

DOI: 10.15593/2224-9877/2016.2.04

УДК 669.715.018.28-153.71:629.7

**В.Г. Долгополов¹, В.А. Дубровский², М.Ю. Симонов¹,
Ю.Н. Симонов¹, А.Н. Юрченко¹, К.А. Шибанова¹**

¹Пермский национальный исследовательский
политехнический университет, Пермь, Россия

²ПАО «Протон-ПМ», Пермь, Россия

СПОСОБЫ ВЛИЯНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ В АВИАКОСМИЧЕСКОЙ ОТРАСЛИ

Изучено влияние температурного воздействия на жидкий расплав силумина, а также влияние модифицирования на его структуру и свойства. Для получения сплавов использовали вакуумно-индукционную тигельную печь.

Проанализированы диаграммы одноосного растяжения и механические свойства гомогенизированного алюминиевого сплава с дополнительным модифицированием и без него. Прочностные испытания проводили с помощью разрывной машины INSTRON-SATEC 300 LX, диаграммы одноосного растяжения строили с помощью программного продукта Bluehill, количество образцов на режим – не менее четырех штук.

Исследовано микростроение силумина, показано, что введение модификатора приводит к измельчению всех компонентов структуры, а также эвтектики, установлено, что введение модификатора приводит к уменьшению размеров иероглифических компонентов структуры. Проведены исследования микромеханизма роста трещины на поверхности разрушения у цилиндрических образцов (5 мм), испытанных на одноосное растяжение.

Показано, что в сплаве с дополнительным модифицированием микромеханизм роста трещины становится квазихрупким с участками микровязкой морфологии, в то время как в исходном гомогенизированном состоянии микромеханизм роста трещины является хрупким.

Анализ поверхности разрушения на некоторых образцах выявил наличие мезо- и макропор или полостей, которые образовались в процессе литья. В сплаве АК9ч кристаллизующийся материал имеет гладкую топографию поверхности, что обусловлено отсутствием сдерживающих рост границы факторов. В сплаве АК9чМ* наблюдали развитое топографическое строение кристаллизующегося структурного объема расплава, который имел четко выраженный ступенчатый вид, что обусловлено большими возможностями сдерживания мигрирующей границы.

Структуру и микромеханизм роста трещины исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа Phenom G2 ProX фирмы PhenomWorld при увеличениях от 500 до 8000 раз и ускоряющем напряжении 15 кВ.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, силумин, гомогенизирующая обработка, структура, эвтектика, модифицирование, механические свойства, зерно, жидкий расплав, микромеханизм роста трещины.

**V.G. Dolgoplov¹, V.A. Dubrovskii², M.Iu. Simonov¹,
Iu.N. Simonov¹, A.N. Iurchenko¹, K.A. Shibanova¹**

¹Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

²OJSC "Proton-PM", Perm, Russian Federation

THE METHODS OF INFLUENCE ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF ALUMINUM ALLOYS USED IN THE AEROSPACE INDUSTRY

The influence of temperature effects on the liquid melt silumin, and the impact of modifying its structure and properties. used vacuum induction furnace to produce alloys.

Analyzed diagram monoaxial stretching and mechanical properties of the homogenized aluminum alloy with a further modification and without it. Tensile tests were conducted using a tensile machine INSTRON-SATEC 300 LX, construction diagrams monoaxial stretching was performed in software Bluehill, mode number of samples of at least 4 pieces.

Studied the microstructure silumin shown that administering inoculant leads to a refinement of the structure component, and the eutectic, it was found that the introduction of the modifier reduces the size hieroglyphical structure components. Researches micromechanism crack growth in the fracture surface of cylindrical specimens (5 mm), tested in uniaxial tension.

It is shown that in the alloy with the optional modifying the microscopic mechanism of crack growth becomes Quasibrittle with portions microviscosity morphology, while as in the original state homogenized micromechanism crack growth is fragile.

Analysis of the fracture surface of some samples showed the presence mezo- and makro-pores or cavities, which are formed during the casting process. In the alloy AK9ch crystallized material has a smooth surface topography, because of the lack of constraints on the growth factors of the border. In AK9chM* alloy we observe the development of the topographic structure of the crystallizing melt structural volume, which had a pronounced stepped form, which is due to greater opportunities containment migrating abroad.

The structure and the microscopic mechanism of crack growth was examined using a scanning electron microscope Phenom G2 ProX company PhenomWorld at magnifications ranging from 500 to 8000 fold and an accelerating voltage of 15 kV.

