 0,2	< 0,7	< 0,2
LM30	16–18	4,0–5,0	< 0,3	0,4–0,7	< 0,1	< 0,2	< 1,1	< 0,2
Китай								
YL117	16–18	4,5–5,0	< 0,5	0,45–0,65	< 0,1	< 0,1	< 1,2	< 1,2
Россия (Украина)								
KC740	16–18	1,8–2,4	0,6–1,0	0,7–1,2	1,1–1,7	–	< 0,5	–
KC741	19–22	1,8–2,4	0,6–1,0	0,7–1,2	1,1–1,7	–	< 0,5	–
AK18	17–19	0,8–1,5	–	0,8–1,3	0,8–1,3	< 0,2	< 0,5	1,1

мы, и имеют более низкий КЛР. Недостатки данного способа – высокая стоимость литейных форм, повышенная теплопроводность формы, что может приводить к потере жидкотекучести отливки, в результате – невысокое качество получаемых заготовок поршней в силу пористости, особенно в массивных частях отливки, и низкий коэффициент использования металла, так как большая его часть оседает в литниковых системах.

*Жидкая штамповка* осуществляется с помощью гидравлического пресса в пресс-форме с использованием принципа поршневого прессования [12, 13]. Структура поршней, полученных штамповкой, отличается от литых тем, что она мелкодисперсная и не имеет таких грубых включений кристаллов Si. Вследствие этого материал штампованных поршней обладает повышенными механическими характеристиками не только при нормальной температуре, но и при рабочих температурах до 350 °С. Лучшие прочностные характеристики позволяют сделать штампованный поршень более «ажурным», то есть легче, чем литой. К недостаткам штампованных поршней стоит отнести высокую стоимость и необходимость соблюдения при их установке более точных параметров.

*Ковка* слитков-заготовок (англ. «feedstock»), которые поставляются специализированными производителями и имеют глобулярную тиксотропную структуру, позволяет получать высококачественные, но пока существенно дорогие поршни [14, 15]. Из высококремнистых заэвтектических силуминов, в которых на начало эвтектического превращения образуется не более 10 % твердой фазы – первичных кристаллов кремния, такие заготовки производятся либо путем полунепрерывной разливки с применением

## Кристаллизация и структурообразование сплавов

МГД-перемешивания расплава в кристаллизаторе (Pechiney, Франция), либо путем полунепрерывной разливки и последующей экструзии прутков (Showa, Япония). В работе [15] показано, что поршни, изготовленные тиксоштамповкой из заготовок сплава А390, содержат равномерно распределенные мелкие кристаллы первичного кремния в структуре и значительно меньшее количество усадочных пор по сравнению с поршнями этого же сплава, изготовленными литьем под давлением (рис. 1).

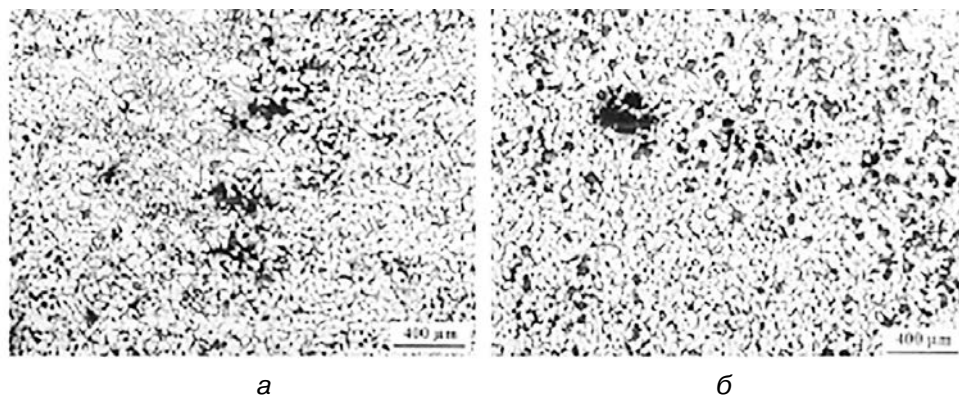


Рис. 1. Структура головки поршня, изготовленного тиксолитьем из заготовок сплава А390 производства Pechiney (а) и Showa (б) [15]

Однако объемы промышленного производства кованых поршней из высококремнистых силуминов пока незначительны, что связано с низкой технологической пластичностью этих сплавов и трудностями, возникающими в процессе деформации. Присутствие в структуре большого количества кристаллов первичного кремния и сложных по составу интерметаллидных фаз, которые служат концентраторами напряжений в ходе пластической деформации, обуславливает практически нулевое относительное удлинение сплавов. Даже в слитках диаметром 77 мм, производимых фирмами Pechiney и Showa по специальным технологиям, размеры первичных кристаллов кремния составляют не менее 60–80 мкм. Кроме того, технологическая пластичность слитков существенно снижается из-за склонности высококремнистых силуминов к образованию рассеянной усадочной пористости и насыщения расплава водородом вследствие высоких температур плавки (800–820 °С), а также предрасположенности кремния к гравитационной ликвации. Таким образом, деформируемость высококремнистых силуминов напрямую определяется плотностью, дисперсностью и однородностью структуры слитков.

В СССР первые работы по деформации высококремнистых силуминов появились еще в 1930-е годы, когда С. М. Воронов установил возможность обработки давлением сплавов, содержащих до 20 % Si [16]. В последние несколько десятилетий интерес ученых и производителей к пластической деформации этих сплавов значительно вырос. Так, работы [17–20], посвященные технологиям изготовления заготовок и поршней двигателей обработкой давлением из легированных заэвтектических силуминов и выполненные в промышленных условиях, показали, что поковки, полученные из силуминов с содержанием 20–30 % Si, имеют временное сопротивление разрыву на 15–75 % выше, чем сплавы в литом состоянии. Можно констатировать, что горячая деформация совместно с отжигами положительно влияет на механические свойства высококремнистых силуминов, а успешность процесса деформации слитка, в первую очередь, связана с измельчением и сфероидизацией содержащихся в нем первичных и эвтектических выделений Si. Резкое повышение пластичности в этом случае наступает, когда в слитках и полуфабрикатах достигается измельчение первичных кристаллов кремния до размеров  $\leq 50$ –20 мкм.

Первичный кремний в заэвтектических силуминах является ведущей фазой, первичные кристаллы выделяются первыми из жидкости и растут в широком тем-

пературном интервале кристаллизации (100–140 °С). Если нет никаких препятствий, например, в сплавах высокой химической чистоты, то первичные кристаллы кремния вырастают достаточно больших размеров. Для кремния, который имеет кристаллическую решетку типа алмаза, характерна ковалентная химическая связь между атомами, реализуемая в основном по плоскостям {111}. При росте из расплава даже в случае небольших переохлаждений эти плоскости получают преимущественное развитие, что приводит к образованию в структуре силуминов пластинчатых и разветвленных первичных кристаллов (рис. 2) [21, 22]. То же самое касается частиц эвтектического кремния: послойное сошлифовывание показало, что он представляет собой, по сути, единый разветвленный дендритный каркас.

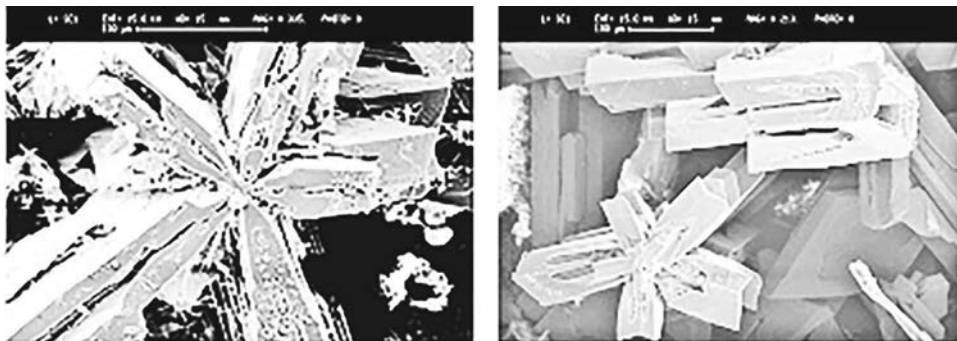


Рис. 2. Кристаллы кремния, выявленные после глубокого травления в сплаве Al–25 % Si методом сканирующей электронной микроскопии. Скорость охлаждения сплава 0,30 °С/с [22]

На сегодняшний день собрано множество экспериментальных фактов, свидетельствующих, что формой и размерами кристаллов первичного кремния можно управлять, регулируя температуру выплавки и скорость охлаждения без добавления модификаторов. В свою очередь, практика производства доказывает, что в цепочке «литье в песчаные формы – кокиль – поршневое прессование – пуансонное прессование – непрерывное литье» непрерывнолитые слитки будут иметь наиболее дисперсную структуру. Например, в [23–27] показано, как по мере увеличения температуры перегрева и скорости охлаждения морфология первичного Si изменяется, и вместо сложно-разветвленных кристаллов образуются его полиэдрические разновидности, соответственно, уменьшаются размеры эвтектических структурных составляющих.

Положительное влияние температуры и скорости охлаждения логично объясняется теорией микронеоднородного строения металлических жидкостей и полиморфными превращениями в расплаве. Для высококремнистых алюминиевых сплавов областью температур, в которой происходит перестройка кластерной структуры с разрушением унаследованного от шихты дальнего порядка, чаще всего определяют температурный диапазон 950–1050 °С [28]. По данным работ [29–30] можно видеть, что достаточно мелкодисперсные полиэдрические кристаллы кремния формируются как раз при перегреве расплава выше 900 °С.

