

УДК 666.3.017:669.055

*Д.К. Рябов¹, Л.В. Морозова¹, В.А. Королев¹, А.О. Иванова¹***ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА АК9ч.,
ПОЛУЧЕННОГО ПО ТЕХНОЛОГИИ СЕЛЕКТИВНОГО
ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ**

DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-2-2

Обработка материалов с использованием технологий селективного лазерного сплавления позволяет получать различные изделия из широкой номенклатуры металлических материалов. Алюминиевые порошки также позволяют получать сложноконтурные детали различного назначения. Достижение требуемых показателей прочности многих алюминиевых сплавов зависит от применения термической обработки. Представлены результаты исследований влияния параметров термической обработки на характеристики прочности при растяжении, а также результаты фрактографических исследований.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 10.3. «Технологии атомизации для получения мелкодисперсных высококачественных порошков сплавов на различной основе для аддитивных технологий и порошков припоев для пайки» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Ключевые слова: сплав АК9ч., селективное лазерное сплавление, термическая обработка, аддитивные технологии, прочность.

Treatment of materials using selective laser melting technology allows obtaining different products from a wide range of metallic materials. Aluminum powders allow also manufacturing construction elements. Achieving required strength of many aluminum alloys depends on applied heat treatment. The article presents investigation results of heat treatment parameters influence on tensile strength characteristics as well as the results of fractographic research.

The work is carried out under the realization of integrated research area 10.3. «Technologies of atomization for producing high quality metallic powders for additive manufacturing and powders for brazing» («The strategic directions of development of materials and technologies for their processing for the period till 2030») [1].

Keywords: AK9ch alloy, SLM, heat treatment, additive manufacturing, strength.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Современные требования к характеристикам сложных технических систем связаны с постоянным совершенствованием конструкции, что в свою очередь приводит к необходимости совершенствования технологий изготовления деталей. Современные материалы позволяют существенно повысить характеристики изделий и обеспечить требуемую длительность эксплуатации, тем не менее остро стоит вопрос о разработке материалоеффективных технологий их обработки и получения [2, 3]. Аддитивные технологии обладают рядом преимуществ по сравнению с традиционными формообразующими технологиями. Во-первых, они позволяют получать сложнопрофильные детали, которые затруднительно получать по традиционным технологиям. Во-вторых, они позволяют применять новые материалы и получать лучшие механические свойства у тра-

диционных материалов. В третьих, применение аддитивных технологий позволяет существенно сократить цикл изготовления конечного изделия и обеспечить высокий коэффициент использования металла [4–6].

В настоящее время в мире широко применяются аддитивные технологии для изготовления деталей из сталей, никелевых, кобальтовых и титановых сплавов [7–10]. Тем не менее для ряда изделий широко применяются алюминиевые сплавы благодаря комплексу служебных характеристик и низкой плотности. Кроме того, алюминиевые сплавы обладают хорошими показателями коррозионной стойкости, что позволяет использовать их для изделий, работающих в сложных коррозионных условиях [11]. В связи с этим использование аддитивных технологий для изготовления деталей из алюминиевых сплавов является весьма перспективным. При этом необходимо учитывать различные технологические факторы, такие как высокая отражательная способность алюминия и газонасыщаемость, что приводит к образованию пористости.

Важным технологическим аспектом является термическая обработка деталей. В связи с тем, что большинство алюминиевых сплавов являются термически упрочняемыми, применение закалки и последующего старения позволяет варьировать комплекс окончательных служебных характеристик [12–14]. Широко применяемой группой алюминиевых сплавов являются силумины, которые обладают хорошими литейными свойствами, однако по прочности они уступают сплавам на основе систем Al–Cu и Al–Zn. Введение магния в состав силуминов позволяет упрочнять их за счет формирования фазы Mg₂Si [15, 16].

В настоящее время в мире ведутся исследования порошков марки AlSi10Mg, из которых исследователи получают сложные заготовки. Данный материал непосредственно после синтеза демонстрирует высокие показатели прочности, которые превосходят показатели прочности традиционных отливок при схожем уровне относительного удлинения [17–19]. В связи с этим очень актуальными являются исследования по разработке режимов термической обработки и поиску составов высокопрочных материалов на основе алюминия для изготовления высоконагруженных и ответственных элементов конструкций. Широкое внедрение перспективных технологий позволит осуществить переход России к следующему технологическому укладу [20].

