

УДК 669.1 : 620.1

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2022-4-84-92

Особенности влияния горячего изостатического прессования и термообработки на структуру и свойства мартенситно-старееющей стали, полученной методом селективного лазерного сплавления

© 2022 г. А.О. Каясова, Е.А. Левашов

Национальный исследовательский технологический университет (НИТУ) «МИСиС», г. Москва, Россия

Статья поступила в редакцию 19.07.22 г., доработана 27.07.22 г., подписана в печать 28.07.22 г.

Аннотация: Методом селективного лазерного сплавления (СЛС) в среде азота при подогреве до температуры 200 °С получены образцы в положении 0° относительно плиты построения. Изучено влияние горячего изостатического прессования (ГИП) и термообработки (ТО: закалка + старение) на структуру и механические свойства мартенситно-старееющей стали CL50 WS (российский аналог – ЧС4). Для анализа влияния постобработки на прочностные характеристики (σ_b , $\sigma_{0.2}$, δ , ψ) проведены испытания на разрыв. Их результаты показали высокие значения прочности и пластичности. Установлено, что в результате ТО в структуре стали, помимо α -Fe, γ -Fe, образуются дисперсные выделения упрочняющей фазы $NiTi_3$, идентификацию которой проводили методом просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения. Благодаря интерметаллидной фазе $NiTi_3$, сталь приобрела повышенные предел прочности и предел текучести, требуемые для производства ответственных узлов и деталей высоконагруженных дисков турбомашин. Проанализировано изменение пористости образцов до и после ГИП. Исследованы микроструктуры образцов и изменения, происходящие под влиянием различных вариантов постобработки. Мелкозернистая однородная структура, полученная при сочетании СЛС, ГИП и ТО, обеспечила оптимальные показатели прочности и пластичности. Анализ изломов после механических испытаний показал, что образцы после постобработки разрушаются по вязко-ямочному механизму с образованием шейки.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление, мартенситно-старееющие стали, горячее изостатическое прессование, термическая обработка, микроструктура, фазовый состав, механические свойства.

Каясова А.О. – аспирант кафедры порошковой металлургии и функциональных покрытий (ПМиФП) НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: NKayasova@gmail.com.

Левашов Е.А. – докт. техн. наук, проф., акад. РАЕН, зав. кафедрой ПМиФП НИТУ «МИСиС», директор Научно-учебного центра СВС МИСиС–ИСМАН. E-mail: levashov@shs.misis.ru.

Для цитирования: Каясова А.О., Левашов Е.А. Особенности влияния горячего изостатического прессования и термообработки на структуру и свойства мартенситно-старееющей стали, полученной методом селективного лазерного сплавления. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2022. Т. 16. № 4. С. 84–92. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2022-4-84-92.

Features of the impact of hot isostatic pressing and heat treatment on the structure and properties of maraging steel obtained by selective laser melting method

A.O. Kayasova, E.A. Levashov

National University of Science and Technology (NUST) «MISIS», Moscow, Russia

Received 19.07.2022, revised 27.07.2022, accepted for publication 28.07.2022

Abstract: Using the SLM method in a nitrogen blanket with heating to a temperature of 200 °C, samples were obtained at a position of 0° against the build plate. The effect of the hot isostatic pressing (HIP) and heat treatment (HT: hardening + aging) on the structure and mechanical properties of maraging steel CL50 WS was studied (the Russian analogue is ChS4 grade). To analyze the effect of post-processing on the strength characteristics (σ_b , $\sigma_{0.2}$, δ , ψ), tensile tests were conducted. Their results indicated high values of strength and ductility. It has been established that as a result of HT in the steel structure, in addition to α -Fe, γ -Fe, dispersed precipitates of the $NiTi_3$ strengthening phase are formed, the identification of which was carried out by high-resolution transmission

electron microscopy. Through the NiTi_3 intermetallic phase, the steel has acquired increased tensile strength and yield strength required for the production of critical components and parts for highly loaded turbomachine disks. The change in the porosity of the samples before and after the HIP was analyzed. The microstructure of the samples and the changes that occur under the influence of various post-processing options are studied. The fine-grained homogeneous structure obtained by combining the SLM, HIP and HT provided optimal strength and ductility. Analysis of fractures after mechanical testing showed that the samples after post-processing are destroyed according to the viscous-pitting mechanism with the formation of a neck.

Keywords: selective laser melting, maraging steels, HIP, heat treatment, microstructure, phase composition, mechanical properties.

Kayasova A.O. – postgraduate student of the Department of powder metallurgy and functional coating (PM&FC) of National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119049, Russia, Moscow, Leninskii pr., 4). E-mail: NKayasova@gmail.com.

Levashov E.A. – Dr. Sci. (Eng.), prof., acad. of the Russian Academy of Natural Science, chair of the Department of PM&FC of NUST «MISIS», head of the Scientific-Educational Centre of SHS of MISIS–ISMAN. E-mail: levashov@shs.misis.ru.