Keywords: aluminum alloys, silumin, homogenizing treatment, structure, eutectic, modifying, mechanical properties, grain, liquid melt, microscopic mechanism of crack growth.

Введение

Одной из основополагающих задач современной авиационно-космической отрасли является снижение массы изделия в сборке до минимально возможного из-за постоянно возрастающей потребности увеличения полезной нагрузки. По этой причине при проектировании допускается только та масса и те сечения изделия, которые совершенно необходимы для надежной эксплуатации конструкции.

Снижение массы изделия, как правило, связано с применением новых, более легких и прочных материалов или улучшением свойств уже используемых сплавов. В условиях сложившейся экономической

ситуации в Российской Федерации особо актуальным является изыскание резервов повышения механических свойств уже применяемых материалов.

Без сомнения, особого внимания заслуживают вопросы совершенствования технологии плавки и обработки сплавов.

В настоящее время широкое распространение получили сплавы на основе систем Al–Si, Al–Cu, Al–Mg. Эти конструкционные герметичные сплавы систем Al–Si (АК12), Al–Si–Mg (АК9ч, АК7ч) получили название силуминов [1].

Силумины обладают хорошими литейными свойствами, удовлетворительной обрабатываемостью резанием, свариваемостью и коррозионной стойкостью, для повышения которой детали анодируют и защищают лакокрасочными покрытиями. Сплав АК12 (АЛ2) используют для изготовления мелких, а АК9ч (АЛ4) и АК7ч (АЛ9) – средних и крупных деталей (корпусов компрессоров, картеров двигателей внутреннего сгорания) [2–4].

Литая структура немодифицированных силуминов состоит из дендритов α -твердого раствора алюминия и эвтектики ($\alpha + \text{Si}$), в которой кремний имеет грубое игольчатое строение. Отсюда эти сплавы имеют невысокие свойства, особенно пластичность. Этот недостаток устраняется введением в расплав перед заливкой небольших присадок специально подобранных элементов, которые называют модификаторами [5].

Классическим примером модифицирования является модифицирование доэвтектических (до 9 % Si) и эвтектических (10–14 % Si) силуминов присадками натрия в количестве 0,001–0,1 %, который резко измельчает выделение кремния в эвтектике и делает тоньше ветви дендритов α -раствора. В производственных условиях расплавы модифицируют солями натрия.

Модифицирование двойным модификатором (смесью 67 % NaF и 33 % NaCl) ведут при 780–810 °С. Применение тройного модификатора (62,5 % NaCl, 25 % NaF и 12,5 % KCl) позволяет осуществлять модифицирование при 730–750 °С [6, 7].

Неодинаковая природа воздействия малых добавок модификаторов на структуру и свойства различных сплавов и влияние на процесс модифицирования многих внешних факторов в известной мере объясняют отсутствие в настоящее время общепринятого единого объяснения действия модификаторов. Например, существующие теории модифицирования силуминов можно разделить на две основные группы [8]:

Модификаторы первой группы увеличивают число центров кристаллизации.

Модификаторы второй группы являются поверхностно-активными веществами, которые сдерживают рост зерна.

Целью работы является изучение влияния гомогенизирующей обработки жидкого расплава, в комплексе с модифицированием, на структуру и свойства алюминиевого сплава АК9ч.

Материалы и методики эксперимента

В качестве материала исследования выбран доэвтектический алюмин АК9ч (АЛ4), а также сплав АК9чМ* после модификации, химический состав которых представлен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав исследуемых сплавов

Сплав, марка	Содержание элементов, мас. %											
	Al	Si	Mg	Mn	Cu	Fe	Ti + Zr	Zn	Ni	Pb	Sn	Be
АК9ч	осн.	9,51	0,26	0,25	<0,02	0,21	0,1	0,01	0,03	0,009	<0,0065	<0,0005
АК9чМ*	осн.	9,79	0,12	0,26	<0,02	0,21	0,1	0,01	0,04	0,009	<0,0065	<0,0005

Примечание. М* – сплав АК9ч, подвергнутый модифицированию специальными компонентами.

Базовый режим обработки расплава заключался в расплавлении металла при температуре 1100 °С с выдержкой при данной температуре в течение 20 мин, далее расплав охлаждали до температуры заливки 750 °С. Заливку образцов производили в песчаную форму.

При обработке по второму варианту в расплав после охлаждения до 750 °С вводили двойной модификатор.

Термическую обработку сплава производили по технической документации ПАО «Протон-ПМ».

