

Научная статья

УДК 669.15-194.55:621.762

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-7-63-75

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СИНТЕЗИРОВАННОГО МАТЕРИАЛА СТАЛИ СИСТЕМЫ Fe–Cr–Ni–Co–Mo, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ, ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК

В.Д. Гоголева¹, П.Е. Кузнецова¹, И.С. Куко¹, Т.А. Мазалова¹, И.А. Богачев¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Проведено исследование влияния различных параметров старения на структуру и механические свойства мартенситно-стареющей стали марки 02X13H5K9M4, полученной методом селективного лазерного сплавления из исходного состояния без применения операции закалки. Определены химический состав и содержание примесей, технологические характеристики металлопорошковой композиции, исследованы процентное содержание газовых пор и микроструктура, проведена оценка механических свойств образцов после старения, определены значения косвенных показателей – количества остаточного аустенита и твердости.

Ключевые слова: аддитивное производство, мартенситно-стареющая сталь, термическая обработка, селективное лазерное сплавление

Для цитирования: Гоголева В.Д., Кузнецова П.Е., Куко И.С., Мазалова Т.А., Богачев И.А. Исследование структуры и свойств синтезированного материала стали системы Fe–Cr–Ni–Co–Mo, полученного методом селективного лазерного сплавления, после различных термических обработок // Труды ВИАМ. 2026. № 7 (161). С. 63–75. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-7-63-75.

Scientific article

STRUCTURE AND PROPERTIES INVESTIGATION OF THE SYNTHESIZED STEEL MATERIAL OF Fe–Cr–Ni–Co–Mo SYSTEM, OBTAINED BY SELECTIVE LASER MELTING AFTER DIFFERENT HEAT TREATMENTS

V.D. Gogoleva¹, P.E. Kuznetsova¹, I.S. Kuko¹, T.A. Mazalova¹, I.A. Bogachev¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. In this work the influence of different aging parameters on the structure and mechanical properties of maraging steel of 02Kh13N5K9M4 grade, obtained by selective laser melting was investigated from the initial state material without the use of quenching. In the course of the work, the chemical composition and content of impurities, technological characteristics of metal powder composition were determined, the percentage of gas pores and microstructure were examined, the mechanical properties of samples after aging were evaluated, as well as the values of indirect indicators, such as the amount of residual austenite and hardness, were determined.

Keywords: additive manufacturing, maraging steel, heat treatment, selective laser melting

For citation: Gogoleva V.D., Kuznetsova P.E., Kuko I.S., Mazalova T.A., Bogachev I.A. Structure and properties investigations of the synthesized steel material of Fe–Cr–Ni–Co–Mo system, obtained by selective laser melting after different heat treatments. *Trudy VIAM*, 2026, no. 7 (161), pp. 63–75. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-7-63-75.

Введение

Аддитивное производство – одно из быстро развивающихся направлений в материаловедении. Наиболее широко применяемый метод в аддитивных технологиях – селективное лазерное сплавление (СЛС), которое заключается в послойном введении порций порошка и избирательном плавлении его лазерным лучом [1, 2].

В последнее время актуальным становится производство полного цикла, которое включает: изготовление литой шихтовой заготовки с минимальным содержанием примесей; получение дисперсных металлопорошковых композиций (МПК); разработку электронных моделей, в том числе с применением топологической оптимизации; создание технологий синтеза деталей из МПК с последующей термической и баротермической обработкой; контроль свойств, структуры и качества изготовленных деталей различными методами [3–5].

В аддитивном производстве среди всех используемых сплавов наиболее востребованы мартенситно-стареющие стали, которые обладают уникальным комплексом механических свойств, высоким сопротивлением малым пластическим деформациям, хрупкому и усталостному разрушению, хладо-, тепло- и коррозионной стойкостью [6–11].

Благодаря использованию аддитивных технологий можно создать детали сложной геометрической конфигурации, снизить их массу при сохранении прочностных характеристик, повысить производительность и коэффициент использования материала. Специально для аддитивного производства в 2020 г. в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработана коррозионностойкая мартенситно-стареющая сталь марки ВНЛ14-ПС (02Х13Н5К9М4, патент № 2751064). Состав этой стали сбалансирован для исключения образования горячих трещин при синтезе, улучшения свариваемости и формирования необходимой структуры, что позволило получить комплекс свойств материала на уровне литых аналогов [12–16]. Для достижения высоких значений механических характеристик для данной стали необходимы наиболее технологичные режимы термической и баротермической обработок [17].

Для оптимизации существующего технологического цикла изготовления заготовок из разработанной мартенситно-стареющей стали, уменьшения вероятности коробления сложнопрофильных деталей, сохранения качества поверхности и снижения стоимости целесообразно рассмотреть альтернативные режимы термической обработки с возможностью исключения или корректировки технологических операций, оказывающих наиболее интенсивное термическое воздействие на синтезированный материал.

Материалы и методы

Для изготовления образцов из синтезированной мартенситно-стареющей стали в вакуумной печи выплавлена литая шихтовая заготовка и определен химический состав. Процесс получения МПК посредством распыления проходил на лабораторном газовом атомайзере. После газодинамической сепарации и рассева проведены исследования химического состава и количества содержания примесей с помощью атомно-эмиссионного спектрометра в потоке плазмообразующего газа и анализаторов (ГОСТ Р 55079, ГОСТ 17745, ГОСТ 12344, ГОСТ 12345 [18–21]), а также определены размеры частиц МПК по дифракции лазерного излучения на лазерном дифракционном анализаторе (ГОСТ Р 8.777 [22]). Для технологических характеристик, таких как

насыпная плотность и текучесть, использовали весы, секундомер и воронку Холла с диаметром отверстия 2,5 мм (ГОСТ 19440, ГОСТ 20899).