For citation: Kayasova A.O., Levashov E.A. Features of the impact of hot isostatic pressing and heat treatment on the structure and properties of maraging steel obtained by selective laser melting method. *Izvestiya Vuzov. Poroshkovaya Metallurgiya i Funktsional'nye Pokrytiya (Powder Metallurgy and Functional Coatings)*. 2022. Vol. 16. No. 4. P. 84–92 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2022-4-84-92.

Введение

Высокопрочная мартенситно-стареющая (МС) сталь относится к группе высоколегированных марок стали на основе безуглеродистого мартенсита. В отличие от классических безуглеродистых сталей максимальное упрочнение достигается в результате термической обработки (ТО) в режиме старения за счет дисперсионного упрочнения высокопластичного мартенсита.

Мировым опытом применения и эксплуатации МС-сталей показано, что они обладают высокой степенью надежности, технологичностью производства и другими преимуществами по сравнению с углеродсодержащими сталями. Небольшая твердость низкоуглеродистого мартенсита благоприятствует хорошей механической обрабатываемости и деформируемости в исходном и закаленном состояниях, а старение обеспечивает высокий уровень прочности, пластичности и остаточной деформации. Упрочняющая термообработка сложных по форме тонкостенных деталей сопровождается малым изменением линейных размеров, т.е. отсутствием коробления.

МС-стали обладают сквозной прокаливаемостью от температуры аустенизации, т.е. образование мартенситной структуры гарантируется независимо от скорости охлаждения и размера сечения полуфабриката или детали. Такие стали хорошо деформируются без подогрева при листовой штамповке и ротационной вытяжке и ковке.

МС-сталь марки ЧС4 при прочности $\sigma_b = 1950 \pm 2150$ МПа обладает повышенной пластичностью, особенно в условиях локальной деформации, и, как следствие, более низкой чувствительностью

к концентраторам напряжений, что обеспечивает большую надежность во время эксплуатации при экстремальных нагрузках по сравнению с углеродсодержащими высокопрочными сталями, обработанными на эквивалентную прочность.

Структура безуглеродистого мартенсита во всех марках МС-сталей, в том числе ЧС4, относится к типу массивного мартенсита, отличающегося от углеродсодержащего отсутствием тетрагональности у α -ОЦК решетки, высокой плотностью дислокаций и наличием значительного количества двойников. Такой тип структуры не подвержен процессам отпуска и разупрочнения, а способен только к интенсивному упрочнению за счет выделения дисперсных фаз.

В порошковой металлургии изделия из МС-сталей получают из распыленных легированных порошков методами горячего формования. Это позволяет снизить ликвационную неоднородность с обеспечением высоких прочностных свойств. Детали, изготовленные спеканием, имеют высокую пластичность, вязкость и могут использоваться в условиях высокотемпературного контактного воздействия.

Для производства сложнопрофильных изделий специального назначения из МС-сталей перспективно применение технологии селективного лазерного сплавления (СЛС), которая существенно сокращает время изготовления изделия и расход материала. Интерес к применению МС-сталей в технологии СЛС обусловлен не только высоким комплексом физико-механических свойств, но и практически полным отсутствием поводков в про-

цессе печати ввиду уникальной природы стали. Формирование изделия при СЛС осуществляется за счет последовательного расплавления и кристаллизации слоев металлического порошка. В связи с этим происходит образование границ раздела, которые являются структурным дефектом для данной технологии и могут содержать несплошности.

Для процесса СЛС характерны такие дефекты, как неполное сплавление частиц, остаточная пористость, микротрещины, высокие остаточные напряжения, формирование пересыщенных твердых растворов. Наличие дефектов приводит к снижению механических и эксплуатационных свойств изделий. В связи с этим применение методов постобработки, в частности горячего изостатического прессования (ГИП), является целесообразным и экономически оправданным, поскольку уменьшает остаточную пористость, залечивает дефекты структуры, обеспечивая мелкозернистую структуру стали с эффектом дисперсного упрочнения [1–8].

Цель данной работы — исследование влияния ГИП и термической обработки старением на структурно-фазовые превращения и свойства СЛС-образцов из мартенситно-стареющей стали.