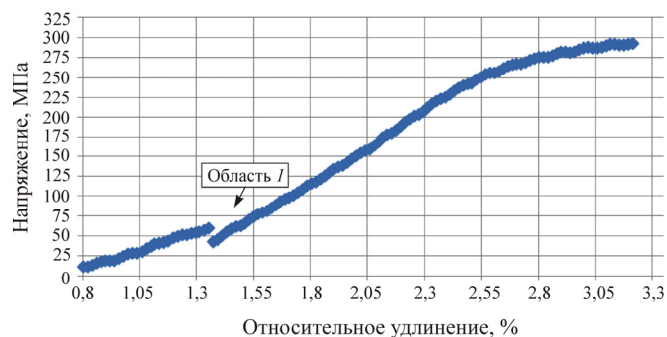
Характеристики прочности и пластичности определяли на цилиндрических образцах третьего типа по ГОСТ 1583–93 с начальным диаметром 5 мм на универсальной гидравлической машине для статических испытаний INSTRON-SATEC 300 LX. Обработку результатов и построение диаграмм проводили с помощью программного продукта Bluehill. Количество образцов на один режим термической обработки не менее четырех.

Металлографический анализ проводили на микрошлифах при увеличениях от 500 до 8000 раз на сканирующем электронном микроскопе FEI PHENOM G2 ProX с возможностью локального элементного анализа с разрешением 120eV при ускоряющем напряжении 15 кВ.

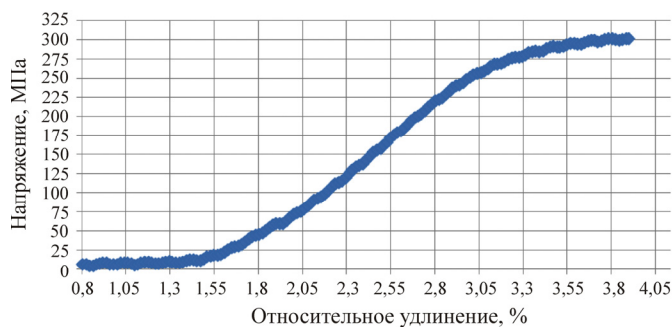
Микромеханизмы роста трещины изучали на половинках разрывных образцов с помощью сканирующего электронного микроскопа FEI PHENOM G2 ProX при увеличении от 500 до 4000 раз и ускоряющем напряжении 15 кВ.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1, 2 представлены диаграммы растяжения сплава АК9ч и АК9чМ*. Анализ диаграмм растяжения свидетельствует о том, что на большей части образцов в ходе непрерывного нагружения наблюдается скачкообразный спад напряжений (см. рис. 1, 2, б; область I). Данное явление, вероятнее всего, связано с зонным строением литого образца, вызванным условиями его кристаллизации [9].



a



б

Рис. 1. Диаграммы растяжения сплава АК9Ч: *a* – образец 3; *б* – образец 1

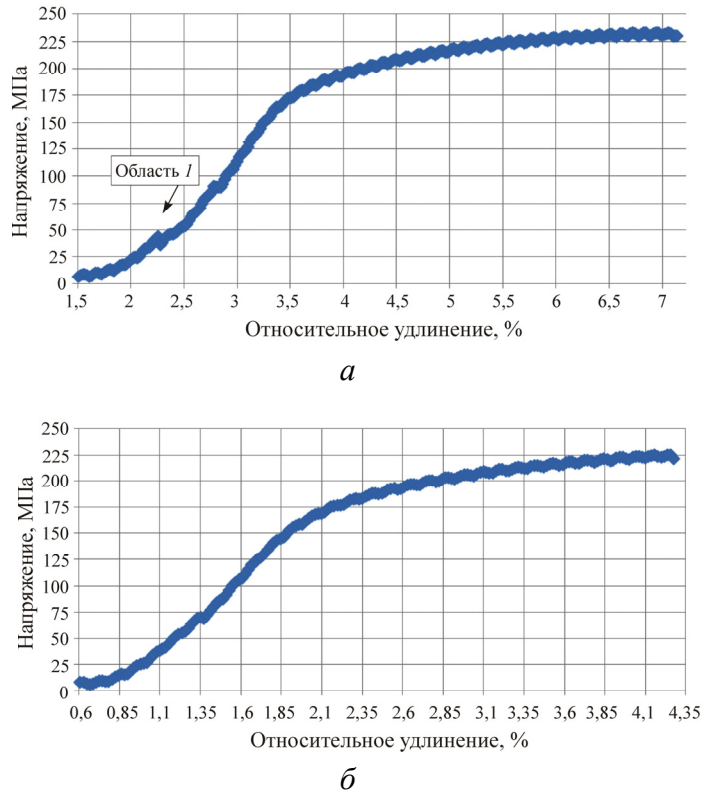


Рис. 2. Диаграммы растяжения сплава АК9чМ*: а – образец 1; б – образец 4

В табл. 2 представлены сводные данные характеристик механических свойств исследуемых сплавов как среднее арифметическое по четырем образцам.