Особенностью кристаллизации непрерывнолитых слитков из заэвтектических силуминов является то, что первичные кристаллы кремния в них зарождаются и растут в объеме жидкой лунки в то время, как твердый фронт кристаллизации, неподвижный по отношению к затвердевшей части слитка, образует эвтектика и температура на фронте соответствует переохлаждению относительно эвтектической точки. В широком интервале кристаллизации растущие в объеме лунки кристаллы кремния хоть и достигают значительных размеров, однако не могут создать непрерывного фронта кристаллизации: они перемещаются в жидком металле, приводя к возникновению одной из разновидностей местной ликвации. Для сплавов с широким интервалом кристаллизации и образованием первичных кристаллов в полногранной

форме возможна только такая схема объемно-последовательной кристаллизации [31–32]. Количество кристаллических зародышей, образующихся в объеме лунки, и величина первичных кристаллов кремния в слитке определяются двумя факторами: отклонением температуры в лунке от температуры начала кристаллизации и содержанием в расплаве частиц активированных примесей.

Таким образом, качество слитка из заэвтектического силумина определяется не только скоростью кристаллизации (охлаждения), но и размерами двухфазной зоны, содержащей взвешенные кристаллы, поэтому регулирование дисперсности структуры слитка путем увеличения скорости охлаждения имеет свои ограничения. Для малых сечений слитков, когда абсолютные размеры двухфазной зоны не слишком велики, решающим фактором является скорость кристаллизации. Для крупных сечений решающим фактором оказывается величина двухфазной зоны и литье слитков больших сечений проводят, уменьшая скорость литья, несмотря на то, что при этом будет наблюдаться некоторое понижение скорости кристаллизации [31, 33, 34].

Управление дисперсностью слитка за счет изменения температурного поля в лунке можно реализовать за счет перемешивания расплава. В отсутствие перемешивания температура расплава в лунке обычно понижается от места ввода расплава по направлению к поверхности кристаллизации, с чем и связана неравномерность величины и формы первичных кристаллов кремния. При перемешивании, в частности, магнитодинамическом, тепловое поле в лунке резко изменяется: под действием электромагнитного поля горячие порции из горловины кристаллизатора подаются вниз, а охлажденные на фронте кристаллизации восходящим потоком поднимаются вверх. Твердожидкий расплав находится в длительном вынужденном движении при почти полном отсутствии теплоотвода, что приводит к выравниванию температуры в квазиизотермическом объеме лунки и поддержанию ее на уровне на несколько градусов ниже ликвидуса. Перемешивание расплава способствует равномерному распределению первичных кристаллов кремния по объему лунки, установившаяся температура определяет их количество и размеры, изотермическое температурное поле – однородность размеров, а все вместе взятое – приемлемую дляковки тиксотропную структуру слитков, произведенных МГД-перемешиванием [35].

К сожалению, высокая стоимость МГД-оборудования, которое необходимо устанавливать на каждый кристаллизатор, является обстоятельством, ограничивающим применение этого способа в массовом производстве слитков из высококремнистых сплавов. Более простую в реализации и менее дорогую альтернативу представляет собой возможность управления структурой слитка за счет увеличения в лунке количества активных зародышей, то есть химического модифицирования расплава.

### *Модифицирование заэвтектических силуминов*

Наиболее распространенным технологическим приемом измельчения структуры первичной фазы кремния является введение в расплав модификаторов зародышеобразующего действия [36–39]. Несмотря на широкий спектр веществ, которые могут выступать в этой роли, включая элементарную серу, олово, соединения ZnS, SiC, различные окислы и даже нанокремнезем, равная по эффективности замена фосфору на сегодняшний день не найдена. Поэтому в промышленности для модифицирования заэвтектических силуминов пока что повсеместно используется фосфор.

Первоначально этот элемент был отнесен к модификаторам поверхностно-активного действия. Сегодня большинство исследователей склонно объяснять модифицирующее действие фосфора на кристаллы первичного кремния образованием в расплаве тугоплавких частиц фосфида алюминия AlP со сходными с Si параметрами кубической кристаллической решетки (см, например, [40, 41]).

И, если присутствие частиц AlP в центре кристаллов первичного кремния получило неоднократное экспериментальное подтверждение, то влияние фосфора на эвтектический кремний и его модифицирующие свойства по отношению к эвтектической структуре до недавнего времени не рассматривались, хотя с точки зрения кристаллографии и принципа соответствия кристаллографических решеток

эвтектический кремний ничем не отличается от первичного. Но в 2016 г. вышла в свет публикация [42], где появились новые интересные данные, основанные на использовании просвечивающей растровой электронной микроскопии с высокой разрешающей способностью и спектроскопии характеристических потерь энергии электронами. Авторами частицы AlP были обнаружены не только внутри кристаллов первичного кремния, но и на границе раздела «алюминий – эвтектический кремний» (рис. 3). При этом наблюдалась четкая корреляция между ориентацией плоскостей в частице эвтектического кремния и частице AlP то время, как взаимосвязь между кристаллографической ориентацией алюминия и AlP отсутствовала. То есть существует вероятность, что разноразмерные частицы фосфида AlP могут служить подложками не только для кристаллизации первичных кристаллов кремния, но и для частиц эвтектического кремния в высококремнистых силуминах.

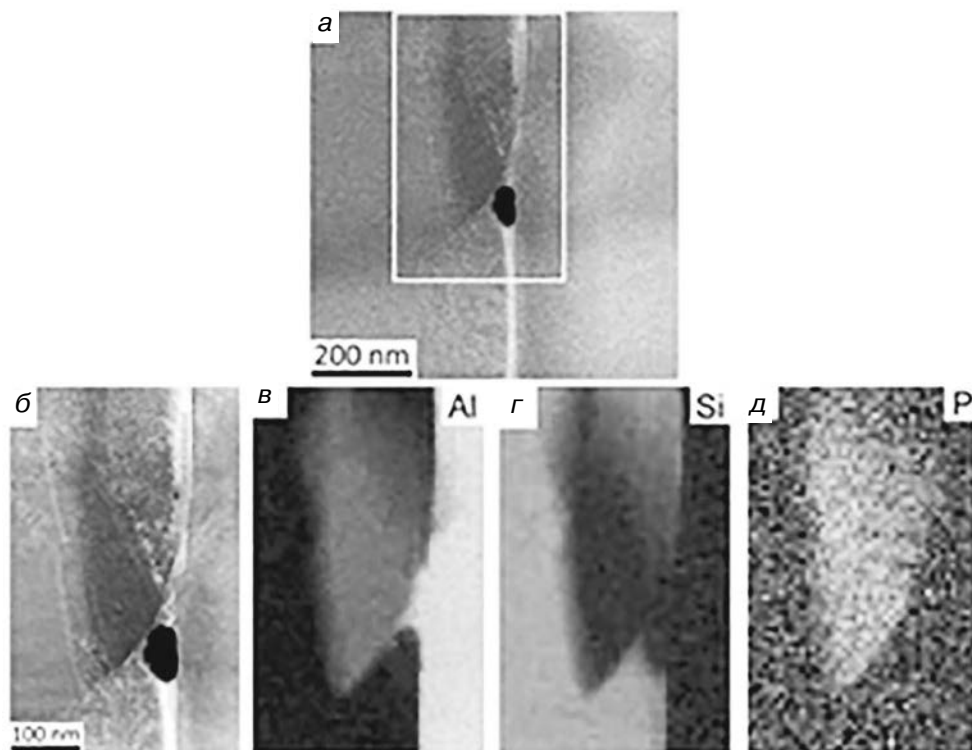


Рис. 3. Частица фосфида AlP на границе «эвтектический кремний-алюминий» в сплаве Al–18%Si–0,03%P, выявленная методом просвечивающей растровой электронной микроскопии (а, б); распределение Al (в), Si (г) – и P (д) по данным спектроскопии характеристических потерь энергии электронами [42]

Чаще всего фосфор в расплав вводят в виде двойной Cu–P или тройной Al–Cu–P лигатуры. В России фосфористую медь в соответствии с ГОСТ 4515-93 выпускают двух марок МФ10 и МФ9 с содержанием фосфора, соответственно, 9,5–11,0 и 8,0–9,5 %.

Успех модифицирования лигатурой зависит от многих однозначно не определенных технологических параметров. Рекомендуемая температура модифицирования фосфористой медью составляет от 780 до 920 °С, рекомендуемое время выдержки колеблется в пределах от 15 мин до 2 ч, рекомендуемое для введения в расплав количество фосфора составляет от 0,004 до 0,4 % и более [43–45].

Авторы [46, 47] отмечают эффективность легкоплавких лигатур на основе системы Al–Fe–P, а европейский рынок предлагает номенклатуру промышленных лигатур с железом, например, немецкие лигатуры PROBAT FLUSS с содержанием фосфора

6–8 % P. Сначала железо и фосфор образуют фосфористое железо  $Fe_2P$ . Этот очень твердый порошкообразный материал смешивается с мягким порошком алюминия, прессуется в заготовки, а затем экструдирован в стержни. В ходе интенсивной деформации фосфор диффундирует в алюминий и образует включения AlP, которые вносятся в расплав в готовом виде. Доля вносимого в расплав железа при этом несколько возрастает, но не выходит за пределы зоны допуска для литейных сплавов. Однако, для производства ответственной поршневой продукции, учитывая склонность железа образовывать хрупкие интерметаллидные фазы, рекомендовать использование железа в качестве «переносчика» фосфора следовало бы с осторожностью.