Проведение СЛС осуществляли в среде азота на установке типа CL без подогрева плиты построения. После этого заготовки промаркировали и отделили от плиты построения при помощи ленточной пилы с применением специальной охлаждающей жидкости. Термическую обработку заготовок проводили в камерных печах с защитной атмосферой. Во время старения варьировали такие параметры, как температура и продолжительность выдержки.

Для определения температур фазовых превращений проведена дифференциальная сканирующая калориметрия (ДСК). Нагрев образцов осуществляли со скоростью 10 °С/мин в динамической среде аргона.

Оценку пористости и изучение микроструктуры проводили на оптических микроскопах. Для выявления структуры синтезированного материала травление шлифов проводили электролитическим методом в смеси раствора щавелевой кислоты ($C_2H_2O_4$) и сернистого железа в течение короткого времени (15–30 с), а также с помощью химического травления в растворе $FeCl_3 + HCl + H_2O$. Испытание на растяжение проводили согласно ГОСТ 1497 и ГОСТ 11150 [23, 24]. Измерение намагниченности насыщения осуществляли по методу Штеблеяна, дальнейший расчет объемного содержания аустенита по намагниченности насыщения в образцах – по методике ВИАМ. Измерение твердости проводили на универсальном твердомере по ГОСТ 9012 [25].

Результаты и обсуждение

После проведения процесса газовой атомизации расплава получена МПК с шифром 17П, далее проведен химический анализ и определено содержание газовых примесей (табл. 1, рис. 1), а также определены технологические характеристики МПК как до (шифр 17П), так и после процесса СЛС (шифр 17С) (табл. 2, рис. 2).

Таблица 1

Определяемые элементы при химическом и газовом анализе отобранных проб
(данные пат. RU 2751064 C1 [15])

Содержание элементов, % (по массе)										
Основные элементы								Примеси		
Fe	Cr	Ni	Co	Mo	Si	Mn	Nb	C	S	O
					не более					
Основа	12,5–13,5	4,5–5,5	8,5–9,5	3,5–4,5	0,1	0,3	0,15	0,02	0,01	0,06
Примечание. Иттрий и лантан вводят по расчету и не определяют при химическом анализе (Y и La ≤ 0,02 %).										

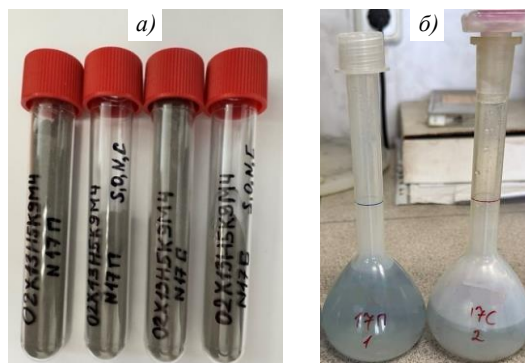


Рис. 1. Технологические пробы металлопорошковых композиций до процесса СЛС (а) и после анализа (б)

Текущность и насыпная плотность металлопорошковых композиций

Шифр образца	Текущность, с	Насыпная плотность, г/см ³
17П	19,0	3,9852
17С	18,5	4,1520

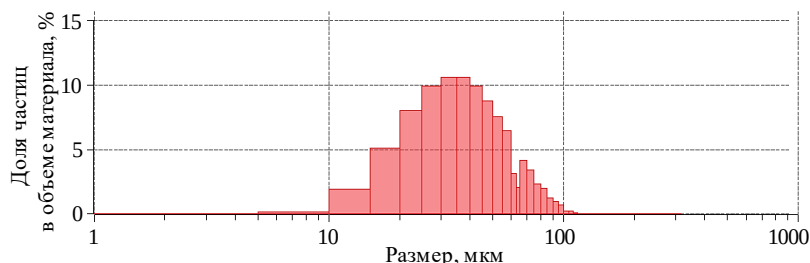


Рис. 2. Гранулометрическое определение частиц технологической пробы по размерам

Использование МПК фракции 10–63 мкм обусловлено требованиями к установке. Исходный металлический порошок имеет высокие показатели сферичности, насыпной плотности и текучести, низкое содержание газовых примесей, которые в совокупности определяют его полную пригодность использования в процессе СЛС.

Проведение исследования МПК (образец шифра 17С) необходимо для возможного повторного вовлечения данного материала в последующих процессах СЛС. Средний размер частиц после проведения процесса СЛС незначительно уменьшился по причине удаления из МПК частиц размером >63 мкм. Крупные частицы, которые не полностью спеклись и приобрели несферическую форму, удалялись из основной массы порошка в систему фильтрации посредством потока азота в установке СЛС. За счет уменьшения количества содержания частиц >63 мкм возросло на 3 % (по массе) содержание частиц основной фракции 10–63 мкм. Вследствие сужения диапазона размеров частиц в МПК показатель насыпной плотности увеличился на 5 %, а значение текучести сократилось на 0,5 с.

С помощью однолазерной установки для 3D-печати типа CL (мощность 400 Вт; толщина МПК, наносимой за один проход, 30 мкм; размер рабочей зоны 250×250×280 мм) по ранее разработанным режимам процесса СЛС напечатаны экспериментальные образцы (рис. 3). Всего получено 48 образцов, из которых: 8 – для испытаний на ударную вязкость, 26 – для механических испытаний (низкие), 14 – для оценки микроструктуры, а также проведения испытаний на растяжение (высокие). На каждый режим термической обработки использованы два образца – один высокий и один низкий.