Материалы и методы

Для проведения исследований использовали сплав АК9ч. по ГОСТ 1583–93. Порошок получали в условиях ФГУП «ВИАМ» из литых заготовок алюминиевого сплава АК9ч. с использованием газовой атомизации в среде аргона.

Состав порошка удовлетворяет требованиям ГОСТ: содержание кремния составило 8,8% (по массе), содержание магния 0,18% (по массе). Для получения заготовок компактных образцов использовали металлопорошковую композицию с гранулометрическим составом 20–40 мкм. Синтез проводили на установке EOS M290. Мощность лазера установки 400 Вт, скорость сканирования – до 7 м/с.

Механические свойства определяли по ГОСТ 1497 на круглых образцах с использованием универсальной испытательной машины Zwick/Roell. Заготовки образцов изготавливали в двух направлениях: перпендикулярно (Z) и параллельно (X) рабочей платформе, при этом после синтеза образцы подвергали механической обработке.

Термическую обработку проводили в печах с принудительной циркуляцией воздуха, закалку – в холодной воде. В качестве режимов термической обработки выбраны отжиги с регламентированным охлаждением с температуры выдержки, а также закалка по стандартному режиму (как для литого сплава АК9ч.). Исследовали три режима отжига при температурах 200–300°C, время выдержки при температурах было одинаковым, охлаждение проводили со скоростью 30°C/ч.

Микроструктуру исследовали методами оптической микроскопии при помощи микроскопа Olympus GX-51, оснащенного цифровой камерой, фрактографические исследования проводили на образцах после испытаний на растяжение с применением растрового электронного микроскопа JSM-6490LV.

Результаты и обсуждение

Полученные материалы исследовали для определения пористости. Пористость определяли на нетравленных шлифах при увеличении $\times 200$. Материал после синтеза и при исследуемых параметрах отжига имеет незначительное количество усадочных пор размером 2–20 мкм, при этом параметры отжига не влияют на их размеры и количество. Применение закалки приводит к формированию сферических пор, имеющих газовую природу, и повышает пористость до 0,45% (объемн.). Данные значения являются типичными для материалов, полученных по технологии селективного лазерного сплавления.

Для определения влияния параметров термической обработки на механические свойства проведены испытания на растяжение. В таблице представлены результаты определения механических свойств при растяжении синтезированного сплава АК9ч.

**Механические свойства при растяжении сплава АК9ч.
в различных состояниях (средние значения)**

Состояние	Направление относительно рабочей платформы	Предел текучести	Предел прочности	Относительное удлинение δ_5 , %
		МПа		
Синтезирование	X	266	453	10,1
	Z	256	470	8,7
Низкотемпературный отжиг	X	245	389	8,7
	Z	237	427	6,6
Высокотемпературный отжиг	X	230	370	11,3
	Z	231	405	8,0
Закалка+искусственное старение	X	207	304	15,6
	Z	223	299	15,1

Синтезированный материал обладает высокими показателями прочности и анизотропией механических свойств. В направлении роста образцов материал демонстрирует повышенные характеристики прочности, в то время как в направлении перпендикулярно росту формируются более высокие показатели относительного удлинения. Отжиги приводят к снижению механических свойств в обоих направлениях, при этом чем выше температура отжига, тем интенсивнее идет разупрочнение, при высокотемпературном отжиге снижение прочности достигает 100 МПа, а предела текучести 30 МПа, при этом незначительно растёт характеристика относительного удлинения. Закалка и последующее искусственное старение приводят к устранению анизотропии и повышению относительного удлинения до 15%. Необходимо отметить, что достигнутые характеристики являются не типичными для сплава АК9ч., полученного литьем в землю. Согласно требованиям ГОСТ относительное удлинение материала должно находиться на уровне 3,5%, однако уже в синтезированном состоянии наблюдаются повышенные характеристики пластичности. Сразу после синтеза материал демонстрирует высокие показатели прочности, которые превышают типичные значения для сплава АК9ч. в 2 раза, однако применение закалки и искусственного старения приводит к получению характеристик прочности, которые аналогичны прочности для отливок.