В настоящее время все чаще можно встретить сообщения [48, 49] об использовании лигатур прямого действия, изготовленных на основе систем Al–Si и Al–Si–P, в которых отсутствуют сторонние для силумина элементы и содержатся готовые частицы AlP. Предлагается также дополнительно вводить в состав таких лигатур цирконий, как упрочнитель и измельчитель дендритного зерна [50]. К достоинству лигатур Al–Si и Al–Si–P относится также низкая температура плавления, поэтому их можно вводить в расплав незадолго до разливки или даже в желоб, по которому расплав поступает на литейный стол. Китайская компания Shandong Al&Mg Melt Tech Co., Ltd уже наладила производство таких лигатур в виде тонкой проволоки и таблеток весом в 0,5 кг.

Анализируя вопросы теории и практики модифицирования заэвтектических силуминов, собственно, как и класса литейных алюминиевых сплавов в целом, следует отметить внимание, которое уделяется не только химическому составу, но и структурному состоянию модификаторов. Присоединяясь к авторам ранних работ [51, 52], многие исследователи сегодня связывают резервы дальнейшего повышения модифицирующей способности лигатур именно с дисперсностью их структуры. В частности, применительно к заэвтектическим силуминам в [48, 49] экспериментально показано, как изменяются размеры кристаллов первичного кремния при модифицировании лигатурами, предварительно закристаллизованными с большой скоростью охлаждения.

В определенной мере модифицирование структуры поршневых силуминов можно осуществлять без введения в расплав химических элементов, путем использования мелкокристаллической шихты. Обоснованием для такого приема служит теория структурной наследственности в литых сплавах, которая сформировалась в СССР в период 1970–1995 гг. на основе многолетних исследований и практического опыта металлургов и литейщиков, работавших со сплавами различной природы [53]. Ее практический смысл сводится к тому, что если сплав выплавлять из мелкокристаллической шихты, или вводить в шихту наряду с первичными материалами скрап, отходы собственного производства, лом, то структура сплава будет наследовать в определенной мере мелкокристаллическое состояние шихты. Проведенные тестовые плавки [54–56] показали, что мелкокристаллический переплав может быть прекрасным «родным» модификатором и для структуры высококремнистых поршневых силуминов, если его вводить в расплав в виде гранул или экструдированных валков в количестве 1–2 % от массы.

Под руководством В. К. Афанасьева был разработан способ модифицирования высококремнистых поршневых сплавов с позиций водородного легирования. Было показано [57–59], что при введении в расплав водород способствует увеличению числа центров кристаллизации и появлению в структуре затвердевших сплавов мелких равномерно распределенных кристаллов первичного кремния. С точки зрения водородного модифицирования, применение различных способов подготовки шихты, обработки расплава и кристаллизации, увеличивающих содержание атомарного водорода, позволяет получить однородную мелкодисперсную структуру заэвтектических силуминов. Это, в свою очередь, повышает их технологическую пластичность, что обеспечивает возможность проведения не только горячей, но



и холодной пластической деформации с большой степенью нагартовки. В соответствии с механизмом теплового расширения, согласно которому существует тесная связь между величиной КЛР и содержанием водорода в силуминах, были разработаны холоднодеформируемые сплавы с низким КЛР, в состав которых в качестве легирующего элемента входит водород. Сплавы содержат 15–20 % Si и 0,001–0,0025 % H. В переводе на принятые в литейной практике размерности указанное количество водорода соответствует 15–30 см<sup>3</sup>/100 г, поэтому, по мнению авторов данного обзора, процесс водородного легирования все-таки следует рассматривать всесторонне, с учетом влияния водорода на газовую пористость и ликвацию кремния в высококремнистых сплавах.

Эффект глубокого модифицирования структуры высококремнистых сплавов может быть достигнут также путем комплексного воздействия химических добавок и дополнительных технологических приемов обработки. Так, результаты проведенных в ВИАЛСе исследований термически неупрочняемых заэвтектических силуминов типа 01390, 01391 и термически упрочняемых типа АК18 и 01392 [60–62] показали, что комплексная обработка расплава, предусматривающая введение модификаторов и ультразвуковую обработку потока расплава, позволяет существенно измельчить первичные кристаллы кремния и других избыточных фаз в слитках, и повысить пластичность слитков, получаемых непрерывным литьем, при последующей штамповке или прессовании. Это довольно сложная технология. Сначала в печь в расплав вводится феррофосфор ФФ 25, дополнительно в поток расплава перед кристаллизатором – прутком модификатора Al–Fe–P и одновременно на поток расплава, который переливается в машину полунепрерывного литья слитков, воздействуют ультразвуком. Далее слитки гомогенизируют, обтачивают на определенный диаметр и подвергают поперечно-винтовой прокатке при температуре 450 °С. Полученные таким образом прутки имеют глобулярные включения кристаллов первичного кремния размером 10–30 мкм и эвтектический кремний <1 мкм. Успехи освоения описанной технологии широко освещены в начале 2018 г. в российских средствах массовой информации сообщением о том, что «Всероссийский институт легких сплавов разработал технологию изготовления литых заготовок для поршней дизельных двигателей из заэвтектического силуминового сплава методом полунепрерывного литья взамен гранульной технологии. Поршни дизельных двигателей, сделанные из этих заготовок, полностью сохраняют эксплуатационные характеристики при любых температурах и обеспечивают уверенный запуск двигателя, даже когда температура опускается до –50 °С и ниже».

### *Роль неметаллических включений в высококремнистых силуминах*

В стремлении получить глубоко модифицированную структуру и улучшить технологическую пластичность высококремнистых сплавов путем введения химических добавок не следует недооценивать влияние, которое оказывают на процесс структурообразования «родные», в обязательном порядке присутствующие в сплавах технической чистоты, неметаллические включения.

Основные неметаллические включения в алюминиевых сплавах состоят из оксидов алюминия, магнезия и шпинели [63–65]. Их количество и вид в естественных условиях определяются технологическими операциями производства алюминия, подготовки шихтовых материалов, плавки литейных сплавов, получения отливки. Главными факторами повышения содержания включений в расплаве являются влага в печном пространстве, интенсивность перемешивания расплава, количество и размерность вводимых в расплав добавок, температура перегрева. Кроме технологических факторов, на тип образующегося оксида значительное влияние оказывает количество присутствующего в расплаве Mg. Так, авторы [66] сообщали, что при 725 °С в алюминиевых сплавах с незначительным содержанием Mg преимущественно образуется глинозем, в сплавах, содержащих более 1,5 % Mg, наиболее стабильным оксидом является MgO, тогда как в сплавах с содержанием Mg в промежуточном диапазоне 0,02–1,5 %, куда относятся и высококремнистые силумины,

наиболее стабильным оксидом является шпинель  $MgAl_2O_4$ . Содержание неметаллических включений в алюминиевых сплавах колеблется от тысячных до десятых долей процента, а преобладающий размер, согласно [67], составляет 0,3–0,6 мкм. Из более крупных – большая часть представлена оксидами алюминия размерами до 80 мкм, частицами магнезиальных шпинелей размерами до 60 мкм, частицами оксида магния и карбида алюминия размерами до 20 мкм и т. д. [68]. Установлено также [69], что очистка расплава от крупных включений и плен не сопровождается изменением макроструктуры и газосодержания отливок, в то время как в глубоко рафинированных, очищенных от потенциальных центров кристаллизации сплавах, наблюдается существенное укрупнение дендритного зерна.

Внутри расплава неметаллические включения попадают исключительно через поверхность каждый раз, когда происходит повреждение сплошности защитной поверхностной пленки. Погружаясь, участки разорванной поверхностной пленки толщиной не более 100 нм под действием металлостатического давления неизбежно заворачиваются, образуя в конечном итоге свернутые (двойные) оксидные пленки, которые в англоязычной литературе определяют термином «bifilm» [70, 71]. В хорошо питаемых и хорошо дегазированных отливках такие сдвоенные пленки остаются плотно закрытыми и выявляются под микроскопом в виде компактных включений, в противном случае разворачивание пленки, вследствие усадочных процессов или попадания газа, будет обнаруживаться образованием трещин с окисленными внутренними стенками [72].

Обезоруживающе простой принцип действия сдвоенных оксидных плен, изложенный в монографии одного из ведущих экспертов в области литейного производства Джона Кэмпбелла [73], помогает объяснить многие особенности формирования литых микроструктур, в частности, кристаллизацию из расплава таких первичных фаз как кремний или интерметаллиды. В случае, когда частицы фосфида алюминия AIP образуются *in situ* при введении в алюминиевый расплав достаточного количества фосфора, или когда готовые частицы AIP вводятся в расплав, атомы Si могут осаждаться на них со всех сторон равномерно, постепенно образуя компактный кристалл. В отсутствие фосфора в качестве подложек для осаждения Si выступают двойные оксидные пленки: атомы оседают на противоположных поверхностях, вдоль которых растет первичный кристалл, приобретая вытянутую пластинчатую форму, зачастую с образованием видимых центральных трещин, если пленка под действием растягивающих напряжений разворачивается. Вероятна также ситуация, когда сами частицы фосфида AIP оседают на поверхности двойных оксидных пленок (в сплавах технической чистоты, в которых всегда изначально присутствует некоторое количество фосфора, или когда фосфид алюминия AIP образуется *in situ*),

и кристалл кремния претерпевает продольный рост, постепенно разворачивая оксидную пленку, как это схематически показано на рис. 4. Таким образом, первичный кремний может принимать две совершенно разные формы, наблюдаемые даже в модифицированных заэвтектических силуминах: форму компактного многогранника, если кристалл растет на частицах AIP, и пластинчатую форму, когда рост идет на плоских элементах, таких как бипленки.