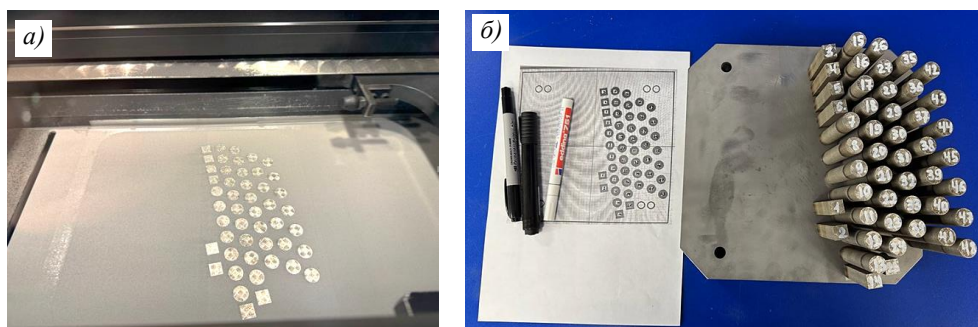


Рис. 3. Проведение процесса СЛС (а) и маркировка образцов на плите построения (б)

Несмотря на то что данная установка обеспечивает возможность работы с тремя типами штриховки: сплошной, дискретно-диагональной и шахматной, в качестве основной выбрана третья из перечисленных. Благодаря стохастическому порядку сплавления отдельных фрагментов (островков), повороту и смещению от слоя к слою направления прохода лазера происходят снижение локальных напряжений и образование однородной и плотной структуры синтезируемого материала. Сам процесс СЛС проходил при наличии защитной среды (азот).

На рис. 4 показана исходная микроструктура мартенситно-стареющей стали марки ВНЛ14-ПС. Она представляет собой типичную для технологии СЛС мелкоячеистую структуру с характерным размером ячеек 5–10 мкм, внутри которых наблюдается пластинчатое строение с ориентацией пластин параллельно с направлением треков. Визуальная оценка показала, что внутри ячеек содержится большое количество реечного мартенсита. Таким образом, вследствие высоких скоростей охлаждения и структурных особенностей стали после синтеза формируется псевдозакаленная мартенситная структура.

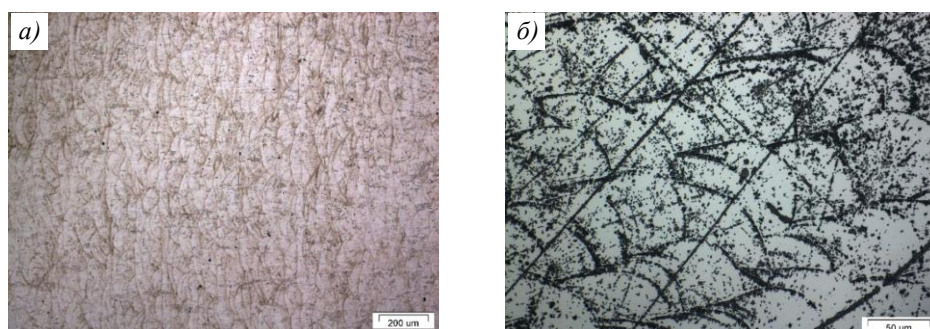


Рис. 4. Микроструктуры ($a - \times 100$; $b - \times 500$) мартенситно-стареющей стали марки ВНЛ14-ПС в исходном состоянии после травления в щавелевой кислоте (a) и сернистом железе (b)

Значение объемного содержания газовых пор образца в исходном состоянии находится в диапазоне 0,047–0,395 % (при среднем значении 0,280 %), которое возможно существенно снизить с помощью применения горячего изостатического прессования (ГИП). Количество остаточного аустенита составляет 12,53 %, которое напрямую коррелирует с данными оценки исходной структуры синтезированного материала стали марки ВНЛ14-ПС.

Проведение старения для исходного состояния образцов обусловлено особенностью структуры после СЛС. Псевдозакаленная мартенситная структура позволяет в дальнейшем при определенных температурах (рис. 5) и выдержках в процессе старения выделить достаточное количество упрочняющих интерметаллидных фаз.

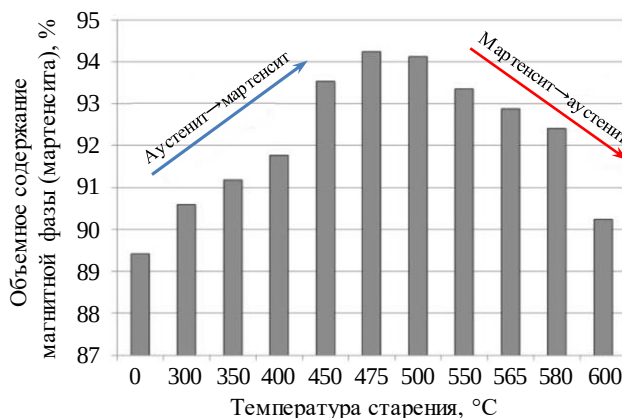


Рис. 5. Зависимость объемного содержания магнитной фазы от температуры старения

Для понимания кинетики образования фаз и определения необходимого диапазона температур проведения процесса старения сделан ДСК-анализ образцов в закаленном и исходном СЛС-состоянии (рис. 6).