Методика исследований

Для исследований использовали металлический порошок мартенситно-стареющей стали марки CL50 WS (Германия). Ее российским аналогом является сталь марки ЧС 4. Химический состав сплава CL50 WS представлен ниже, мас. %:

Fe	Основа	Si	≤ 0,1
Mo	4,5–5,2	Mn	≤ 0,15
Ni	17,0–19,0	P	≤ 0,01
Ti	0,8–1,2	S	≤ 0,01
Co	8,5–10,0	Cr	≤ 0,25
C	≤ 0,03		

Концентрации газовых примесей в порошке по кислороду, азоту и водороду составляют соответственно 0,146, 0,021 и 0,0075 мас. %. Размер частиц порошка находится в интервале 5–45 мкм, при этом квантили распределения d_{10} , d_{50} и d_{90} составляют 17,7, 29,4 и 48,0 мкм соответственно. Насыпная плотность — 4,544 г/см³. В порошке присут-

ствуют частицы неправильной формы размером до 50 мкм. На поверхности отдельных частиц имеются сателлиты (рис. 1, а, б). Микроструктура порошка представлена мелкими дендритами, закрытые газовые поры не обнаружены (рис. 1, в).

Построение образцов проводили на установке «Concept Laser M2» (Германия) в среде азота при горизонтальном положении заготовок относительно плиты построения и следующих параметрах процесса: толщина сплавляемого слоя — 30 мкм, мощность лазера — 180 Вт, скорость сканирования — 800 мм/с, температура плиты построения в процессе печати — 200 °С. Контроль образцов-заготовок осуществлялся с помощью системы рентгеновской томографии XTH450 LC (Nikon Metrology, Япония) с чувствительностью 0,1 мм.

СЛС-образцы подвергали газостатированию на установке ABRA HIRP 10/26-200-2000 (Швеция). Режим ГИП представлял собой нагрев до температуры закалки с выдержкой в течение 2 ч при постоянном давлении. После ГИП проводили дополнительную термическую обработку в камерной печи с защитной атмосферой по двум режимам: ТО1 — закалка с последующим старением; ТО2 — старение.

Пористость определяли послойным анализом в поперечном сечении с расчетом среднего показателя по трем слоям с шагом в 3 мм. Шлифы на образцах для определения пористости и структурных исследований изготавливали параллельно (сечение YZ) и перпендикулярно (сечение XY) направлению синтеза.

Для оценки механических свойств стали из заготовок вырезали цилиндрические образцы для испытаний на растяжение (по ГОСТ 1497-84, тип IV, № 8). Испытания проводили на установке «Shimadzu 100kN» (Япония) — определяли условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$), предел прочности (σ_B), относительное удлинение (δ) и относительное сужение (ψ).

Фрактографический анализ изломов выполнен на растровом электронном микроскопе «Vega 3» (Tescan, Чехия), а изучение микроструктуры — на сканирующем электронном микроскопе «Hitachi S-3400N» (Япония). Исследования тонкой структуры осуществляли методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на приборе JEM-2100 (Jeol, Япония), в том числе *in situ* при высоком разрешении. Фольги для ПЭМ готовили методом ионного травления в установке «PIPS II System» (Gatan, США).