Таблица 2

Характеристики механических свойств сплавов АК9ч и АК9чМ*

Сплав, марка	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$	Предел прочности, σ_B	Относительное удлинение, δ	Относительное сужение, ψ
	МПа			
АК9ч	283,3	297,3	0,6	3,3
АК9чМ*	188	226,5	2,3	9

Примечания: 1. 2 % – для немодифицированного сплава; 3 % – для модифицированного сплава.

2. По требованию ГОСТ 1583–93 $\sigma_B = 225$, $\delta = 2/3$.

Результаты анализа средних значений механических свойств исследуемых сплавов показывают, что в сплаве, обработанном по второму варианту (АК9чМ*), относительное удлинение увеличилось по сравнению со сплавом АК9ч с 0,6 до 2,3 %. Тем не менее в обоих случаях относительное удлинение ниже требований ГОСТ 1583–93. Скорее всего это вызвано тем, что после охлаждения заливку производили без выдержки при достижении температуры 750 °С (температура заливки), при этом растворенный кремний после гомогенизации не успел полностью выделиться из расплава.

Значения предела прочности у сплавов АК9ч и АК9чМ* соответствуют требованиям ГОСТ 1583–93. Меньшее значение σ_B в сплаве АК9чМ* по сравнению с АК9ч вызвано снижением содержания Mg (см. табл. 1), который является одним из упрочняющих элементов в силуминах системы Al–Si–Mg. Несомненно, высокое значение σ_B в сплаве АК9ч и значение σ_B на уровне требований ГОСТ 1583–93 в сплаве АК9чМ* связано с применением при 1100 °С гомогенизирующей обработки расплава, которая способствует повышению содержания кремния и магния в твердом растворе, а также и более равномерному распределению легирующих элементов по объему отливки.

Металлографический анализ сплава АК9ч с помощью SEM показал присутствие четверной эвтектики в твердом растворе α -фазы, которая имеет скелетообразный (иероглифоподобный) вид (рис. 3, а, б). Коллектив авторов приводит химический состав четверной и тройной эвтектик в сплаве АК9ч, которые имеют формулы $(Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2)$ и Al_5FeSi соответственно [8–15]. Наряду с четверной эвтектикой в сплаве АК9ч присутствует тройная эвтектика, довольно часто имеющая игольчатую морфологию (показана стрелками на рис. 3, а). Анализ микроструктуры АК9чМ* также показал наличие четверной эвтектики со схожей скелетообразной морфологией (рис. 3, в, г), как и в сплаве АК9ч без модифицирования. Важно отметить, что в сплаве АК9чМ* произошло общее диспергирование структуры с изменением формы выделившейся тройной эвтектики в твердом растворе α -фазы с игольчатой на глобулярную с меньшими размерами (8–12 мкм вместо 20–30 мкм).

Анализ микромеханизмов роста трещины, проведенный на поверхности изломов разрывных образцов, показал, что в сплаве АК9ч