Исследования микроструктуры (рис. 1) в различных состояниях показали, что после синтеза и отжигов материал имеет типичную структуру для алюминиевых сплавов, полученных с использованием технологии селективного лазерного сплавления.

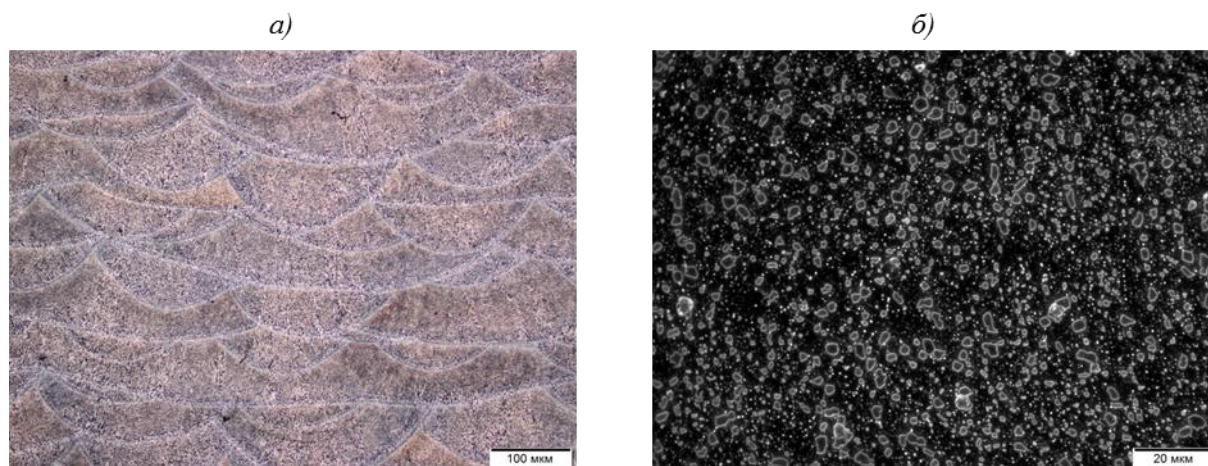


Рис. 1. Микроструктура сплава АК9ч. после синтеза, а также отжига (а) и закалки (б)

Причиной повышенных механических свойств является то, что в процессе кристаллизации формируется ультрамелкая структура, которая приводит к дополнительному упрочнению материала, что не характерно для классических силуминов. В материале не обнаружены крупные кристаллы кремния, что приводит к повышенным характеристикам пластичности. При этом с повышением температуры обработки происходит коагуляция фаз, что приводит к разупрочнению материала. Кроме того, при высоких температурах полностью исчезают границы лазерных треков, которые видны в материале после синтеза и исследуемых отжигов.

Проведены фактографические исследования образцов после испытаний на растяжение. Исследования изломов проводили в двух направлениях на образцах после всех исследуемых режимов термической обработки.

На рис. 2 представлены изображения изломов образцов материала АК9ч. в направлении *X*. Разрушение образца в синтезированном состоянии (без термической обработки) проходило от рисок на поверхности преимущественно по механизму вязкого среза, с формированием мелкоямочного рельефа. Данный тип разрушения характерен для пластичных металлических материалов, что обуславливается отсутствием крупных интерметаллидов и высокой пластичностью матрицы.

В образце после низкотемпературного отжига в процессе разрушения сформировался смешанный рельеф: по механизму вязкого среза и мелкоямочный – по телу волокон (треков). Смешанный механизм объясняется некоторым разупрочнением границ треков за счет коагуляции фаз.

Разрушение образца после высокотемпературного отжига развивалось от рисок на поверхности образца с формированием смешанного рельефа: по механизму вязкого среза и мелкоямочного – по телу волокон. В изломе также присутствует единичная пора размером ~40 мкм.

Закалка и искусственное старение приводят к измельчению ямок в изломе, что связано с изменением микроструктуры в процессе высокотемпературного нагрева и исчезновением ячеистой структуры внутри треков.