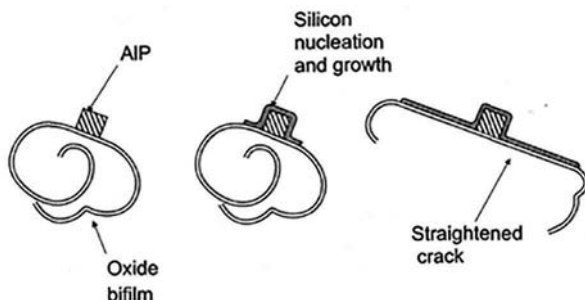


Рис. 4. Модель осаждения и роста первичного кремния на двойных оксидных пленках [73]

Авторы [74], приводя соответствующие результаты электронной микроскопии, считают, что частицы AIP в свою очередь могут быть деактивированы добавлением в расплав Sr через механизм осаждения на их поверхности тройного соединения

$Al_2Si_2Sr$ . Тем самым, все микроскопические центры зародышеобразования AlP, прикрепленные к оксидным пленкам, будут полностью деактивированы и образование компактных кристаллов кремния предотвращено. Такой механизм вполне мог бы объяснить взаимоисключающее действие фосфора и таких модификаторов эвтектической структуры как Sr или Na на высококремнистые алюминиевые сплавы.

Оставляя место для дискуссии по поводу механизмов воздействия оксидных включений на процессы кристаллизации, следует согласиться, что производство пригодных дляковки высококремнистых поршневых силуминов сопряжено с необходимостью соблюдения целого комплекса мер, направленных на повышение их технологической пластичности, включая высокую чистоту производства и эффективные способы дегазации и рафинирования расплава. К примеру, на одном из крупнейших в России заводов по производству высококачественных литейных алюминиевых и цинковых сплавов из лома и отходов ОАО «Подольский завод цветных металлов» разработана и используется установка вакуумного рафинирования. Ее применение дало возможность обеспечить гарантированное качество сложных высококремнистых заэвтектических сплавов, характеристики которых позволяют успешно конкурировать с первичными сплавами [75]. На украинском предприятии «Forte Aluminium» жидкий металл в процессе производства подвергается многоступенчатой обработке, дегазации инертным газом, рафинированию флюсами, фильтрованию через пенокерамические фильтры 30–50 ppi, что дает возможность обеспечить гарантированное качество сложных высококремнистых сплавов [76]. Каменская алюминиевая компания, которая выпускает чушки сплава А 390, неоднократно заявляла, что производит сплавы, которые проходят сложное многоступенчатое рафинирование (вакуумирование, продувка газами и их смесями в определенной последовательности, задувка флюсов инертными газами, электрофлюсовое рафинирование, обработка ультразвуком, сетки, фильтры не ниже 50–60 ppi, слив в изложницы в нейтральной среде и т. д.) и по своему качеству не имеют аналогов в России [77].

### Выводы

- Поршень – наиболее ответственная и специфичная деталь в современном двигателе. За рубежом их производством давно занимаются не изготовители автомобилей, а специализированные фирмы, где накоплен необходимый опыт и создана соответствующая техническая база. Существует несколько фирм такого рода, но наибольшую известность по праву получила немецкая марка Mahle.

- Поршень должен быть легким и прочным, способным выдерживать значительные механические нагрузки и тепловые удары, а кроме того, обладать высокой износостойкостью рабочих поверхностей, низким трением при минимально возможном зазоре в цилиндре. В связи с тем, что КЛР и удельный вес бинарных сплавов системы Al–Si уменьшаются с увеличением концентрации Si в сплаве, а износостойкость и коррозионная стойкость повышаются, в настоящее время наблюдается тенденция применять для тяжело нагруженных деталей силумины заэвтектического состава. Как правило, это многокомпонентные легированные Ni сплавы, которые могут содержать микродобавки Ce, Y или Sc, поэтому стоимость сплава в цене поршня сейчас составляет около 50 %. Максимальное содержание Si в современных сплавах достигает 25 % мас., и возможность дальнейшего увеличения количества основного легирующего элемента – не бесперспективна при соблюдении разумного баланса «механические – эксплуатационные свойства» в сплаве.

- Качественные поршни из высококремнистых силуминов получить наиболее простым способом – литьем в кокиль – не удастся из-за сильной склонности сплавов к газопоглощению и ликвации Si. Поэтому поршни из этих сплавов получают по более сложным технологиям: жидкой штамповки и изотермической штамповки (ковки). Спецификой массового производства является также непрерывное (полунепрерывное) литье слитков из высококремнистых силуминов с применением мер, направленных на повышение их технологической пластичности, включая экструзию и многократную прокатку слитков.

• К простым, но эффективным способам улучшения механических свойств поршневых силуминов относятся интенсификация процесса затвердевания, микролегирование и модифицирование. Обязательным условием повышения пластичности сплавов является измельчение литой структуры, прежде всего кристаллов первичного кремния до 50 мкм и менее, что отводит модифицированию роль ключевой технологической операции. Предложенный на сегодняшний день перечень элементов (соединений)-модификаторов не сумел потеснить позиции фосфора, который широко используется в промышленном производстве в виде различных лигатур, предпочтительно, таблеток, тонких плиток или прутков с дисперсной структурой. Вопросы оптимизации температурно-временных интервалов модифицирования и концентрации вводимого модификатора остаются открытыми.

• Как сплавы ответственного назначения, высококремнистые поршневые силумины требуют соблюдения высокой чистоты производства, поскольку дисперсные оксидные включения также принимают участие в формировании первичной литой структуры, несмотря на то, что степень этого участия может быть существенно нивелирована наличием в расплаве модификатора. Поэтому ведущие производители вынуждены сегодня внедрять оборудование для сложного многоступенчатого рафинирования, а также продолжать поиск новых резервов для совершенствования технологического процесса производства высококачественных поршневых сплавов.

### Список литературы

1. Pistons and engine testing / Mahle GmbH. – Vieweg+Teubner Verlag, 2012. – 284 p.
2. *Aqeel Ahmed*. Mechanical Properties, Material and Design of the Automobile Piston: An Ample Review /Aqeel Ahmed, M. S. Wahab, A. A. Raus, K. Kamarudin, Qadir Bakhsh & Danish Ali // Indian Journal of Science and Technology. – 2016. – Vol. 9(36). – P. 1–7.
3. Поршневые силумины: учебное пособие / В. К. Афанасьев, С. А. Гладышев, Б. С. Ефименко. – Кемерово: Полиграф, 2005. – 161 с.
4. Поршневые силумины / Н. А. Белов, В. Д. Белов, С. В. Савченко, М. Е. Самошина, В. А. Чернов, А. Н. Алабин. – М.: Изд. дом «Руда и металлы», 2011. – 248 с.
5. *Афанасьев В. К.* О влиянии кремния на тепловое расширение алюминия / В. К. Афанасьев, А. В. Горшенин, М. В. Попова, А. Н. Прудников, М. А. Старостина // *Металлургия машиностроения*. – 2010. – № 6. – С. 23 – 26.
6. *Кошелев П. Ф.* Прочность и пластичность конструкционных материалов при низких температурах: справочное пособие / П. Ф. Кошелев, С. Е. Беляев. – М.: Машиностроение, 1967. – 364 с.
7. *Белов В. Д.* Поршневые силумины // *Вестник МГТУ им. Г. И. Носова*. – 2005. – №1 (9). – С. 32–37.
8. ASTM B 26/B 26M Standard Specification for Aluminum-Alloy Sand Castings.
9. ASTM B 108/ B 108M Standard Specification for Aluminum-Alloy Permanent Mold Casting.
10. ASTM B 85 Standard Specification for Aluminum-Alloy Die Casting.
11. *Лобанов В. К.* Материаловедческие аспекты выбора технологии изготовления поршней ДВС / В. К. Лобанов, Е. В. Чуйкова // *Вестник ХНАДУ*. – 2009. – № 36. – С. 46–49.
12. *Темянюк Л. С.* Жидкая штамповка поршней колесных цилиндров на автоматах / Л. С. Темянюк, Е. И. Намазон // *Кузнечно-штамповочное производство*. – 1989. – №13. – С. 15–19.
13. *Лобанов В. К.* Биметаллические штампованные поршни для форсированных ДВС / В. К. Лобанов, А. Б. Любченко, Е. Е. Босин, А. Н. Костомаров, А. Н. Косовцев // *Механика та машинобудування*. – 2001. – №1, 2. – С. 14–22.
14. *Midson, S.* Semi-Solid Metal Processing of Aluminum Alloy A390 / S. Midson, J. Keist, & J. Svare // *Proceedings of the SAE World Congress (4–7 March 2002)*. – Detroit: MI, 2002. – P. 112–125.
15. *Atkinson, H. V.* Thixoforming of Hypereutectic Al/Si Automotive Pistons / H. V. Atkinson & P. J. Ward // *Solid State Phenomena*. – 2008. – Vols. 141–143. – P. 201–206.
16. *Воронов С. М.* Исследование сплавов типа силумин / С. М. Воронов, И. А. Саморуков. – М.: *Металлургиздат*, 1933. – 100 с.
17. *Эскин Г. И.* Получение деформированных полуфабрикатов из заэвтектических силуминов / Г. И. Эскин, Ю. П. Пименов // *Технология легких сплавов*. – 1996. – № 2. – С. 51–55.