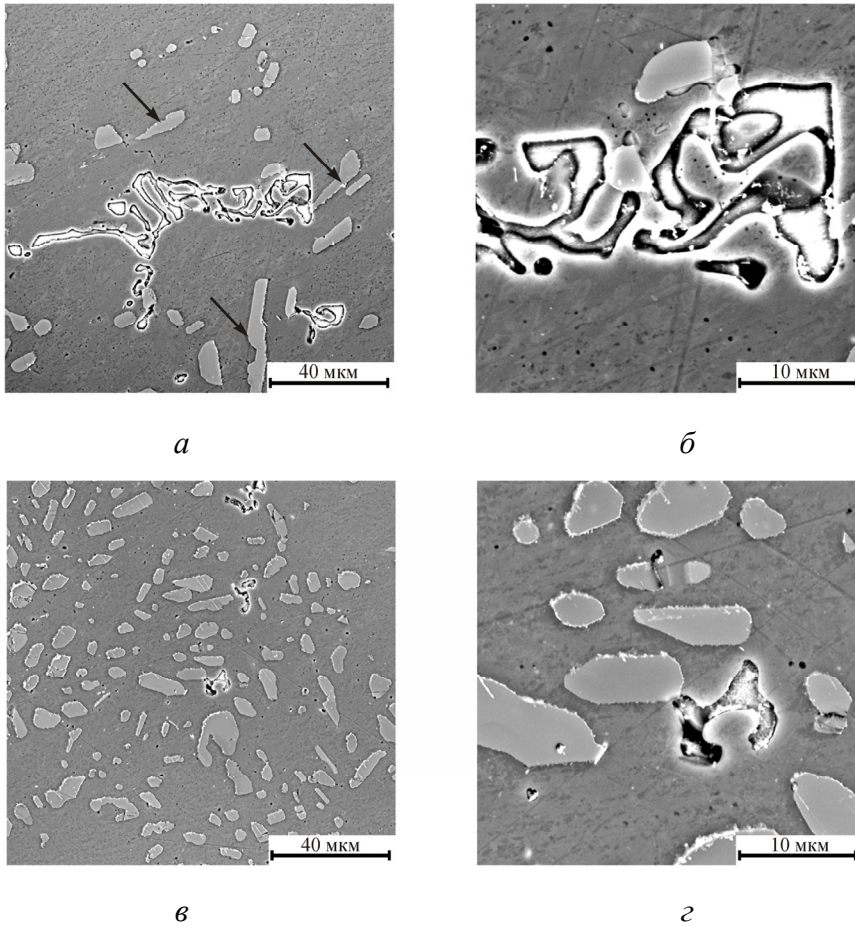


Рис. 3. Структура сплавов АК9ч и АК9чМ*, полученная с помощью SEM: а, б – структура сплава АК9ч, $\times 2000$, $\times 8000$ соответственно; в, г – структура сплава АК9чМ*, $\times 2000$, $\times 8000$ соответственно

разрушение преимущественно было хрупким и происходило по телу игл эвтектики (рис. 4, а, б).

В модифицированном сплаве АК9чМ* характер микромеханизма роста трещины изменился с хрупкого на квазихрупкий с областями микровязкого разрушения. На поверхности разрушения практически отсутствуют компоненты вытянутых игл тройной эвтектики (рис. 4, в, г). Общий характер поверхности разрушения свидетельствует об уменьшении размеров единичных фактурных элементов, что хорошо согласуется с экспериментально подтвержденным фактом общего существенного диспергирования структуры.