На рис. 3 представлено изображение образцов в направлении роста *Y*. Данное направление характеризуется иной структурой, особенностью которой является то, что треки в процессе роста детали находились один над другим, формируя слоистую структуру. В образцах, вырезанных в данном направлении, нагрузка приложена перпендикулярно расположению волокон, поэтому в изломе после синтеза наблюдаются участки с разрушением по их границам. При этом разрушение не является хрупким, на поверхности волокон присутствуют мелкие ямки и следы пластической деформации. Разрушение проходит и по телу волокон с формированием мелкоямочного рельефа.

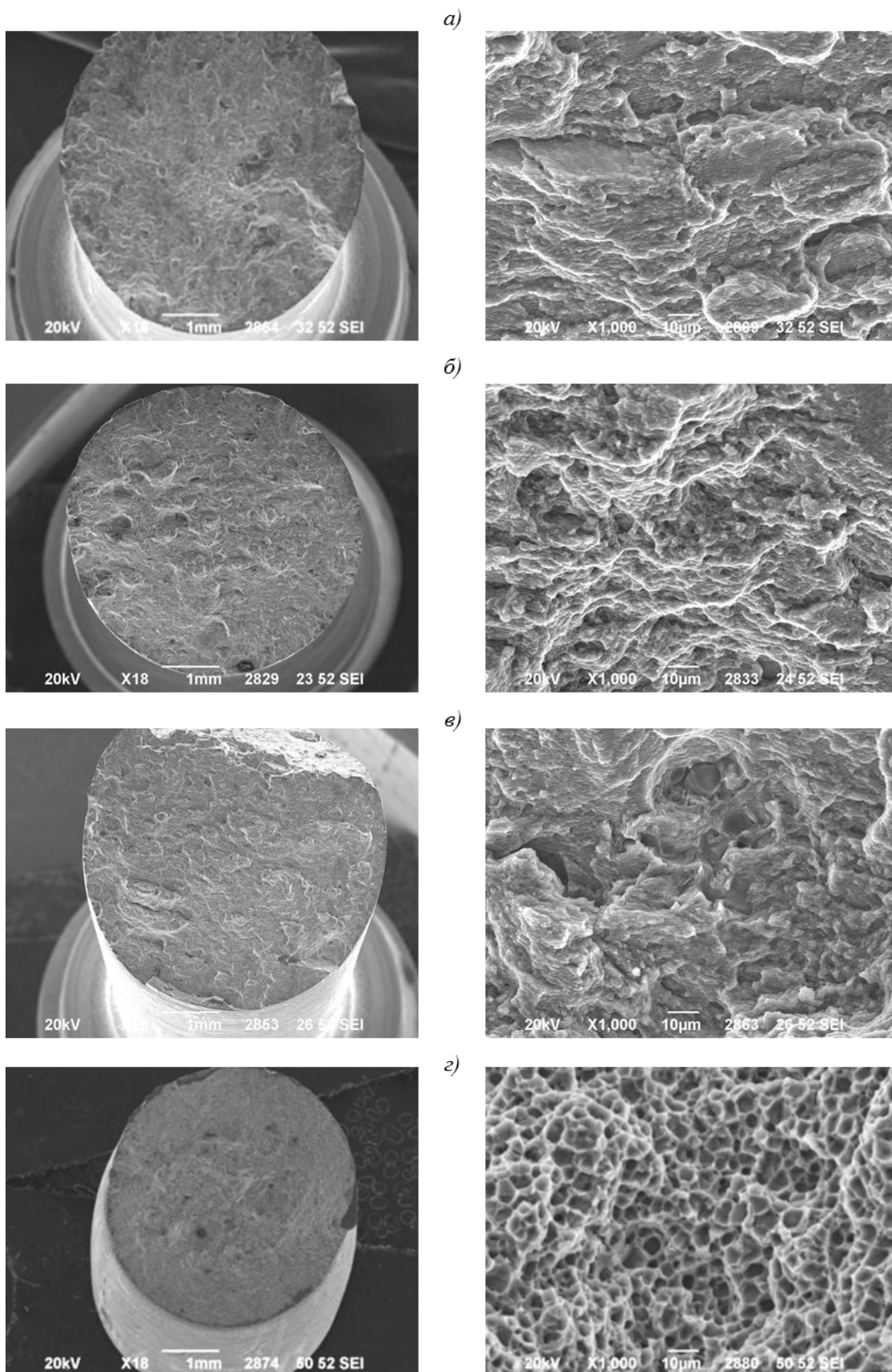


Рис. 2. Микроструктуры и изображения изломов образцов в направлении X после синтеза (*a*), высокотемпературного отжига (*б*), низкотемпературного отжига (*в*), закалки и искусственного старения (*г*)