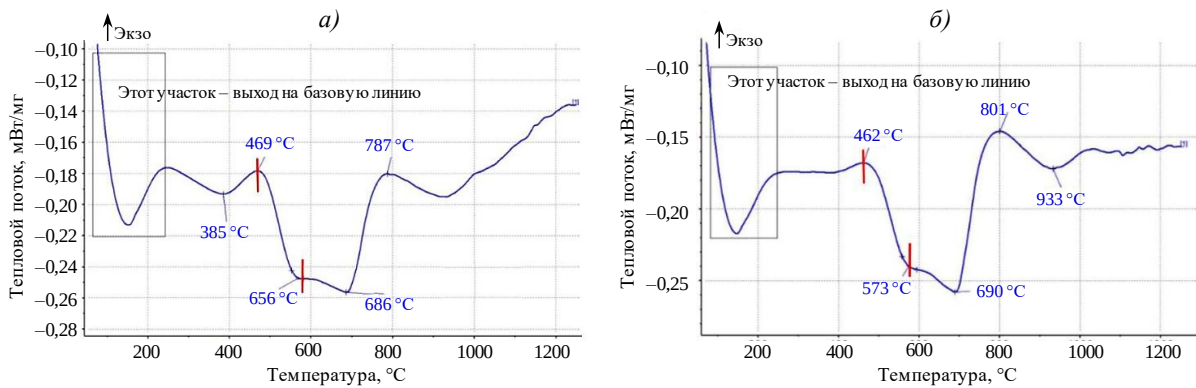


Рис. 6. ДСК-анализ образцов в исходном состоянии СЛС (а) и после СЛС + отжига + закалки в масле (б)

Исследование показало, что после СЛС и СЛС + отжига + закалки образуются сопоставимые структуры реечного мартенсита. По результатам ДСК-анализа установлены точки по температурам наиболее интенсивного выделения интерметаллидных фаз, которое происходит в температурном диапазоне 460–560 °С, а их коагуляция – при температуре >570 °С.

Старение образцов сразу после СЛС проводили по следующим режимам: 550 °С, 3 ч; 525 °С, 3 ч; 525 °С, 10 ч; 500 °С, 10 ч.

Для контроля пористости образцов после термической обработки путем шлифования и полирования изготовлены микрошлифы. Диапазон измеренных значений пористости составлял 0,025–0,495 % со средним значением 0,295 %. Такой высокий показатель получили ввиду повышенного содержания газовых пор закрытого типа.

Для оценки микроструктур образцов, полученных по разным режимам старения, использованы различные варианты травления (рис. 7).

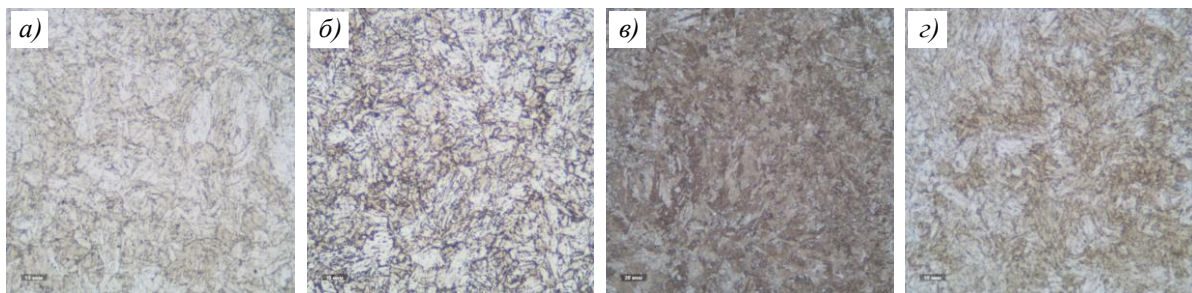


Рис. 7. Микроструктуры (а, б, г – $\times 1000$; в – $\times 500$) образцов после старения по режимам: 550 °С, 3 ч (а); 525 °С, 3 ч (б); 525 °С, 10 ч (в); 500 °С, 10 ч (г)

При представленных процессах старения прослеживается тенденция обратимости сдвигового превращения «мартенсит→аустенит» (менее пластинчатая структура – увеличение доли аустенита в стали). После проведения старения при температуре 525 °С в течение 10 ч в структуре формируются упрочняющие интерметаллидные фазы типа Fe_2Mo , $(\text{Fe}, \text{Ni}, \text{Co})_2\text{Mo}$ или Ni_3Mo [16]. Данные фазы, распределенные равномерно по всему объему образца, позволят существенно упрочнить псевдозакаленную структуру.

С целью определения механических характеристик изготовлены и испытаны образцы шифра Н03-023. Результаты приведены в табл. 3 (испытывали по два образца).

Таблица 3

Механические свойства образцов

Режим старения	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел прочности σ_B , МПа
В исходном состоянии (после СЛС)	896; 907	1029; 1032
После горячего изостатического прессования и термической обработки (стандартный режим)	1300	1480
При температуре 550 °С в течение 3 ч	1269; 1274	1288; 1338
При температуре 525 °С в течение, ч:		
3	1290; 1310	1340; 1355
10	1448; 1478	1499; 1520
При температуре 500 °С в течение 10 ч	1427; 1439	1470; 1488

По сравнению с базовым режимом ГИП + термическая обработка (отжиг не выше A_{c1} + закалка при 1000 °С в масле + старение при 550 °С) обнаружено следующее. После СЛС значения параметров $\sigma_{0,2}$ и σ_B снизились в 1,44 раза, так как без старения в стали отсутствуют дисперсные упрочняющие фазы. При различных режимах старения в некоторых случаях происходит повышение прочностных характеристик из-за распада мартенсита и выделения упрочняющих фаз. После старения при 550 °С, 3 ч значения $\sigma_{0,2}$ уменьшаются в 1,02 раза, а σ_B – в 1,13 раза. После старения при 525 °С, 3 ч параметр $\sigma_{0,2}$ не изменяется, а σ_B уменьшается в 1,1 раза. После старения при 525 °С, 10 ч параметр $\sigma_{0,2}$ увеличивается в 1,13 раза, а σ_B – в 1,02 раза. После старения при 500 °С, 10 ч параметр $\sigma_{0,2}$ увеличивается в 1,1 раза, а σ_B не изменяется.