18. Прудников А. Н. Технология производства, структура и свойства поршней двигателей из заэвтектического деформируемого силумина // Известия вузов. Черная металлургия. – 2009. – № 5. – С. 45–48.
19. Prudnikov A. N. Deformable heatproof transeutectic sillumin for pistons // Steel in Translaion. – 2009. – Vol. 39(6). – P. 456–459.
20. Афанасьев К. В. Технология получения слитков, деформированных заготовок и поршней из заэвтектического жаропрочного силумина и их свойства / К. В. Афанасьев, А. Н. Прудников, А. В. Горшенин // Обработка металлов. – 2010. – № 3. – С. 28–31.
21. Kobayashi, K. Crystal growth of the primary silicon in an Al-16 wt % Si alloy / K. Kobayashi, P. H. Shingu, & R. Ozaki // Journal of Materials Science. – 1975. – Vol. 10(2). – P. 290–299.
22. Ullah, M. W. Silicon Crystal Morphologies during Solidification Refining from Al-Si Melts / M. W. Ullah & T. Carlberg // Journal of Crystal Growth. – 2011. – Vol. 318(1). – P. 212–218.
23. Gui, M. Microstructure of Al-Si Alloys Solidified from the different Temperature Melts / M. Gui, J. Jia, G. Song, & Q. Li // Journal of Materials Science & Technology. – 1999. – Vol. 15(3). – P. 225–228.
24. Okayasu, M. Crystallisation characteristics of primary silicon particles in cast hypereutectic Al-Si alloy / M. Okayasu, S. Takeuchi, & T. Shiraishi // International Journal of Cast Metals Research. – 2013. – Vol. 26(2). – P. 105–113.
25. Korojy, B. On solidification of hypereutectic Al-Si alloys // Transactions of the Indian Institute of Metals. – 2009. – Vol. 62(4–5). – P. 361–365.
26. Марукович Е. И. Получение отливок из заэвтектического силумина методом литья закалочным затвердеванием / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2005. – № 2 (34). – С. 142–144.
27. Li, P.J. Effect of melt overheating, cooling and solidification rates on Al-16wt.%Si alloy structure / P.J. Li, V.I. Nikitin, E.G. Kandalove, & K.V. Nikintin // Materials Science Engineering A. – 2002. – Vol. 332. – P. 371–374.
28. Chen Zhong-hua. Correlation between solidified Microstructure and Melt State of Al-18%Si Alloy / Chen Zhong-hua, Han Yan-fa, Huang Zhong-yue, & Yang Dong-dong Zu // Metallic Functional Materials. – 2011. – Issue 3. – P. 28–31.
29. Xu, C.L. Morphologies of primary silicon in hypereutectic Al-Si alloys with melt overheating temperature and cooling rate / C.L. Xu & Q.C. Jiang // Materials Science Engineering A. – 2006. – Vol. 437. – P. 451–455.
30. Platkowski, J. Crystallization and structure of cast A390.0 alloy with melt overheating temperature / J. Platkowski, B. Gajdzik, & T. Matula. // Metallurgija. – 2012. – Vol. 51(3). – P. 321–324.
31. Напалков В. И. Непрерывное литье алюминиевых сплавов. Справочник / В. И. Напалков, Г. В. Черепок, С. В. Махов, Ю. М. Черновол. – М.: Интермет Инжиниринг, 2005. – 512 с.
32. Kesheng Zuo. Effects of Heat Treatment and Extrusion on Microstructure and Properties of A390 Alloy Hollow Billet Fabricated via DC Casting / Kesheng Zuo, Haitao Zhang, Ke Qin, Xing Han, Bo Shaoand, & Jianzhong Cui // Materials Transactions. – 2015. – Vol. 56(9). – P. 1591–1598.
33. Eskin, D. Physical Metallurgy of Direct Chill Casting of Aluminum Alloys (Advances in Metallic Alloys). – CRC Press, 2008. – 328 p.
34. Grandfield, J. Direct-Chill Casting of Light Alloys: Science and Technology / J. Grandfield, D. Eskin, & I. Bainbridge. – Wiley-TMS, 2013. – 424 p.
35. Blais, S. Structure control by electromagnetic stirring and reheating at semi-solid state / S. Blais, W. Loue, & C. Pluchon / Proc. 4th International conference on semi-solid processing of alloy and composites (June 1996). – Sheffield, 1996. – P. 187–192.
36. Тарарышкин В. И. Выбор модификаторов для измельчения структуры заэвтектических силуминов / В. И. Тарарышкин, Ю. П. Пименов, Г. И. Эскин // Технология легких сплавов. – 1997. – № 3. – С. 28–32.
37. Гаврилюк В. П. Управление структурой и свойствами заэвтектических силуминов при помощи микродобавок / В. П. Гаврилюк, В. В. Ласковец // Процессы литья. – 2005. – № 2. – С. 55–60.
38. Кузнецова В. З. Влияние модифицирования бором на структуру и свойства заэвтектических поршневых силуминов / В. З. Кузнецова, О. А. Носко // Теория и практика металлургии. – 2005. – № 1–2. – С. 113–118.
39. Kawther, W. A. Al-Helal. New Approaches to Casting Hypereutectic Al-Si Alloys to Achieve Simultaneous Refinement of Primary Silicon and Modification of Eutectic Silicon / A thesis submitted for the degree of Doctor of Philosophy. – Brunel Centre for Advanced Solidification Technology (BCAST), Brunel University, 2013. – 174 p.
40. Campbell, J. Review of effect of P and Sr on modification and porosity development in Al-Si alloys

- / J. Campbell & M. Tiryakioglu // *Materials Science and Technology*. – 2010. – Vol. 26 (3). – P. 262–268.
41. *Liang, S. M.* Phosphorus in Al–Si cast alloys: Thermodynamic prediction of the AlP and eutectic (Si) solidification sequence validated by microstructure and nucleation undercooling data / S. M. Liang & R. Schmid-Fetzer // *Acta Materialia*. – 2014. – Vol. 72. – P. 41–56.
42. *Li, J.* Revealing heterogeneous nucleation of primary Si and eutectic Si by AlP in hypereutectic Al–Si alloys / J. Li, F.S. Hage, X. Liu, Q. Ramasse, & P. Schumacher // *Scientific Reports* 6, article number: 25244; doi: 10.1038/srep25244 (2016).
43. *Белов М. В.* Исследование процесса кристаллизации Al–Si сплавов и разработка легкоплавких фосфорсодержащих лигатур с целью повышения качества литых поршневых заготовок // Автореферат дисс...канд. техн. наук. – Государственный технологический университет «Московский институт стали и сплавов», 2007. – 26 с.
44. *Zhang Ying.* Transformation of microstructure after modification of A390 alloy / Zhang Ying, Yi Dan-qing, Li Wang-xin, Ren Zhi-sen, Zhao Qun, & Zhang Jun-hong // *Transaction of Nonferrous Metals Society of China*. – 2007. – Vol. 17. – P. 413–417.
45. *Platkowski, J.* AlSi17Cu5Mg alloy as future material for castings of pistons for internal combustion engines // *Metalurgija*. – 2015. – Vol. 54(3). – P. 511–514.
46. *Gao, T.* A new Al–Fe–P master alloy designed for application in low pressure casting and its refinement performance on primary Si in A390 alloy at low temperature / T. Gao, X.Z. Zhu, H. Qiao, & X.F. Liu // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2014. – Vol. 607. – P. 11–15.
47. *Pozdniakov, A. V.* The synthesis of novel powder master alloys for the modification of primary and eutectic silicon crystals / A. V. Pozdniakov, M.V. Glavatskikh, S.V. Makhov, & V.I. Napalkov // *Materials Letters*. – 2014. – Vol. 128. – P. 325–328.
48. *Jing Zhang.* Study on Dual Modification of Al–17%Si Alloys by Structural Heredity / Jing Zhang, Hongmei Chen, Hui Yu, & Yunxue Jin // *Metals*. – 2015. – Vol.5. – P. 1112–1126.
49. *Zuo, M.* Effect of rapid solidification on the microstructure and refining performance of an Al–Si–P master alloy / M. Zuo, X.F. Liua, Q.Q. Sun, & K. Jianga. // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2009. – Vol. 209. – P. 5504–5508.
50. *Zuo, M.* Series of Al–P Master Alloy and excellent refining performance on hypereutectic A390 Alloys / M. Zuo, X. Liu // *Advanced Materials Research*. – 2011. – Vols. 306–307. – P. 613–616.
51. *Никитин В. И.* Научные принципы создания нового класса мелкокристаллических модификаторов для металлических расплавов / В.И. Никитин, К.В. Никитин // *Теория и практика технологий производства изделий из композиционных материалов и новых металлических сплавов: Материалы IV Международной конференции*. – М.: Знание, 2005. – С. 297–307.
52. *Никитин К. В.* Теоретические и практические предпосылки развития технологий наномодифицирования сплавов на основе алюминия // *Наследственность в литейных процессах: Труды VII Междунар. науч.-техн. симпозиума*. – Самара: СамГТУ, 2008. – С. 286–290.
53. *Никитин В.И.* Развитие и применение явления структурной наследственности в алюминиевых сплавах / В. И. Никитин, К. В. Никитин // *Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies*. – 2014. – Vol. 4 (7). – P. 424–429.
54. *Никитин К. В.* Разработка технологии генной инженерии для получения заэвтектических силуминов с мелкокристаллической структурой // *Труды восьмого съезда литейщиков России*. – Ростов-на-Дону: изд-во РАЛ, 2007. – С. 253–257.
55. *Никитин К. В.* Влияние вида шихтового кремния на структуру и свойства заэвтектических силуминов / К.В. Никитин, И. Ю. Тимошкин // *Прогрессивные литейные технологии: Труды 4 Междунар. науч.-практ. конф.* – М.: ИД Медпрактика-М, 2007. – С. 252–255.
56. *Никитин К. В.* Наследственное влияние чушковых сплавов на свойства отливок из силуминов / К. В. Никитин, И. Ю. Тимошкин // *Литейное производство*. – 2011. – № 7. – С. 19–22.
57. *Афанасьев В. К.* Водород – легирующий элемент алюминиевых сплавов / В.К. Афанасьев, М. В. Попова, А. Н. Прудников, М. В. Зезиков, А. В. Горшенин // *Известия вузов. Черная металлургия*. – 2005. – № 6. – С. 36–39.
58. *Афанасьев В. К.* О влиянии водяного пара на формирование свойств высококремнистых Al–сплавов / В. К. Афанасьев, В. В. Герцен, С. В. Долгова, Ю. М. Мусохранов, М. В. Попова // *Металлургия машиностроения*. – 2015. – № 5. – С. 1–17.
59. *Попова М. В.* Перспективные алюминиевые сплавы для авиационной и космической техники / М. В. Попова, А. Н. Прудников, С. В. Долгова, М. А. Малюх // *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. – 2017. – № 3 (21). – С. 18–23.
60. *Эскин, Г. И.* Влияние поперечно-винтовой прокатки на структуру и свойства заэвтектических силуминов разной шихтовой основы / Г. И. Эскин, Е. И. Панов // *Цветные металлы*. – 2002. – № 9. – С. 85–89.