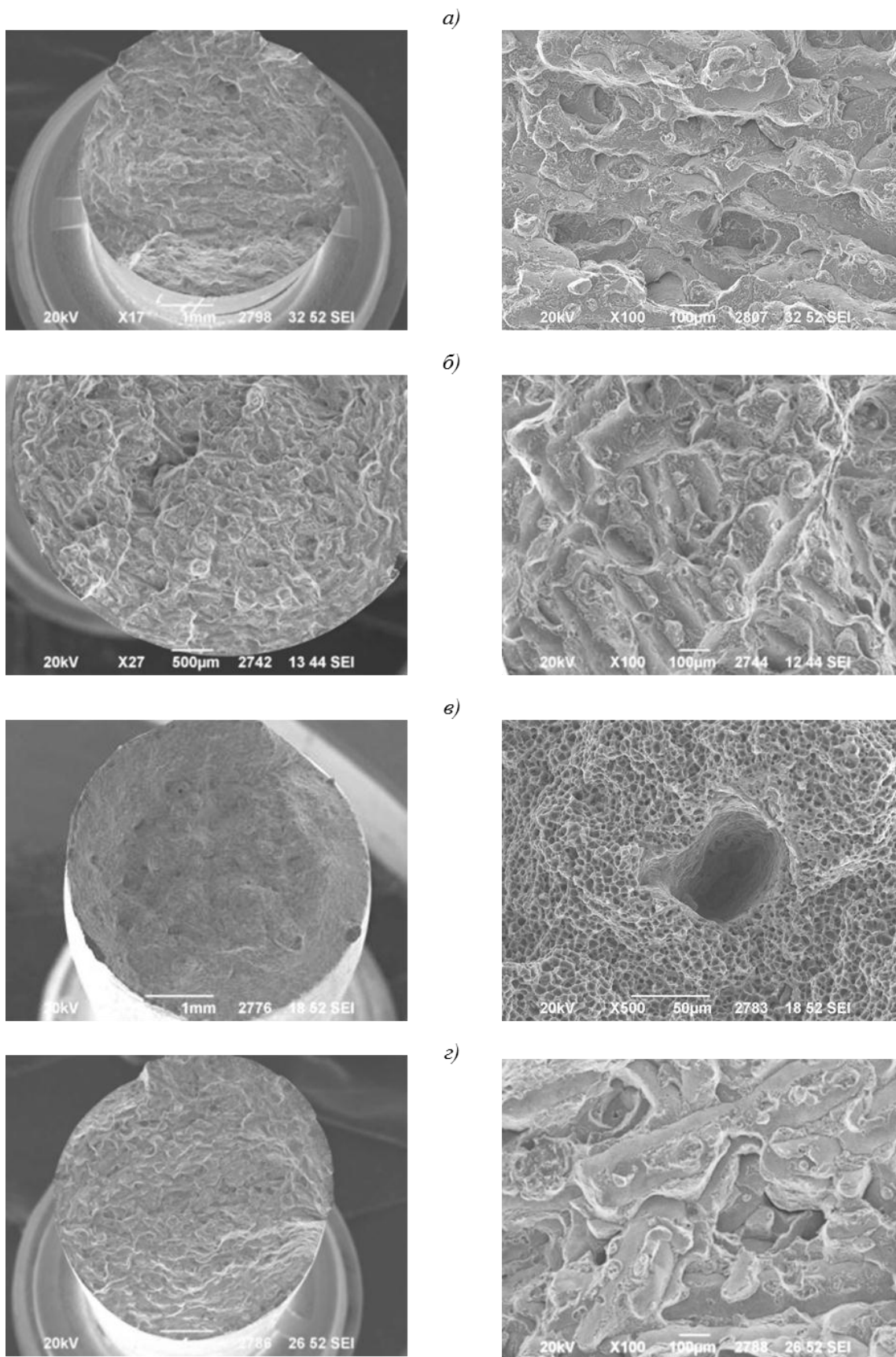


Рис. 3. Микроструктуры и изображения изломов образцов сплава АК9ч. в направлении Y после синтеза (а), низкотемпературного отжига (б), закалки и искусственного старения (в), высокотемпературного отжига (г)