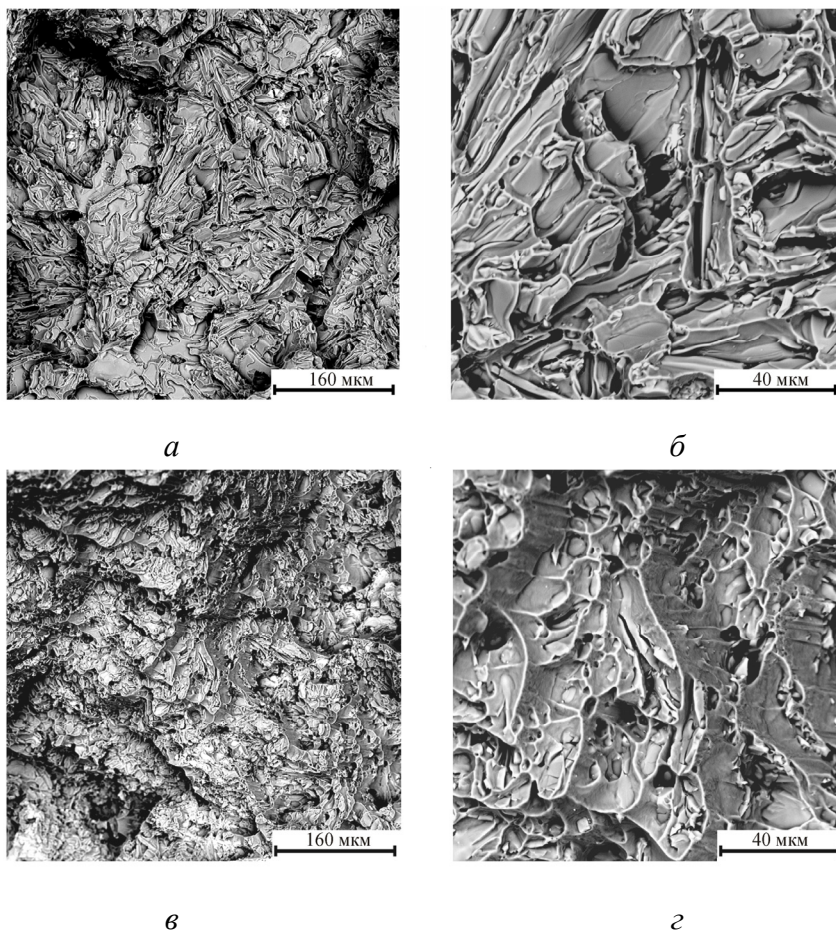


Рис. 4. Поверхность разрушения сплавов АК9ч и АК9чМ*, полученная с помощью SEM: а, б – излом АК9ч, $\times 2000$, $\times 8000$ соответственно; в, г – излом АК9чМ*, $\times 2000$, $\times 8000$ соответственно

Анализ поверхности разрушения с помощью SEM (рис. 5) на некоторых образцах выявил наличие мезо- и макропор или полостей, которые образовались в процессе литья. Морфология фрактурных объектов в полостях, где происходила свободная кристаллизация, свидетельствует о том, что в сплаве АК9ч данные объекты имеют гладкую топографию поверхности вследствие большей свободы мигрирующей границы кристаллизующегося структурного объема расплава из-за отсутствия сдерживающих рост границы факторов (см. рис. 5, а, б). Напротив, в сплаве АК9чМ* наблюдается развитое топографическое строение кристаллизующегося структурного объема расплава, имею-

шее четко выраженный ступенчатый вид, что прямо свидетельствует о больших возможностях сдерживания мигрирующей границы кристалла вследствие введения модификаторов (см. рис. 5, в, г).

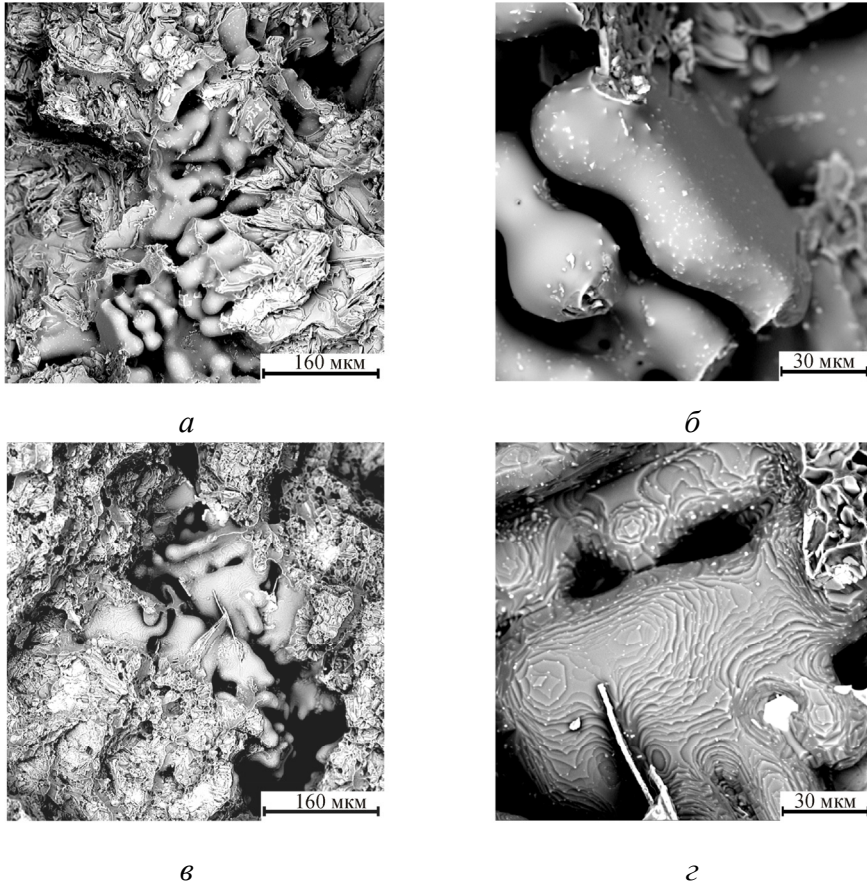


Рис. 5. Вид микропоры, образовавшейся при кристаллизации сплава АК9ч и АК9чМ*: а, б – строение кристалла, свободно выросшего в поре, в сплаве АК9ч, $\times 500$, $\times 2500$ соответственно; в, г – строение кристалла, свободно выросшего в поре, в сплаве АК9чМ*, $\times 500$, $\times 2500$ соответственно

Заключение

На основании проведенного исследования можно сделать следующие выводы:

1. Показано, что гомогенизирующая обработка расплава приводит к повышению предела прочности, а применение модифицирования

положительно влияет на пластичность силумина системы Al–Si–Mg сплава АК9ч.