61. *Панов Е. И.* Повышение пластических свойств силуминовых труднодеформируемых сплавов 01390, 01391 методом поперечно-винтовой прокатки // *Металлург.* – 2004. – № 6. – С. 66–69.
62. *Эскин Г. И.* Влияние технологии литья и деформации на структуру и свойства термоупрочняемых заэвтектических силуминов / Г. И. Эскин, Е. И. Панов, Л. Б. Бер, Б. Н. Степанов, С. Г. Бочвар, В. И. Ялфимов // *Металлург.* – 2008. – № 7. – С. 37–42.
63. *Добаткин В. И.* Газы и окислы в алюминиевых деформируемых сплавах / В. И. Добаткин, Р. М. Габидуллин, Б. А. Колачев, Г. С. Макаров. – Москва: *Металлургия*, 1976. – 263 с.
64. *Альтман М. Б.* Неметаллические включения в алюминиевых сплавах. – М.: *Металлургия*, 1965. – 128 с.
65. *Котлярский Ф. М.* Содержание и качество твердых неметаллических включений в алюминиевых сплавах // *Процессы литья.* – 2011. – № 1 (85). – С. 25–35.
66. *Silva, M.P.* Oxidation of Liquid Aluminum-Magnesium Alloys / M.P. Silva & D.E.J. Talbot // *Light Metals.* – 1989. – P. 1035–1040.
67. *Макаров Г. С.* Рафинирование алюминиевых сплавов. – М.: *Металлургия*, 1983. – 119 с.
68. *Макаров Г. С.* Закономерности взаимодействия твердых неметаллических включений в алюминиевом расплаве с рафинирующим газом // *Технология легких сплавов.* – 1998. – № 4. – С. 29–33.
69. *Курдюмов А. В.* Очистка сплавов цветных металлов от взвешенных неметаллических включений и растворенного водорода // *Литейное производство.* – 1970. – № 5. – С. 4–6.
70. *Gopalan, R.* Oxide bifilms in aluminium alloy castings – a review / R. Gopalan & N.K. Prabhu. // *Materials Science and Technology.* – 2011. – Vol. 27(12). – P. 1757–1769.
71. *El-Sayed, M.A.* An investigation of the behavior of double oxide film defects in aluminium-magnesium cast alloys // *The Journal of the Southern Africa Institute of Mining and Metallurgy.* – 2018. – Vol. 118. – P. 1225–1231.
72. *Aryafar, M.* Healing of double oxide film defects in A356 aluminium melt / M. Aryafar, R. Raiszadeh, & A. Shalbafzadeh // *Journal of materials science.* – 2010. – Vol. 45(11). – P. 3041–3051.
73. *Campbell, J.* Complete Casting Handbook. Metal Casting Processes, Metallurgy, Techniques and Design. – Published by Elsevier Ltd., 2015. – 1054 p.
74. *Cho, Y.H.* Effect of Strontium and Phosphorus on Eutectic Al-Si Nucleation and Formation of  $\beta$ -Al<sub>2</sub>FeSi in Hypoeutectic Al-Si Foundry Alloys / Y.H. Cho, H.-C. Lee, K.H. Oh, & A.K. Dahle // *Metallurgical and Materials Transactions A.* – 2008. – Vol. 39A. – P. 2435–2448.
75. Сайт Російської асоціації ливарників [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <http://www.ruscastings.ru/>.
76. Сайт Київського заводу алюмінієвих конструкцій FORTE Aluminium [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://forte.amtt.ua/>.
77. Сайт Каменської алюмінієвої компанії [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <http://www.kamalko.ru/>.

Поступила 17.04.2019

## References

1. Pistons and engine testing. Mahle GmbH, Vieweg+Teubner Verlag, 2012, 284 p. [in English].
2. *Aqeel, A., Wahab, M. S., Raus, A. A., Kamarudin, K., Qadir Bakhsh & Danish Ali* (2016) Mechanical Properties, Material and Design of the Automobile Piston: An Ample Review. *Indian Journal of Science and Technology*, Vol. 9 (36), pp. 1–7 [in English].
3. *Afanas'ev, V. K., Gladishev, S. A., Efimenko B. S.* (2005) *Porshnevie silumini: uchebnoe posobie.* Kemerovo: Poligraf, 161 p. [in Russian].
4. *Belov, N. A., Belov, V. D., Savchenko, S. V., Samoshina, M. E., Chernov, V. A., Alabin A.N.* (2011) *Porshnevie siluminy.* Moscow: Izd. dom «Ruda i metally», 248 p. [in Russian].
5. *Afanas'ev, V. K., Gorshenin, A. V., Popova, M. V., Prudnikov, A.N., Starostina, M. A.* (2010) About influence of silicon on the temperature expansion of aluminum. *Metallurgiya mashinostroeniya*, no. 6, pp. 23–26 [in Russian].
6. *Koshelev, P. F., Belyaev, S. E.* (1967) *Prochnost' i plastichnost' konstruktsionnih materialov pri nizkih temperaturah: spravochnoye posobie.* Moscow: Mashinostroenie, 364 s. [in Russian].
7. *Belov, V. D.* (2005) Piston siluminum. *Vestnik MGTU im. G.I. Nosova*, no1 (9), pp. 32–37 [in Russian].
8. ASTM B 26/B 26M Standard Specification for Aluminum-Alloy Sand Castings.
9. ASTM B 108/ B 108M Standard Specification for Aluminum-Alloy Permanent Mold Casting.