После низкотемпературного отжига разрушение также прошло преимущественно по границам волокон. При этом на поверхности волокон присутствует мелкоячеистый рельеф и следы пластической деформации. Встречаются единичные усадочные поры размером до 50 мкм и вторичные трещины. Высокотемпературный отжиг не приводит к изменению типа разрушения. На изломах также видны границы лазерных треков.

После закалки и искусственного старения в изломах наблюдаются отдельные газовые поры. При этом излом имеет мелкоячеистое строение, которое не отличается от строения изломов после закалки и старения в направлении X . Как видно из сравнения изображений изломов, применение отжига приводит к облегчению разрушения по границам треков. Это связано с прохождением диффузионных процессов, во время которых происходит рост кремнийсодержащих фаз по границам. Данные фазы приводят к ослаблению границ и преждевременному разрушению материала. На рис. 4 представлено изображение микроструктуры образцов в месте разрушения. Видно, что применение отжига приводит к разрушению непосредственно по границам лазерных треков, в то время как после синтеза наблюдается промежуточная структура.

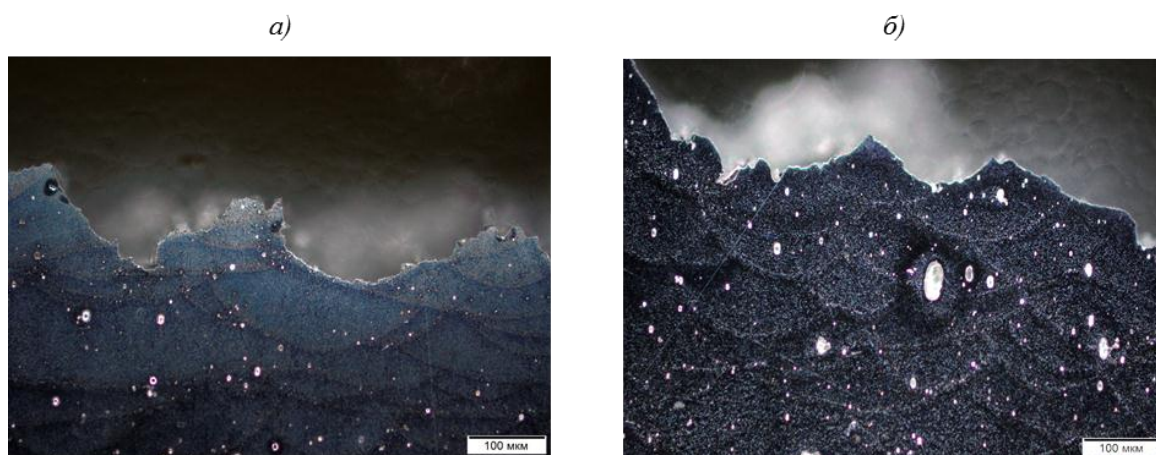


Рис. 4. Микроструктура образцов сплава АК9ч. в месте разрушения:
а – синтезированное состояние; *б* – высокотемпературный отжиг

При этом применение закалки, приводящее к исчезновению границ треков и росту кремнийсодержащей фазы, приводит к устранению влияния разницы между направлениями в изломах. Изломы в обоих направлениях идентичны и также характеризуются высокой пластичностью.

Заключение

Термическая обработка оказывает значительное действие на механические свойства при растяжении синтезированного материала АК9ч. Максимальной прочностью характеризуется синтезированное состояние, в то время как любой нагрев приводит к разупрочнению.