2. Установлено, что модифицирование сплава АК9ч приводит к общему диспергированию структуры, а также изменению формы тройной эвтектики с игольчатой на глобулярную.

3. Подтверждено, что применение модификатора измельчает структуру металла не только за счет увеличения числа центров кристаллизации, но и за счет торможения роста кристаллов.

4. Электронно-фрактографический анализ показал, что в результате модифицирования микромеханизм роста трещины меняется с хрупкого на квазихрупкий с участками микровязкой составляющей.

Список литературы

1. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение: учебник для высш. техн. учеб. заведений. – 3-е изд. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.

2. Смирягин А.П., Смирягина Н.А., Белова А.В. Промышленные цветные металлы и сплавы. – 3-е изд. – М.: Металлургия, 1974. – 488 с.

3. Алюминиевые сплавы. Плавка и литье алюминиевых сплавов. Справочник / под ред. В.И. Добаткина. – М.: Металлургия, 1983. – 351 с.

4. Цветное литье: справочник / Н.М. Галдин, Д.Ф. Чернега, Д.Ф. Иванчук [и др.]. – М.: Машиностроение, 1989. – 529 с.

5. Строганов Г.Б., Ротенберт В.А. Сплавы алюминия с кремнием. – М.: Металлургия, 1977. – 272 с.

6. Мальцев М.В. Модифицирование структуры металлических сплавов // Алюминиевые сплавы: сб. – М., 1955. – 367 с.

7. Производство отливок из сплавов цветных металлов: учебник для вузов / А.В. Курдюмов, М.В. Пикунов, В.М. Чурсин, Е.Л. Биби-ков. – М.: Металлургия, 1986. – 416 с.

8. Гончаренко Е.С., Трапезников А.В., Огородов Д.В. Литейные алюминиевые сплавы (к 100-летию со дня рождения М.Б. Альтмана) // Труды ВИАМ: электрон. науч. журнал. – 2014. – Ст. № 4.

9. Гуляев А.П. Металловедение: учебник для вузов. – 6-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.

10. Островская А.Е., Волчок И.П. Влияние интерметаллидных фаз на сопротивление разрушению алюминиевых сплавов // Наука

и прогресс транспорта. Вестник Днепропетр. нац. ун-та ж/д транспор-та. – 2010. – № 34. – С 211–214.

11. Мальцев М.В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов. – М.: Metallurgia, 1970. – 368 с.

12. Овчинников В.В., Гуреева М.А., Манаков И.Н. Макро- и микроструктуры литейных алюминиевых сплавов: учеб. пособие / Моск. гос. индустр. ун-т. – М., 2012. – 245 с.

13. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учебник для вузов. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Изд-во МИСИС, 1999. – 416 с.

14. Белов Н.А., Аксенов А.А. Металловедение цветных металлов. – М.: Учеба, 2005. – 292 с.

15. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов: монография; пер. с англ. – М.: Metallurgia, 1979. – 640 с.

References

1. Lakhtin Iu.M., Leont'eva V.P. Materialovedenie [Materials science]. Moscow: Mashinostroenie, 1990. 528 p.

2. Smiriagin A.P., Smiriagina N.A., Belova A.V. Promyshlennye tsvetnye metally i splavy [Industrial non-ferrous metals and alloys]. Moscow: Metallurgii, 1974. 488 p.

3. Aliuminievye splavy. Plavka i lit'e aliuminievykh splavov. Spravochnik [Aluminum alloys. Melting and molding of aluminum alloys]. Ed. by V.I. Dobatkin. Moscow: Metallurgii, 1983. 351 p.

4. Galdin N.M., Chernega D.F., Ivanchuk D.F. [et al.]. Tsvetnoe lit'e [Color molding]. Moscow: Mashinostroenie, 1989. 529 p.

5. Stroganov G.B., Rotenbert V.A. Splavy aliuminiia s kremniem [Aluminum alloys with silicon]. Moscow: Metallurgii, 1977. 272 p.