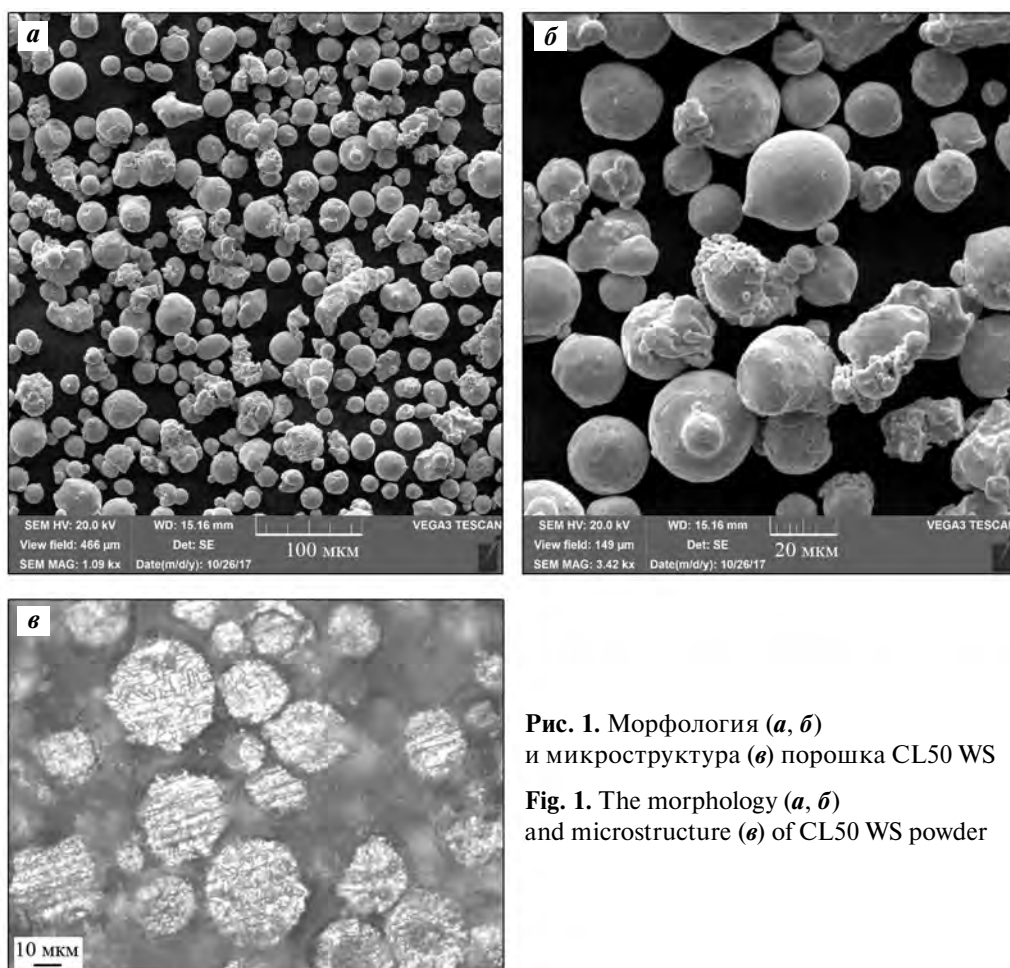


Рис. 1. Морфология (а, б) и микроструктура (в) порошка CL50 WS
Fig. 1. The morphology (а, б) and microstructure (в) of CL50 WS powder

Результаты исследований

Внешний вид СЛС-заготовок из МС-стали представлен на рис. 2.

С помощью рентгеновской томографии установлено отсутствие несплошностей и трещин в заготовках (рис. 3).

Горячая изостатическая обработка позволила уменьшить остаточную пористость с 0,43 до 0,20. Анализ механических испытаний образцов в состоянии СЛС + ГИП + ТО1 показал увеличение предела текучести на 58 % и предела прочности на 50 % относительно состояния СЛС + ГИП, а в случае состояния СЛС + ГИП + ТО2 повышение этих показателей составило 58 и 48 % соответственно. Таким образом, установлено, что режимы термообработки обеспечивают оптимальные показатели прочности и пластичности [9]. На рис. 4 приведены деформационные кривые при одноосном растяжении образцов в состояниях СЛС + ГИП + ТО1, СЛС + ГИП + ТО2 и СЛС + ГИП.

Образцы, прошедшие постобработку по режимам СЛС + ГИП + ТО1 и СЛС + ГИП + ТО2, характеризуются равномерным участком пластической деформации и высокими показателями прочности и пластичности.

Заметное увеличение прочности и пластичности наблюдалось также у образцов в состоянии

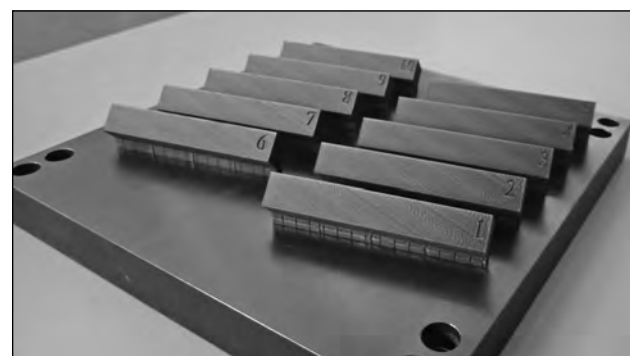


Рис. 2. Расположение заготовок на плате построения
Fig. 2. The location of blanks on the build plate

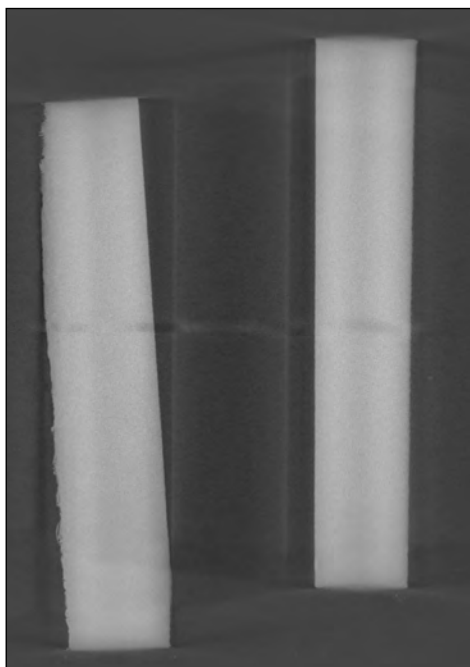


Рис. 3. Рентгеновская томография СЛС-образцов

Fig. 3. The X-ray tomography of SLM samples

СЛС + ГИП ($\psi = 58,9\%$). Полученные показатели относительного сужения превосходят значение для данной стали в состоянии горячекатаного и кованого прутка (ТУ 14-1-811-73, $\psi = 40\%$).