10. ASTM B 85 Standard Specification for Aluminum-Alloy Die Casting.
11. Lobanov, V. K., Chuykova, E. V. (2009) Materials science and a choice among technologies to produce engine pistons. Vestnik KHNADU, no. 36, pp. 46–49 [in Russian].
12. Temyanko, L. S., Namazon, E. I. (1989) Die automatic casting the pistons for wheel cylinder bodies. Kuznetchno-shtampovoe proizvodstvo, no.13, pp. 15–19 [in Russian].
13. Lobanov, V. K., Lyubchenko, A. B., Bosin, E. E., Kostomarov, A. N., Kosovtsev, A. N. (2001) Bimetal die cut pistons for high loaded engines. Mekhanika ta mashinobuduvannya, no. 1–2, pp. 14–22 [in Russian].
14. Midson, S., Keist, J. & Svare J. (2002) Semi-Solid Metal Processing of Aluminum Alloy A390. Proceedings of the SAE World Congress (4–7 March 2002). Detroit: MI, pp. 112–125 [in English].
15. Atkinson, H. V., Ward, P. J. (2008) Thixoforming of Hypereutectic Al/Si Automotive Pistons. Solid State Phenomena, Vols. 141–143, pp. 201–206 [in English].
16. Voronov, S. M., Samorukov, I. A. (1933) Issledovanie splavov tipa siluminum. Moscow: Metallurdizdat, 100 p. [in Russian].
17. Eskin, G. I., Pimenov, Yu. P. (1996) Fabrication of semifinished items from hypereutectic siluminum. Tehnologiya legkih splavov, no. 2, pp. 51–55 [in Russian].
18. Prudnikov, A. N. (2009) Technology to produce, structure and properties of engine pistons from hypereutectic wrought siluminum. Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya, no. 5, pp. 45–48 [in Russian].
19. Prudnikov, A. N. (2009) Deformable heatproof transeutectic sillumin for pistons. Steel in Translation, Vol. 39 (6), pp. 456–459 [in English].
20. Afanas'ev, K. V., Prudnikov, A. N., Gorshenin, A. V. (2010) Technology to produce ingots, wrought bars and pistons from hypereutectic high temperature resistant siluminum and their properties. Obrabotka metallov, no. 3, pp. 28–31 [in Russian].
21. Kobayashi, K., Shingu, P. H. & Ozaki, R. (1975) Crystal growth of the primary silicon in an Al-16 wt % Si alloy. Journal of Materials Science, Vol. 10 (2), pp. 290–299 [in English].
22. Ullah, M. W. & Carlberg, T. (2011) Silicon Crystal Morphologies during Solidification Refining from Al-Si Melts. Journal of Crystal Growth, Vol. 318 (1), pp. 212–218 [in English].
23. Gui, M., Jia, J., Song, G. & Li, Q. (1999) Microstructure of Al–Si Alloys Solidified from the different Temperature Melts. Journal of Materials Science & Technology, Vol. 15 (3), pp. 225–228 [in English].
24. Okayasu, M., Takeuchi, S. & Shiraishi, T. (2013) Crystallisation characteristics of primary silicon particles in cast hypereutectic Al–Si alloy. International Journal of Cast Metals Research, Vol. 26 (2), pp.105–113 [in English].
25. Korojy, B. (2009) On solidification of hypereutectic Al–Si alloys. Transactions of the Indian Institute of Metals, Vol. 62 (4–5), pp. 361–365 [in English].
26. Marukovich, E. I., Stetsenko, V. Yu. (2005) Castings from hypereutectic siluminum manufactured by means of quenching. Lit'yo i metallurgiya, no. 2 (34), pp. 142–144 [in Russian].
27. Li, P. J., Nikitin, V. I., Kandalove, E. G. & Nikintin, K. V. (2002) Effect of melt overheating, cooling and solidification rates on Al–16wt.%Si alloy structure. Materials Science Engineering A., Vol. 332, pp. 371–374 [in English].
28. Chen Zhong-hua, Han Yan-fa, Huang Zhong-yue, & Yang Dong-dong Zu (2011) Correlation between solidified Microstructure and Melt State of Al–18%Si Alloy. Metallic Functional Materials, Issue 3, pp. 28–31 [in English].
29. Xu, C. L. & Jiang, Q. C. (2006) Morphologies of primary silicon in hypereutectic Al-Si alloys with melt overheating temperature and cooling rate. Materials Science Engineering A., Vol. 437, pp. 451–455 [in English].
30. Platkowski, J., Gajdzik, B. & Matula, T. (2012) Crystallization and structure of cast A390.0 alloy with melt overheating temperature. Metallurgija, Vol. 51 (3), pp. 321–324 [in English].
31. Napalkov, V. I., Cherepov, G. V., Mahov, S. V., Chernovol, Yu. M. (2005) Neprerivnoye lit'yo aluminiyevih splavov. Spravochnik. Moscow: Intermet Inginiring, 512 p. [in Russian].
32. Kesheng Zuo, Haitao Zhang, Ke Qin, Xing Han, Bo Shaoand, & Jianzhong Cui (2015) Effects of Heat Treatment and Extrusion on Microstructure and Properties of A390 Alloy Hollow Billet Fabricated via DC Casting. Materials Transactions, Vol. 56 (9), pp. 1591–1598 [in English].
33. Eskin, D. (2008) Physical Metallurgy of Direct Chill Casting of Aluminum Alloys (Advances in Metallic Alloys). CRC Press, 328 p. [in English].
34. Grandfield, J., Eskin, D. & Bainbridge, I. (2013) Direct-Chill Casting of Light Alloys: Science and Technology. Wiley-TMS, 424 p. [in English].
35. Blais, S., Loue, W. & Pluchon, C. (1996) Structure control by electromagnetic stirring and reheating at semi-solid state. Proc. 4th International conference on semi-solid processing of alloy and composites (June 1996). Sheffield, pp. 187–192 [in English].



36. *Tararishkin, V. I., Pimenov, Yu. P., Eskin, G. I.* (2017) Modifier assortment to refine the structure of hypereutectic siluminum. *Tehnologiya legkih splavov*, no 3, pp. 28–32 [in Russian].
37. *Gavrilyuk, V. P., Laskovets, V. V.* (2005) Control of structure and properties of hypereutectic siluminum by means of microalloying. *Protsessy lit'ya*, no 2, pp. 55–60 [in Russian].
38. *Kuznetsova, V. Z., Nosko, O. A.* (2008) Effect of boron modifying on structure and properties hypereutectic piston alloys. *Teoriya i praktika metallurgii*, no. 1–2, pp. 113–118 [in Russian].
39. *Kawther, W. A., Al-Helal* (2013) New Approaches to Casting Hypereutectic Al-Si Alloys to Achieve Simultaneous Refinement of Primary Silicon and Modification of Eutectic Silicon. A thesis submitted for the degree of Doctor of Philosophy. Brunel Centre for Advanced Solidification Technology (BCAST), Brunel University, 174 p. [in English].
40. *Campbell, J. & Tiryakioglu, M.* (2010) Review of effect of P and Sr on modification and porosity development in Al-Si alloys. *Materials Science and Technology*, Vol. 26 (3), pp. 262–268 [in English].
41. *Liang, S.M. & Schmid-Fetzer, R.* (2014) Phosphorus in Al-Si cast alloys: Thermodynamic prediction of the AIP and eutectic (Si) solidification sequence validated by microstructure and nucleation undercooling data. *Acta Materialia*, Vol. 72, pp. 41–56 [in English].
42. *Li, J., Hage, F. S., Liu, X., Ramasse, Q. & Schumacher P.* (2016) Revealing heterogeneous nucleation of primary Si and eutectic Si by AIP in hypereutectic Al-Si alloys. *Scientific Reports* 6, article number: 25244; doi: 10.1038/srep25244 [in English].
43. *Belov, M. V.* (2007) Issledovanie protsessa kristallizatsii Al-Si splavov i razrabotka legkoplavkih fosforsodershaschih ligatur s tsel'yu povisheniya kachestva litih porshnevnykh zagotovok. Avtoref. diss...kand. tehn. nauk. Moscow: Gosudarstvenniy Tehnologicheskiy Universitet «Moskovskiy institute stali i splavov», 26 p. [in Russian].
44. *Zhang Ying, Yi Dan-qing, Li Wang-xin, Ren Zhi-sen, Zhao Qun, & Zhang Jun-hong* (2007) Transformation of microstructure after modification of A390 alloy. *Transaction of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 17, pp. 413–417 [in English].
45. *Platkowski, J.* (2015) AlSi17Cu5Mg alloy as future material for castings of pistons for internal combustion engines. *Metalurgija*, Vol. 54 (3), pp. 511–514 [in English].
46. *Gao, T., Zhu, X. Z., Qiao, H. & Liu, X. F.* (2014) A new Al-Fe-P master alloy designed for application in low pressure casting and its refinement performance on primary Si in A390 alloy at low temperature. *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 607, pp. 11–15 [in English].
47. *Pozdniakov, A. V., Glavatskikh, M. V., Makhov, S. V. & Napalkov, V. I.* (2014) The synthesis of novel powder master alloys for the modification of primary and eutectic silicon crystals. *Materials Letters*, Vol. 128, pp. 325–328 [in English].
48. *Jing Zhang, Hongmei Chen, Hui Yu, & Yunxue Jin* (2015) Study on Dual Modification of Al-17%Si Alloys by Structural Heredity. *Metals*, Vol. 5, pp. 1112–1126 [in English].
49. *Zuo, M., Liu, X. F., Sun, Q. Q. & Jianga, K.* (2009) Effect of rapid solidification on the microstructure and refining performance of an Al-Si-P master alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 209, pp. 5504–5508 [in English].
50. *Zuo, M., Liu, X.* (2011) Series of Al-P Master Alloy and excellent refining performance on hypereutectic A390 Alloys. *Advanced Materials Research*, Vols. 306–307, pp. 613–616 [in English].
51. *Nikitin, V. I., Nikitin, K. V.* (2005) Scientific principles to create a new class of fine grained modifiers for metallic liquids. *Teoriya i praktika tehnologii proizvodstva izdeliy iz kompozitsionnih materialov i novih metallicheskih splavov: Materialy IV Meshdunarodnoy konferentsii*. Moscow: Znanie, pp. 297–307 [in Russian].
52. *Nikitin, V. I.* (2008) Theoretical and practical premises for the technology development of nano-modifying the aluminum alloys. *Nasledstvennost' v liteyniy protsessah: Trudi VII Meshdunarodnogo nauchno-tehnicheskogo simposiuma*. Samara: SamGTU, pp. 286–290 [in Russian].
53. *Nikitin, V. I., Nikitin, K. V.* (2014) Development and application of structure heredity in aluminum alloys. *Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies*, Vol. 4 (7), pp. 424–429 [in Russian].
54. *Nikitin, K. V.* (2007) Development of genetic engineering for design of hypereutectic siluminum with fine grained structure. *Trudi VII s'ezda liteyschikov Rosii, Rostov-na-Donu: RAL*, pp. 253–257 [in Russian].
55. *Nikitin, K. V., Timoshkin, I. Yu.* (2007) Influence of the charge silicon type on structure and properties of hypereutectic siluminum. *Progressivnie liteynie tehnologii: Trudi 4 Meshdunar. Nauch.-prakt. konf.* Moscow: ID Medpraktika-M, pp. 252–255 [in Russian].
56. *Nikitin, K. V., Timoshkin, I. Yu.* (2011) Hereditary effect of pig alloys on the properties of siluminum castings. *Liteynoe proizvodstvo*, no 7, pp. 19–22 [in Russian].