Повышение температуры термической обработки приводит к снижению прочностных свойств и повышению пластичности, при этом после всех исследуемых режимов механические свойства сплава превышают требования ГОСТ для отливок. Причиной повышенной прочности является дисперсная структура и отсутствие грубых кристаллов кремния.

В материале наблюдается анизотропия механических свойств, связанная с особенностями процесса 3D-печати. Во взаимно перпендикулярных направлениях с учетом особенностей структуры и наличия характерных границ от лазерных треков наблюдаются различные типы разрушения. В направлении роста образцов наблюдается отрыв по границам треков, однако излом характеризуется высокой пластичностью.

Данный эффект связан с ослаблением границ вследствие роста фаз на основе кремния в данных зонах. После закалки и искусственного старения анизотропия свойств нивелируется, изломы образцов в обоих направлениях идентичны.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 7–17.
3. Каблов Е.Н. России нужны материалы нового поколения // *Редкие земли*. 2014. №3. С. 8–13.
4. Sercombe T., Schaffer G. Rapid manufacturing of aluminum components // *Science*. 2003. Vol. 301 (5637). P. 1225–1227.
5. Bremen S., Meiners W., Diatlov A. Selective Laser Melting // *Laser Technik Journal*. 2012. No. 9 (2). P. 33–38.
6. Vilaro T., Colin C., Bartout J.D. et al. Microstructural and mechanical approaches of the selective laser melting process applied to a nickel-base superalloy // *Materials Science and Engineering Structural Materials Properties Microstructure and Processing*. 2012. Vol. 534. P. 446–451.
7. Guan K., Wang Z. M., Gao M. et al. Effects of processing parameters on tensile properties of selective laser melted 304 stainless steel // *Materials & Design*. 2013. Vol. 50. P. 581–586.
8. Wang Z.M., Guan K., Gao M. et al. The microstructure and mechanical properties of deposited IN718 by selective laser melting // *Journal of Alloys and Compounds*. 2012. Vol. 513. P. 518–523.
9. Vrancken B., Thijs L., Kruth J.P. et al. Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting: Microstructure and mechanical properties // *Journal of Alloys and Compounds*. 2012. Vol. 541. P. 177–185.
10. Evgenov A.G., Rogalev A.M., Nerush S.V., Mazalov I.S. Issledovanie svojstv splava EP648, poluchennogo metodom selektivnogo lazernogo splavleniya metallicheskih poroshkov [A study of properties of EP648 alloy manufactured by the selective laser sintering of metal powders] // *Trudy VIAM: elektron. nauch.-tehnic. zhurn*. 2015. №2. St. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 19, 2016). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-2-2-2.
11. Каблов Е.Н., Старцев О.В. Фундаментальные и прикладные исследования коррозии и старения материалов в климатических условиях (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №4 (37). С. 38–52. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-4-38-52.
12. Рябов Д.К., Колобнев Н.И. Изменение механических свойств сплава 1913 при двухступенчатом искусственном старении // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. №4. С. 3–7.
13. Колобнев Н.И., Бер Л.Б., Хохлатова Л.Б., Рябов Д.К. Структура, свойства и применение сплавов системы Al–Mg–Si–(Cu) // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2011. №9. С. 40–45.
14. Антипов В.В. Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 157–167.
15. Илларионов Э.И., Колобнев Н.И., Горбунов П.З., Каблов Е.Н. Алюминиевые сплавы в авиакосмической технике. М.: Наука, 2001. 192 с.
16. Каблов Е.Н. Авиакосмическое материаловедение // *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2008. №3. С. 2–14.
17. Kempen K., Thijs L., Van Humbeeck J., Kruth J.P. Mechanical Properties of AlSi10Mg Produced by Selective Laser Melting // *Phys. Procedia*. 2012. Vol. 39. P. 439–446.
18. Olakanmi E.O. Selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of pure Al, Al–Mg, and Al–Si powders: Effect of processing conditions and powder properties // *J. Mater. Process. Tech*. 2013. Vol. 213. P. 1387–1405.
19. Brandl E., Heckenberger U., Holzinger V. et al. Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior // *Materials & Design*. Vol. 34. P. 159–169.
20. Каблов Е.Н. Шестой технологический уклад // *Наука и жизнь*. 2010. №4. С. 2–7.