Результаты исследований показали, что параметры статической прочности ($\sigma_{0,2}$, σ_B) благодаря коротким вариантам термических обработок можно увеличить относительно значений свойств после стандартной термической обработки. Однако относительное удлинение и сужение (δ и ψ , %) имеют значения ниже теоретических данных из-за высокого содержания газовых пор, которые возможно уменьшить благодаря проведению процедуры ГИП [26, 27].

Помимо прямых результатов оценки механических свойств и структуры образцов, обработанных по различным режимам, существуют еще и косвенные, которые помогают составить полную картину проведенных испытаний и исследований. Один из таких способов – оценка количества остаточного аустенита по намагниченности насыщения (рис. 8).

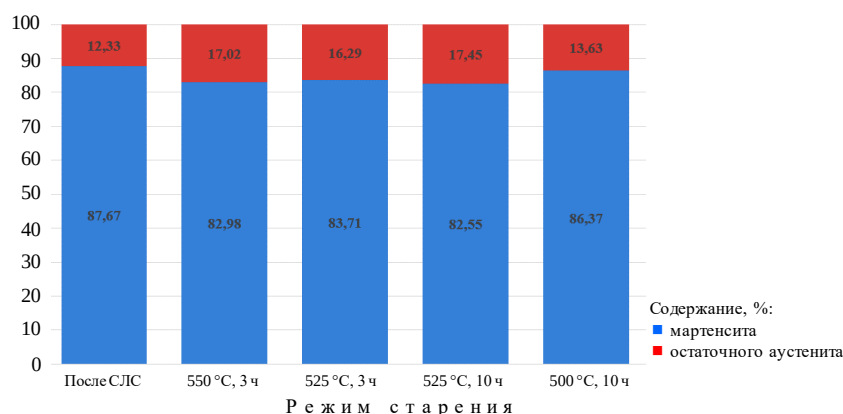


Рис. 8. Значения остаточного аустенита по намагниченности насыщения

На изменение количества остаточного аустенита влияет старение при 550 °С в течение 3 ч, а также при 525 °С с выдержкой 3 и 10 ч. Увеличение времени выдержки при температуре 525 °С приводит к большей интенсивности протекания диффузионных процессов и реализации ($\alpha \rightarrow \gamma$)-превращения, что способствует увеличению содержания аустенита. Аналогичные процессы происходят при увеличении температуры старения с 525 до 550 °С.

Твердость (еще один косвенный показатель) измеряли по методу Бринелля ($d = 5$ мм; нагрузка 2500 Н), а затем с помощью таблицы переводили в шкалу Роквелла (HRC). Результаты представлены в табл. 4.

Таблица 4

Определение твердости образцов

Режим старения	Твердость по Бринеллю HB ($d = 5$ мм; нагрузка 2500 Н)	Твердость по Роквеллу HRC
Исходное состояние (после СЛС)	303	32,78
При 550 °С, 3 ч	395	41,81
При 525 °С, 3 ч	393	41,61
При 525 °С, 10 ч	403	42,52
При 500 °С, 10 ч	410	43,19

Твердость образцов после старения выше, чем в исходном состоянии, что можно объяснить наличием упрочняющих интерметаллидных фаз в микроструктуре. Для более наглядного представления результатов составлена диаграмма, где на разных шкалах показана твердость по Бринеллю и Роквеллу (рис. 9).

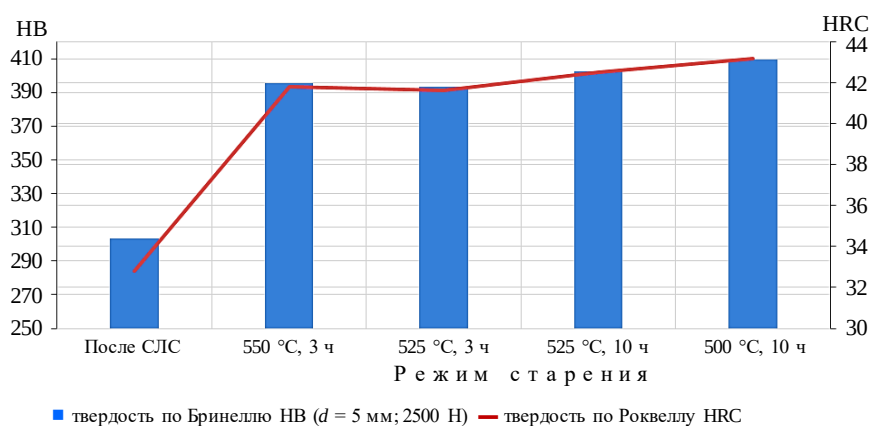


Рис. 9. Диаграмма оценки твердости

Ввиду низких значений параметров надежности (δ и ψ , %) проведены исследования строения излома образцов (рис. 10). После старения структура материала не претерпевает значительных превращений и остается схожей со структурой после СЛС, за исключением образования дисперсных выделений упрочняющей фазы.

Разрушение образцов развивалось от трещин на поверхности, образующихся в процессе растяжения на дефектах, расположенных в приповерхностной зоне. Дефекты представляют собой участки, в которых отсутствует сплавление материала. В бездефектных участках разрушение прошло с формированием вязкого ямочного рельефа. Разница в механических свойствах обусловлена размерами дефектов и плотностью их распределения в материале (рис. 11).