В работах [10–12] показано, что механические свойства МС-стали марки 18Ni300 (аналог стали марки 01ХН18Л9М5ТЮ) в состоянии СЛС находятся в интервалах $\sigma_{0,2} = 500\div 900$ МПа, $\sigma_B = 800\div 1100$ МПа, $\delta = 10\div 30\%$, $\psi = 11\div 25\%$, а в состоянии СЛС + ТО ($t = 425\div 900$ °С) равны $\sigma_{0,2} = 370\div 1000$ МПа, $\sigma_B = 700\div 1200$ МПа, $\delta = 15\div 35\%$, $\psi = 20\div 50\%$. Таким образом, достигнутые на МС-стали CL50 WS механические свойства соответствуют мировому уровню.

На рис. 5 приведена микроструктура СЛС-образца после ГИП с высокой структурной однородностью. Типичная для СЛС-образцов субзеренная структура отсутствует, что свидетельствует о завершении при ГИП процесса рекристаллизации зерен.

Старение после газостатирования также приводит к образованию равномерной мартенситной

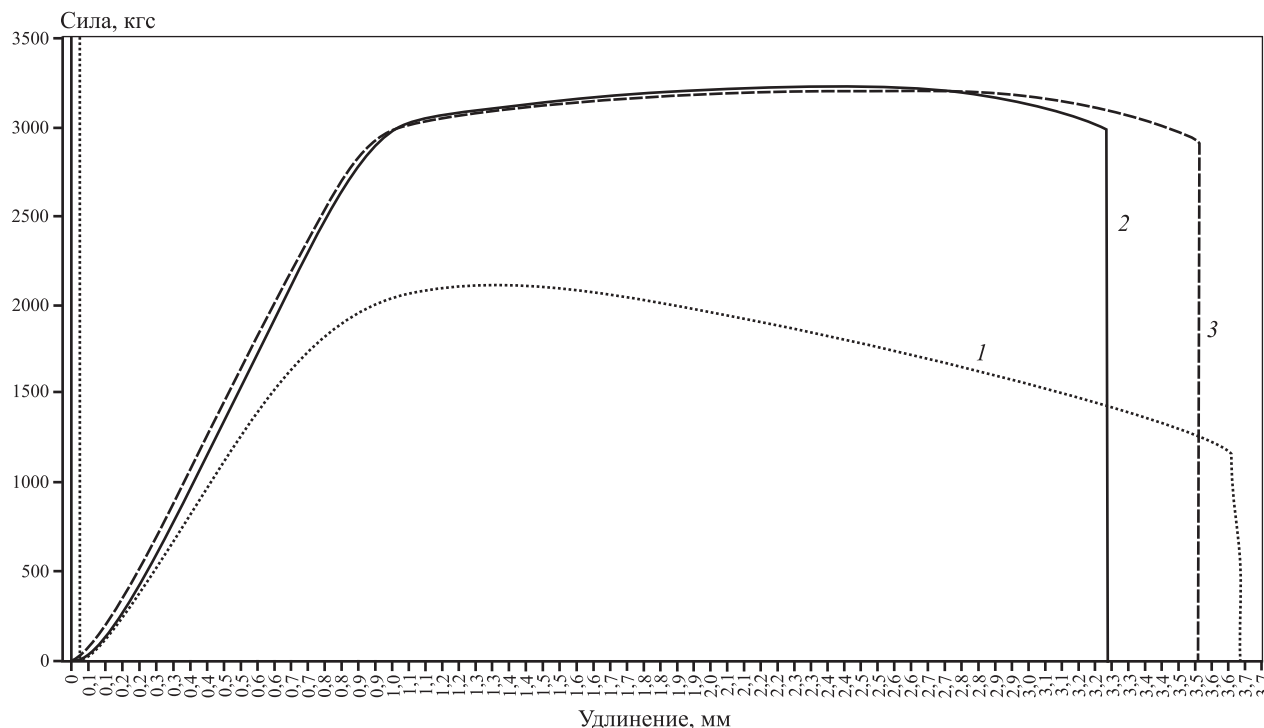


Рис. 4. Деформационные кривые при одноосном растяжении образцов из МС-стали CL50 WS в зависимости от вида постобработки

1 – СЛС; 2 – СЛС + ГИП + ТО1; 3 – СЛС + ГИП + ТО2

Fig. 4. The deformation curves in uniaxial tension of samples made of MS steel of CL50 WS grade depending on the type of post-processing