6. Mal'tsev M.V. Modifitsirovanie struktury metallicheskih splavov [Modifying of structure of metal alloys]. *Sbornik "Aliuminievye splavy"*. Moscow, 1955. 367 p.

7. Kurdiunov A.V., Pikunov M.V., Chursin V.M., Bibikov E.L. Proizvodstvo otlivok iz splavov tsvetnykh metallov [Production of castings from alloys of non-ferrous metals]. Moscow: Metallurgii, 1986. 416 p.

8. Goncharenko E.S., Trapeznikov A.V., Ogorodov D.V. Liteinye aliuminievye splavy [Foundry aluminum alloys]. *Trudy Vserossiiskogo nauchno-issledovatel'skogo instituta aviatsionnykh materialov*, 2014. Paper no. 4.

9. Guliaev A.P. Metallovedenie [Metallurgical science]. Moscow: Metallurgiiia, 1986. 544 p.

10. Ostrovskaia A.E., Volchok I.P. Vliianie intermetallidnykh faz na soprotivlenie razrusheniuiu aliuminievykh splavov [Influence of intermetallic phases on resistance to destruction of aluminum alloys]. *Nauka i progress transporta. Vestnik Dnepropetrovskogo natsional'nogo universiteta zheleznodorozhnogo transporta*, 2010, no. 34, pp. 211-214.

11. Mal'tsev M.V. Metallografiia promyshlennykh tsvetnykh metallov i splavov [Metallography of industrial non-ferrous metals and alloys]. Moscow: Metallurgiiia, 1970. 368 p.

12. Ovchinnikov V.V., Gureeva M.A., Manakov I.N. Makro- i mikrostruktury liteinykh aliuminievykh splavov [Macro- and microstructures of foundry aluminum alloys]. *Moskovskii gosudarstvennyi industrial'nyi universitet*, 2012. 245 p.

13. Kolachev B.A., Elagin V.I., Livanov V.A. Metallovedenie i termicheskaia obrabotka tsvetnykh metallov i splavov [Metallurgical science and heat treatment of non-ferrous metals and alloys]. *Moskovskii institut stalei i splavov*, 1999. 416 p.

14. Belov N.A., Aksenov A.A. Metallovedenie tsvetnykh metallov [Metallurgical science of non-ferrous metals]. Moscow: Ucheba, 2005. 292 p.

15. Mondol'fo L.F. Struktura i svoistva aliuminievykh splavov [Structure and properties of aluminum alloys]. Moscow: Metallurgiiia, 1979. 640 p.

Получено 09.03.2016

Об авторах

Долгополов Владимир Геннадьевич (Пермь, Россия) – аспирант кафедры «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов» Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: mto@pstu.ru.

Дубровский Владимир Александрович (Пермь, Россия) – кандидат технических наук, заместитель главного металлурга ПАО «Протон-ПМ»; e-mail: vdubrovskii@protonpm.ru.

Симонов Михаил Юрьевич (Пермь, Россия) – младший научный сотрудник кафедры «Металловедение, термическая и лазерная об-

работка металлов» Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: mto@pstu.ru.

Симонов Юрий Николаевич (Пермь, Россия) – доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов» Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: mto@pstu.ru.

Юрченко Александр Николаевич (Пермь, Россия) – аспирант кафедры «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов» Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: mto@pstu.ru.

Шибанова Кристина Андреевна (Пермь, Россия) – магистрант кафедры «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов» Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: mto@pstu.ru.

About the authors

Vladimir G. Dolgoplov (Perm, Russian Federation) – Postgraduate Student, Department of Metal Science, Laser and Heat Treatment of Metals, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: mto@pstu.ru.

Vladimir A. Dubrovskii (Perm, Russian Federation) – Ph. D. in Technical Sciences, Deputy of the Chief Metallurgist, OJSC “Proton-PM”; e-mail: vdubrovskii@protonpm.ru.

Mikhail I. Simonov (Perm, Russian Federation) – Junior Researcher, Department of Metal Science, Laser and Heat Treatment of Metals, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: mto@pstu.ru.

Iurii N. Simonov (Perm, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Head of Department of Metal Science, Laser and Heat Treatment of Metals, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: mto@pstu.ru.

Aleksandr N. Iurchenko (Perm, Russian Federation) – Postgraduate Student, Department of Metal Science, Laser and Heat Treatment of Metals, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: mto@pstu.ru.

Kristina A. Shibanova (Perm, Russian Federation) – Master Student, Department of Metal Science, Laser and Heat Treatment of Metals, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: mto@pstu.ru.