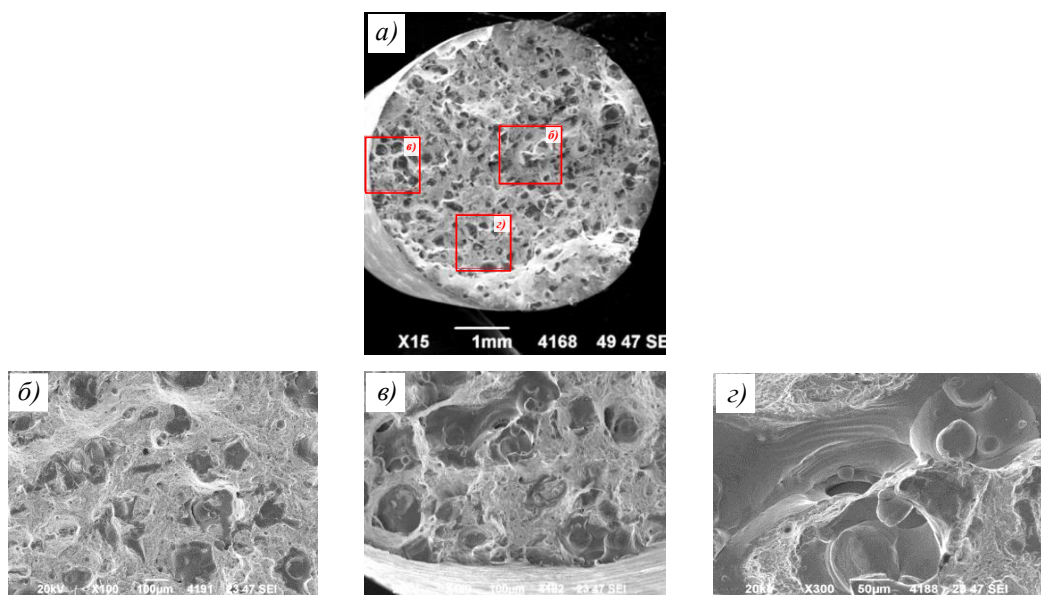


Рис. 10. Строение излома образца: *a* – общий вид излома; *б* – вид центральной части излома; *в* – дефекты в приповерхностной зоне; *г* – вид дефектов в изломе

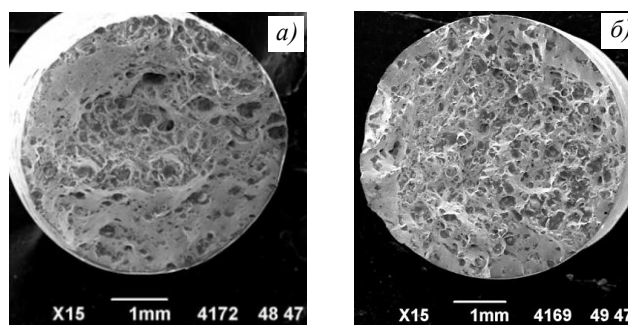


Рис. 11. Фрактографический анализ образца с низким (*a*) и высоким (*б*) содержанием газовых пор

Все четыре режима альтернативной термической обработки не оказывают влияния на пластичность, и ее уровень остается равным значениям после СЛС. Высокое содержание газовых пор способствует образованию хрупкого излома. По сравнению с полной термической обработкой, наблюдается снижение уровня надежности, что необходимо учитывать при изготовлении ответственных деталей и применять данную схему термической обработки с учетом этого.

Заключения

В данной работе проведены: оценка пористости, микроструктуры, механических характеристик; исследование содержания остаточного аустенита по намагниченности насыщения и значений твердости. Помимо основных задач, проанализированы химические составы и содержания газовых примесей литой шихтовой заготовки, МПК и проб синтезированного материала стали; исследованы технологические характеристики; проведены гранулометрический анализ МПК коррозионной стали марки 02X13H5K9M4 и фрактографический анализ для выявления причин низких характеристик пластичности синтезированных образцов. Основные аспекты работы следующие:

– в результате построения ДСК-кривых и оценки микроструктуры обнаружено, что образцы в исходном состоянии (после СЛС) и после СЛС + отжига + закалки имеют сопоставимую структуру реечного мартенсита;

– при старении происходят обратное сдвиговое превращение (мартенсит→аустенит) и формирование упрочняющих интерметаллидных фаз типа Fe_2Mo , $(\text{Fe}, \text{Ni}, \text{Co})_2\text{Mo}$ или Ni_3Mo ;

– благодаря проведению старения при различных температурах и продолжительности выдержки для исходных синтезированных образцов возможно добиться повышения таких свойств, как пределы прочности и текучести, что приведет к уменьшению вероятности коробления сложнопрофильных деталей. Однако такой вариант термической обработки не окажет положительного влияния на относительное удлинение и сужение материала.

Наиболее близкий уровень значений механических характеристик рассматриваемой мартенситно-стареющей стали к значениям при стандартной упрочняющей термической обработке достигается при применении операции старения в исходном синтезированном состоянии при температуре 525 °С в течение 10 ч. При этом удовлетворительная пластичность исследованных образцов вызвана, помимо всего, наличием в структуре материала высокой остаточной пористости, которая при стандартной термической обработке существенно снижается за счет проведения операции ГИП.