1 – SLM; 2 – SLM + HIP + HT1; 3 – SLM + HIP + HT2

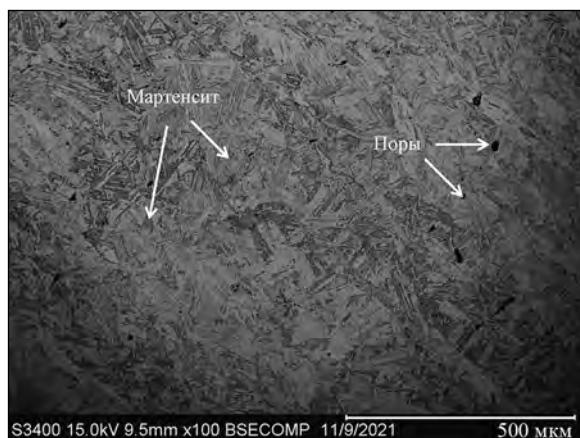


Рис. 5. Микроструктура МС-стали в состоянии СЛС + ГИП

Fig. 5. The microstructure of MS steel in SLM + HIP state

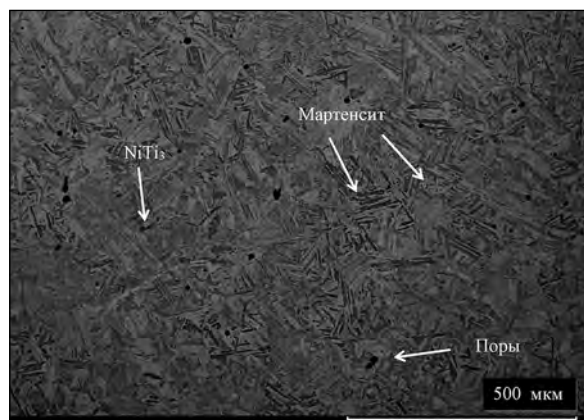


Рис. 6. Микроструктура МС-стали в состоянии СЛС+ ГИП + ТО2

Fig. 6. The microstructure of MS steel in the state of SLM + HIP + HT2

структуры, но с меньшим размером зерен (рис. 6). В результате «мартенситного» старения легирующие элементы образуют пластичную матричную фазу — мартенсит замещения, армированный дисперсными высокопрочными равномерно распределенными выделениями избыточной интерметаллидной фазы NiTi_3 со средним размером кристаллитов 10 мкм. Идентификацию данной фазы подтвердили методом ПЭМ при *in situ* исследовании структурных превращений при нагреве ламели. Выделение из пересыщенного твердого раствора фазы NiTi_3 начинается при температуре 570 °C, соответствующей температуре старения (рис. 7).

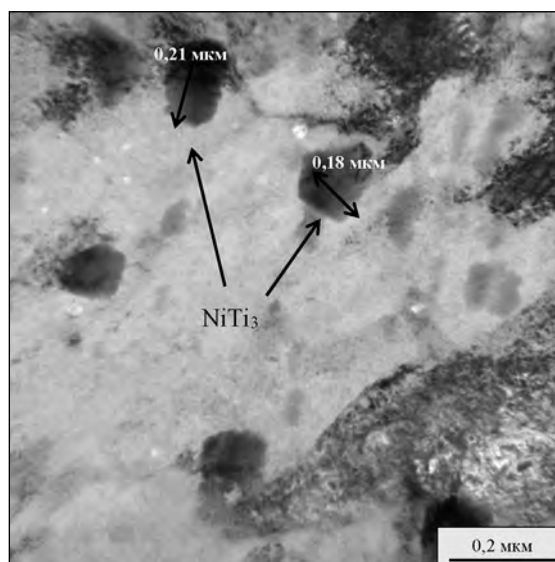


Рис. 7. ПЭМ-изображение выделившейся фазы

Fig. 7. TEM image of the precipitated phase

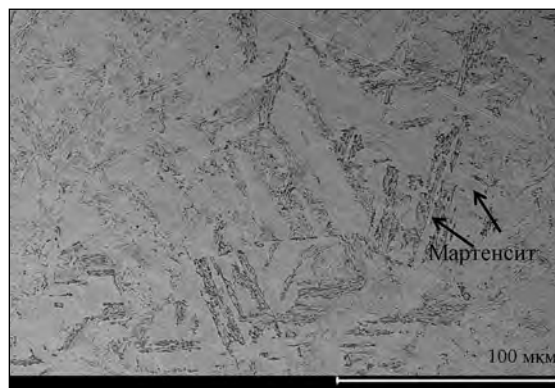


Рис. 8. Микроструктура СЛС-образца после обработки ГИП + ТО1

Fig. 8. The microstructure of SLM sample after HIP + HT1

Постобработка по режиму ГИП + ТО1 также привела к образованию упрочняющей фазы, но дополнительная закалка после ГИП способствовала укрупнению мартенситной структуры (рис. 8).

Исследования тонкой структуры СЛС-образцов методом ПЭМ выявили в междендритном пространстве зерна фазы NiTi_3 . В результате расчета параметров кристаллических решеток частиц по Фурье-трансформациям определены параметры ОЦК-решетки $a = 0,210 \div 0,247$ Å при табличных значениях $a = 0,289 \div 0,607$ Å. Для данного типа стали характерно образование двойников (рис. 9). Незначительное отклонение параметров кристал-



Рис. 9. Фурье-трансформации выделившейся с поверхности фазы

Fig. 9. The Fourier transforms separated from the surface of phase

лических решеток выявленных фаз от табличных значений связано с растворением в них легирующих и примесных элементов.