57. Afanas'ev, V. K., Popova, M. V., Prudnikov, A. N., Zezikov, M. V. Gorshenin, A. V. (2005) Hydrogen is an alloying element for aluminum alloy. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya*, no 6, pp. 36–39 [in Russian].
58. Afanas'ev, V. K., Gertsen, V. V., Dolgova, S. V., Musohranov, Yu. M., Popova, M. V. (2015) About influence of water vapor on creating the properties of Al-alloys with high silicon content. *Metallurgiya mashinostroeniya*, no. 5, pp. 1–17 [in Russian].
59. Popova, M. V., Prudnikov, A. N., Dolgova, S. V., Malyuh, M. A. (2017) Perspective aluminum alloys for aircraft and cosmic technology. *Vestnik Sibirskogo gosudarstvennogo industrial'nogo universiteta*, no. 3 (21), pp. 18–23 [in Russian].
60. Eskin, G. I., Panov, E. I. (2002) Influence of cross-screw rolling on structure and properties of hypereutectic siluminium melted from different charge. *Tsvetnie metally*, no. 9, pp. 85–89 [in Russian].
61. Panov, E. I. (2004) Increasing plasticity of heavy wrought siluminium 01390, 01391 by means of cross-screw rolling. *Metallurg*, no 6, pp. 66–69 [in Russian].
62. Eskin, G. I., Panov, E. I., Ber, L. B., Stepanov, B. N., Bochvar, S. G., Yal'fimov, V. I. (2008) Effect of foundry technology and deformation on structure and properties of heat-strengthened hypereutectic siluminium. *Metallurg*, no. 7, pp. 37–42 [in Russian].
63. Dobatkin, V. I., Gabidullin, R. M., Kolachev, B. A., Makarov, G. S. (1976) *Gazi i okisli v aluminiyevih splavah*. Moscow: Metallurgiya, 263 p. [in Russian].
64. Al'tman, M. B. (1965) *Nonmetallic inclusions in aluminum alloys*, Moscow: Metallurgiya, 128 p. [in Russian].
65. Kotlyarskiy, F. M. (2011) Contents and quality of hard nonmetallic inclusions in aluminum alloys. *Protsey lit'ya*, no. 1 (85), pp. 25–35 [in Russian].
66. Silva, M. P. & Talbot, D. E. J. (1989) Oxidation of Liquid Aluminum-Magnesium Alloys. *Light Metals*, pp. 1035–1040 [in English].
67. Makarov, G. S. (1983) *Rafinirovanie aluminiyevih splavov*. Moscow: Metallurgiya, 119 p. [in Russian].
68. Makarov, G. S. (1998) Interaction behaviour of hard nonmetallic inclusions in aluminum melt with refining gas. *Tehnologiya legkih splavov*, no 4, pp. 29–33 [in Russian].
69. Kurdyumov, A. V. (1970) Purification of non-ferrous metals from suspended nonmetallic inclusions and dissolved hydrogen. *Liteynoe proizvodstvo*, no 5, pp. 4–6 [in Russian].
70. Gopalan, R. & Prabhu, N. K. (2011) Oxide bifilms in aluminium alloy castings – a review. *Materials Science and Technology*, Vol. 27 (12), pp. 1757–1769 [in English].
71. El-Sayed, M. A. (2018) An investigation of the behavior of double oxide film defects in aluminium-magnesium cast alloys. *The Journal of the Southern Africa Institute of Mining and Metallurgy*, Vol. 118, pp. 1225–1231 [in English].
72. Aryafar, M., Raiszadeh, R. & Shalbafzadeh, A. (2010) Healing of double oxide film defects in A356 aluminium melt. *Journal of materials science*, Vol. 45 (11), pp. 3041–3051 [in English].
73. Campbell, J. (2015) *Complete Casting Handbook. Metal Casting Processes, Metallurgy, Techniques and Design*. Published by Elsevier Ltd., 1054 p. [in English].
74. Cho, Y. H., Lee, H.-C., Oh, K. H. & Dahle, A. K. (2008) Effect of Strontium and Phosphorus on Eutectic Al-Si Nucleation and Formation of  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi in Hypoeutectic Al-Si Foundry Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A.*, Vol. 39A, pp. 2435–2448 [in English].
75. Sayt Rosiyskoy assotsiatsii lyarnikov [Elektronnyi resurs]. URL: <http://www.ruscastings.ru/>.
76. Sayt Kiiivskogo zavodu aluminiyevykh konstruksiy FORTE Aluminium [Elektronnyi resurs]. URL: <https://forte.amtt.ua/>.
77. Sayt Kamenskoy aluminiyevoy kompanii [Elektronnyi resurs]. URL: <http://www.kamalko.ru/>.

Received 17.04.2019

**А. В. Сінчук**, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: [ssts@iipr.com.ua](mailto:ssts@iipr.com.ua)

**О. Є. Меркулов\***, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: [merkulov1@ukr.net](mailto:merkulov1@ukr.net)

Інститут імпульсних процесів та технологій НАН України, Миколаїв

\*Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, Дніпро

**СИЛУМІНИ ДЛЯ ПОРШНІВ З ВИСОКИМ ВМІСТОМ КРЕМНІЮ:  
МЕТАЛОЗНАВЧІ АСПЕКТИ, ОСОБЛИВОСТІ ВИРОБНИЦТВА ТА  
ПЕРСПЕКТИВИ**

## Кристаллізація і структурообразование сплавів

В огляді перераховано вимоги до матеріалу поршня сучасних важко навантажених двигунів і приведено хімічний склад найбільш поширених марок поршневих силумінів з високим вмістом кремнію. Переважно, це сплави, які містять 16–25 % Si і легуються Cu, Mg, Ni. Викладено коротку характеристику основних способів виробництва поршнів із заевтектичних сплавів, серед яких особливе місце займає ізотермічне штампування (кування). Схильність до деформування поршневих силумінів в ході кування суттєво залежить від розмірів і однорідності розподілу структурних складових, перш за все, первинних кристалів кремнію, об'єму розсіяної пористості, кількості залишкового водню і проявів гравітаційної ліквідації кремнію у виливку. Розглянуто особливості зародження і росту кристалів первинного кремнію, що визначають рівень механічних властивостей сплавів. На кількість і розміри кристалів кремнію переважний вплив мають температурно-часові умови охолодження виливка і наявність в розплаві активних ізоморфних тугоплавких часток. Розглянуто способи підвищення технологічної пластичності виливків силумінів з високим вмістом кремнію, перш за все, модифікування лігатурами на основі фосфору. Представлено нові погляди на механізми гетерогенного зародкоутворення кремнію і роль оксидних включень, серед яких особливо шкідливими є згорнуті оксидні біплівки, у формуванні литої структури. Перспективи виробництва високоякісних поршневих сплавів висвітлюються в аспекті модифікування дисперсними лігатурами систем Al-P і Al-Si-P і складного багатоступінчастого рафінування.

**Ключові слова:** поршневий силумін, злиток, первинний кремній, технологічна пластичність, модифікування, подвійні оксидні плівки.

**A. V. Sinchuk**, Candidate of Engineering Sciences, Senior Researcher,  
e-mail: ssts@iip.com.ua

**A. E. Merkulov\***, Candidate of Engineering Sciences, Senior Researcher,  
e-mail: merkulov1@ukr.net

Institute of Pulse Processes and Technologies of NAS of Ukraine, Nikolaev  
\*Z. I. Nekrasov Iron and Steel Institute of Nas of Ukraine, Dnepro

## HIGH SILICON ALUMINIUM PISTON ALLOYS: MATERIALS RESEARCH, FEATURES OF PRODUCTION AND PROSPECTS

The review lists requirements for piston materials of a modern high loaded engine and the chemical composition of the most common high-silicon piston aluminum alloys. They are alloys containing 16–25 % Si and additives of Cu, Mg, Ni, mainly. A brief description of the main production methods of pistons from high-silicon alloys is given, among which isothermal stamping (forging) occupies a special position. Deformability of piston siluminum undergone forging greatly depends on sizes and homogeneity of structure components, first of all, primary silicon crystals, the volume of scattered porosity, a quantity of the remaining hydrogen and silicon gravitational segregation in the ingots. The features of nucleation and growth of primary silicon crystals, which determine the level of mechanical properties, are described. A quantity and sizes of primary silicon crystals are influenced mostly with time-temperature cooling the ingots and presence of active isomorphous refractory particles in the melt. Methods to increase technological plasticity of ingots made from high-silicon aluminum alloys, the modifying with phosphorus-containing ligatures first of all, are analyzed. New points of view on the mechanism of heterogeneous silicon nucleation and the role of oxide inclusions, the most harmful enclosed oxide bifilms, predominantly, in the formation of the primary structure are presented. Prospects for the production of high-quality piston alloys are considered in the aspect of modifying by means of disperse Al-P and Al-Si-P ligatures and complex multi-stage refining.

**Keywords:** piston aluminum alloy, ingot, primary silicon, technological plasticity, modification, oxide bifilms.