Список источников

1. ГОСТ Р 57558–2025. Аддитивные технологии. Базовые принципы. Термины и определения. М: РСТ, 2025. 36 с.
2. Зленко М.А., Попович А.А., Мутылина И.Н. Аддитивные технологии в машиностроении: учеб. пособие. СПб.: Изд-во Политех. ун-та, 2013. 222 с.
3. 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.
4. НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ: офиц. сайт. URL: <https://viam.ru/add> (дата обращения: 24.04.2025).
5. Богачев И.А., Сухов Д.И., Ходырев Н.А., Куркин С.Э. Исследование режимов синтеза поддерживающих структур деталей, получаемых методом селективного лазерного сплавления из металлопорошковой композиции сплава системы Co-Cr-Ni-W-Ta // Труды ВИАМ. 2022. № 1 (107). С. 3–13. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.04.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-1-3-13.
6. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали: учебник для вузов. М.: Металлургия, 1985. 407 с.
7. Арзамасов Б.Н., Соловьева Т.В., Герасимов С.А. и др. Справочник по конструкционным материалам: справочник. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005. 640 с.
8. Перкас М.Д. Структура, свойства и области применения высокопрочных мартенситно-стареющих сталей: учеб. пособие. М.: Машиностроение, 1986. 70 с.
9. Бодяко М.Н., Астапчук С.А., Ярошевич Г.Б. Мартенситно-стареющие стали. Минск: Наука и техника, 1976. 246 с.
10. Перкас М.Д., Еднерал А.Ф., Жуков О.П. и др. О роли кобальта в упрочнении мартенситно-стареющих сталей // Физика металлов и материаловедение. 1984. Т. 57. № 2. URL: https://eposlink.com/catalog/library/elibrary/book/fizika_metallov_i_materialovedenie-1975/publication/69815/ (дата обращения: 14.03.2025).
11. Тоньшева О.А., Вознесенская Н.М. Перспективные высокопрочные коррозионностойкие стали, легированные азотом (сравнительный анализ) // Авиационные материалы и технологии. 2014. № 3. С. 27–32. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-3-27-32.
12. Тарасенко Л.В., Шалькевич А.Б. Фазовый состав и упрочнение сталей системы Fe-Cr-Ni-Co-Mo с мартенситно-аустенитной структурой // Материаловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 4. С. 32–37.

13. Сухов Д.И., Неруш С.В., Юрков М.А., Амирджян Г.В. Исследования структуры и свойств металлопорошковых композиций из коррозионностойких сталей, полученных газовой атомизацией расплава и предназначенных для изготовления деталей методом селективного лазерного сплавления // Вопросы материаловедения. 2018. № 4 (96). С. 97–106. DOI: 10.22349/1994-6716-2018-96-4-97-106.
14. Богачев И.А., Сульянова Е.А., Сухов Д.И., Мазалов П.Б. Исследование микроструктуры и свойств коррозионностойкой стали системы Fe–Cr–Ni, полученной методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2019. № 3 (75). С. 3–13. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.03.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-3-13.
15. Высокопрочная порошковая коррозионностойкая сталь: пат. RU 2751064 C1; заявл. 17.06.20; опубл. 07.07.21.
16. Севальнев Г.С., Климов В.С., Власов И.И., Мазалова Т.А. Исследование механических свойств синтезированных образцов из стали системы Fe–Cr–Ni–Co–Mo после различных видов обработки // Труды ВИАМ. 2025. № 6 (148). С. 3–12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.06.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-6-3-12.
17. Алексеева М.С., Слободской П.А., Лукина Е.А., Якушева Н.А. Закономерности формирования структуры мартенситостареющей стали системы Fe–Cr–Ni–Mo–Ti в ходе термической обработки // Труды ВИАМ. 2024. № 2 (132). С. 3–12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 21.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-2-3-12.
18. ГОСТ Р 55079–2012. Сталь. Метод атомно-эмиссионного анализа с индуктивно связанной плазмой. М: Стандартинформ, 2016. 20 с.
19. ГОСТ 17745–90. Стали и сплавы. Методы определения газов. М: Изд-во стандартов, 1990. 12 с.
20. ГОСТ 12344–2003. Стали легированные и высоколегированные. Методы определения углерода. М: Стандартинформ, 2008. 15 с.
21. ГОСТ 12345–2001. Стали легированные и высоколегированные. Методы определения серы. М: Стандартинформ, 2006. 23 с.
22. ГОСТ Р 8.777–2011. Дисперсный состав аэрозолей и взвесей. Определение размеров частиц по дифракции лазерного излучения. М: Стандартинформ, 2012. 12 с.
23. ГОСТ 1497–2023. Металлы. Методы испытаний на растяжение. М: РСТ, 2024. 54 с.
24. ГОСТ 11150–84. Металлы. Методы испытания на растяжение при пониженных температурах. М: Изд-во стандартов, 1993. 8 с.
25. ГОСТ 9012–59. Металлы. Метод измерения твердости по Бринеллю. М: Стандартинформ, 2007. 40 с.
26. Altiparmak S.C., Lombardi M., Bondioli F. et al. Hot isostatic pressing for powder-based additive manufacturing of metals: State-of-the-art review and future perspectives // Journal of Materials Research and Technology. 2025. Vol. 39. P. 4794–4822. DOI: 10.1016/j.jmrt.2025.10.135.
27. Мазалов И.С., Мазалов П.Б., Сухов Д.И., Сульянова Е.А. Влияние параметров горячего изостатического прессования на структуру и свойства сплавов на основе кобальта, получаемых методом селективного лазерного сплавления // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 2 (63). С. 3–14. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 21.05.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-3-14.