Фрактографический анализ показал, что образцы разрушались с образованием шейки, т.е. превалировала пластическая составляющая деформации, и разрушение протекало с поверхности. Вначале возникал вязкий срез, приводящий к отрыву. Макропластичный излом был образован по механизму среза. Микромеханизм разрушения — вязкий ямочный. Подобный характер разрушения типичен для мартенситно-стареющих сталей, независимо от способа получения материала [13–22]. На рис. 10 показаны микромеханизм (а) и внешний вид изломов (б–г).

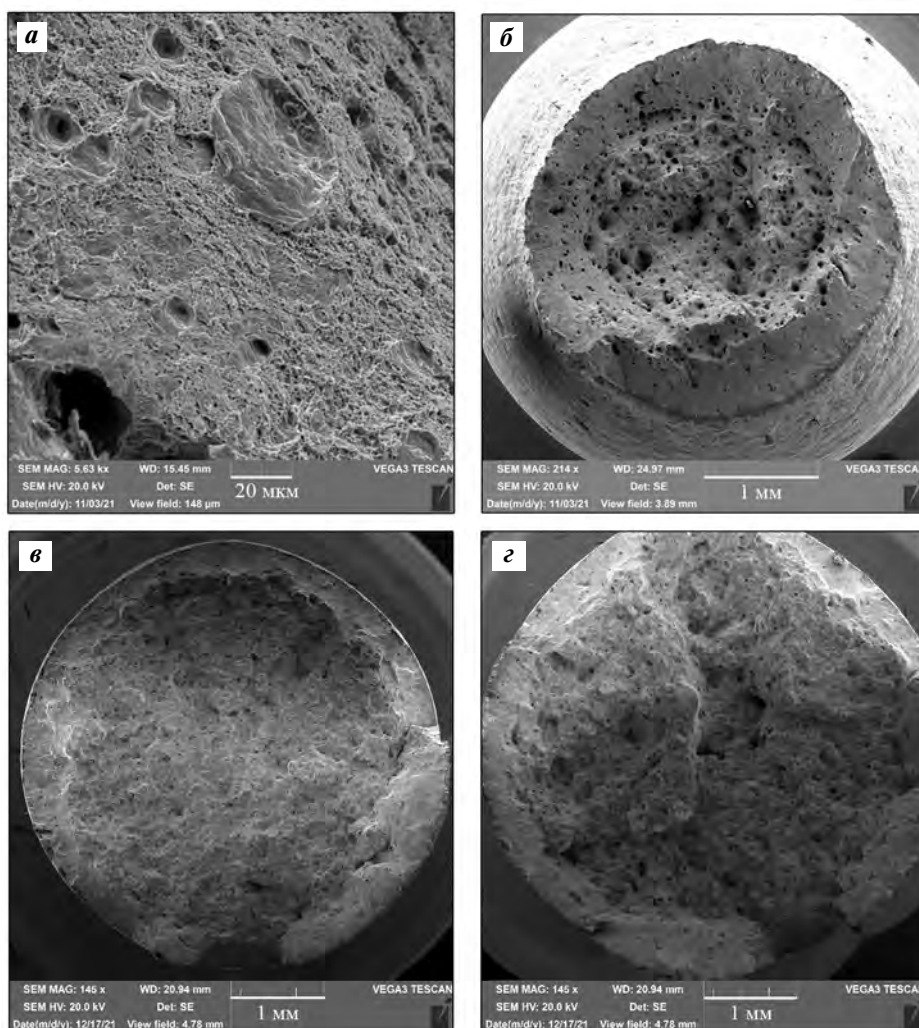


Рис. 10. Внешний вид изломов

а — микромеханизм; б — ГИП; в — ГИП, закалка и старение; г — ГИП и старение

Fig. 10. The appearance of fractures

а — micromechanism; б — HIP; в — HIP, hardening and aging; г — HIP and aging

Выводы

1. В процессе горячего изостатического прессования по выбранным режимам происходит рекристаллизация субзеренной структуры СЛС-образцов мартенситно-старееющей стали с формированием однородной структуры. В результате старения легирующие элементы образуют пластичную матричную фазу — мартенсит замещения, дисперсно-упрочненную выделениями избыточной фазы NiTi_3 .

2. ГИП в сочетании с термообработкой (закалка + старение) обеспечивает 2-кратное снижение остаточной пористости и 1,5-кратный прирост значений предела прочности и условного предела текучести.

3. СЛС-образцы из МС-стали разрушаются с образованием шейки по вязко-ямочному механизму, что характерно для мартенситно-старееющих сталей независимо от способа их получения.