References

1. State Standard R 57558–2025. *Additive Manufacturing. Basic Principles. Terms and Definitions*. Moscow: RST, 2025, 36 p.
2. Zlenko M.A., Popovich A.A., Mutylina I.N. *Additive Manufacturing in Mechanical Engineering: A Textbook*. St. Petersburg: Polytech. Univ. Press, 2013, 222 p.
3. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

4. National Research Center «Kurchatov Institute» – VIAM. Available at: <https://viam.ru/add> (accessed: April 24, 2025).
5. Bogachev I.A., Sukhov D.I., Khodyrev N.A., Kurkin S.E. Investigation of the supports structures' printing parameters for parts obtained by selective laser melting of metal powder composition of the Co–Cr–Ni–W–Ta alloy. *Trudy VIAM*, 2022, no. 1 (107), pp. 3–13. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 25, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-1-3-13.
6. Goldstein M.I., Grachev S.V., Veksler Yu.G. *Special steels: textbook for universities*. Moscow: Metallurgy, 1985, 407 p.
7. Arzamasov B.N., Solovieva T.V., Gerasimov S.A. et al. *Handbook of structural materials*. Moscow: Publ. house of Bauman Moscow State Tech. Univ., 2005, 640 p.
8. Perkas M.D. *Structure, properties and areas of application of high-strength maraging steels: textbook*. Moscow: Mashinostroenie, 1986, 70 p.
9. Bodyako M.N., Astapchuk S.A., Yaroshevich G.B. *Martensitic aging steels*. Minsk: Nauka i tekhnika, 1976, 246 p.
10. Perkas M.D., Edneral A.F., Zhukov O.P. et al. On the Role of Cobalt in Strengthening Maraging Steels. *Fizika metallov i materialovedenie*, 1984, vol. 57, no. 2. Available at: https://eposlink.com/catalog/library/elibrary/book/fizika_metallov_i_materialovedenie-1975/publication/69815/ (accessed: March 14, 2026).
11. Tonyшева O.A., Voznesenskaya N.M. Perspective high-strength corrosion-resistant steels alloyed with nitrogen (comparative analysis). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2014, no. 3, pp. 27–32. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-3-27-32.
12. Tarasenko L.V., Shalkevich A.B. Phase composition and strengthening of steels of the Fe–Cr–Ni–Co–Mo system with a martensitic-austenitic structure. *Materialovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2007, no. 4, pp. 32–37.
13. Sukhov D.I., Nerush S.V., Yurkov M.A., Amirjanyan G.V. Studies of the structure and properties of metal-powder composites from corrosion-resistant steels obtained by gas atomization of the melt and intended for the manufacture of parts by selective laser melting. *Voprosy materialovedeniya*, 2018, no. 4 (96), pp. 97–106. DOI: 10.22349/1994-6716-2018-96-4-97-106.
14. Bogachev I.A., Sulyanova E.A., Sukhov D.I., Mazalov P.B. Microstructure and properties investigations of Fe–Cr–Ni stainless steel obtained by selective laser melting. *Trudy VIAM*, 2019, no. 3 (75), pp. 3–13. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 20, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-3-13.
15. *High-strength powder corrosion-resistant steel*: pat. RU 2751064 C1; appl. 17.06.20; publ. 07.07.21.
16. Sevalnev G.S., Klimov V.S., Vlasov I.I., Mazalova T.A. Study of mechanical properties of Fe–Cr–Ni–Co–Mo steel 3D-printed samples after various types of processing. *Trudy VIAM*, 2025, no. 6 (148), pp. 3–12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 16, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-6-3-12.
17. Alekseeva M.S., Slobodskoy P.A., Lukina E.A., Yakusheva N.A. Patterns of structure formation for open-hearth steel of the Fe–Cr–Ni–Mo–Ti system during heat treatment. *Trudy VIAM*, 2024, no. 2 (132), pp. 3–12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 21, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-2-3-12.
18. State Standard R 55079–2012. *Steel. Method of Atomic Emission Analysis with Inductively Coupled Plasma*. Moscow: Standartinform, 2016, 20 p.
19. State Standard 17745–90. *Steels and Alloys. Methods for Determining Gases*. Moscow: Publishing House of Standards, 1990, 12 p.
20. State Standard 12344–2003. *Alloyed and High-Alloy Steels. Methods for Determining Carbon*. Moscow: Standartinform, 2008, 15 p.
21. State Standard 12345–2001. *Alloyed and High-Alloy Steels. Methods for Determining Sulfur*. Moscow: Standartinform, 2006, 23 p.
22. State Standard R 8.777–2011. *Dispersed Composition of Aerosols and Suspensions. Particle Sizing by Laser Diffraction*. Moscow: Standartinform, 2012, 12 p.
23. State Standard 1497–2023. *Metals. Tensile Test Methods*. Moscow: RST, 2024, 54 p.

24. State Standard 11150–84. *Metals. Tensile Test Methods at Low Temperatures*. Moscow: Publ. House of Standards, 1993, 8 p.
25. State Standard 9012–59. *Metals. Brinell Hardness Measurement Method*. Moscow: Standartinform, 2007, 40 p.
26. Altiparmak S.C., Lombardi M., Bondioli F. et al. Hot isostatic pressing for powder-based additive manufacturing of metals: State-of-the-art review and future perspectives. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, vol. 39, pp. 4794–4822. DOI: 10.1016/j.jmrt.2025.10.135.
27. Mazalov I.S., Mazalov P.B., Suhov D.I., Sulyanova E.A. Influence of hot isostatic pressing parameters on structure and properties of cobalt-based alloys obtained by selective laser melting. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), pp. 3–14. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 21, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-3-14.

Информация об авторах

Гоголева Виктория Дмитриевна, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Кузнецова Полина Евгеньевна, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Куко Иван Сергеевич, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Мазалова Татьяна Анатольевна, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Богачев Игорь Александрович, начальник сектора, к.ф.-м.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Viktoriya D. Gogoleva, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Polina E. Kuznetsiva, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Ivan S. Kuko, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Tatiana A. Mazalova, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Igor A. Bogachev, Head of Sector, Candidate of Sciences (Phys. & Math.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 19.01.2026; получена после доработки 06.02.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 11.02.2026.

The article was submitted 19.01.2026; received in revised form 06.02.2026; approved and accepted for publication after reviewing 11.02.2026.