*Работа выполнена при финансовой поддержке
Российского научного фонда (проект № 19-79-10226).*

Acknowledgments: *The work was performed with the financial support from the Russian Science Foundation (Project No. 19-79-10226).*

Литература/Reference

1. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. М.: Металлургия, 1982.
Pikering F.B. Physical metallurgy and development of steels. Moscow: Metallurgiya, 1982 (In Russ.).
2. Панов В.С., Чурилин А.М. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них: Учеб. для вузов. М.: МИСиС, 2001.
Panov V.S., Churilin A.M. Technology and properties of sintered hard alloys and products from them. Moscow: MISIS, 2001 (In Russ.).
3. Бабич Б.Н. Металлические порошки и порошковые материалы. М.: Экомет, 2005.
Babich B.N. Metal powders and powder materials. Moscow: Ekomet, 2005 (In Russ.).
4. Раковский В.С., Силаев А.Ф., Ходкин В.И., Фаткуллин О.Х. Порошковая металлургия жаропрочных сплавов и тугоплавких металлов. М.: Металлургия, 1974.
Rakovskii V.S., Silaev A.F., Hodkin V.I., Fatkullin O.Kh. Powder metallurgy of heat-resistant alloys and refractory metals. Moscow: Metallurgiya, 1974 (In Russ.).
5. Либенсон Г.А., Лопатин В.Ю., Комарницкий Г.В. Производство металлических порошков. Т. 1. Формование и спекание порошков: Учеб. для вузов. М.: МИСИС, 2001.
Libenson G.A., Lopatin V.Yu., Komarnitskii G.V. Production of metal powders. Vol. 1. Formation and sintering of powders. Moscow: MISIS, 2001 (In Russ.).
6. Акименко В.Б., Гуляев И.А., Калашникова О.Ю., Секачев М.А., Гаврилов В.А., Гаврилов С.А. Железные и легированные порошки в России — промышленные технологии и перспективные разработки. В сб.: *Инженерия поверхности. Новые порошковые композиционные материалы. Сварка*. Ч. 1. Под. ред. П.А. Витязь. Минск: Институт порошковой металлургии, 2011. С. 60—65.
Akimenko V.B., Gulyaev I.A., Kalashnikova O.Yu., Sekachev M.A., Gavrilov V.A., Gavrilov S.A. Iron and alloyed powders in Russia — industrial technologies and advanced developments. In: Surface engineering. New powder composite materials. Welding. Pt. 1. Ed. P.A. Vityaz'. Minsk: Institut poroshkovoi metallurgii, 2011. P. 60—65 (In Russ.).
7. Оглезнева С.А. Материаловедение и технологии современных и перспективных материалов: Учеб. пос. Пермь: Изд-во Перм. нац. иссл. политех. ун-та, 2012.
Oglezneva S.A. Materials science and technology of modern and promising materials. Perm': Izd-vo Perm. nats. issled. politekh. un-ta, 2012 (In Russ.).
8. Ильющенко А.Ф., Савич В.В. Порошковая металлургия — одна из первых аддитивных технологий. В сб.: *Аддитивные технологии, материалы и конструкции: Матер. науч.-техн. конф.* (Гродно, 5—6 октября 2016 г.). Гродно: ГрГУ, 2016. С. 20—30.
Ilyushchenko A.F., Savich V.V. Powder metallurgy is one of the first additive technologies. In: Additive technologies, materials and structures: Proc. sci.-tech. conf. (Grodno, 5—6 Oct. 2016). Grodno: GrGU, 2016. P. 20—30 (In Russ.).
9. Геров М.А., Каясова А.О., Терентьев В.Ф., Просвирнин Д.В., Колмаков А.Г. Механические свойства и особенности разрушения высокопрочной мартенситно-старееющей стали, полученной селективным лазерным сплавлением. *Деформация и разрушение материалов*. 2021. No. 9. С. 2—10.
Gerov M.V., Kayasova A.O., Kolmakov A.G., Prosvirnin D.V. Mechanical properties and fracture of high-strength maraging steel fabricated by selective laser melting. Russ. Metall. (Metally). 2022. No. 4. P. 309—315. DOI: 10.1134/S0036029522040139.
10. Ullah R., Akmal J.S. Anisotropy of additively manufactured 18Ni300 maraging steel: threads and surface characteristics. *Procedia CIRP*. 2020. Vol. 93. P. 68—78.

11. Kucerova L., Zetkova I., Jenicek S., Burdova K. Hybrid parts produced by deposition of 18Ni300 maraging steel via selective laser melting on forged and heat treated advanced high strength steel. *Add. Manuf.* 2020. Vol. 32. P. 100—111.
12. Караваев А.К., Пучков Ю.А. Исследование структуры и свойств сплава ALSI10MG, полученного методом селективного лазерного сплавления. *Вестн. МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение*. 2020. No. 5. С. 71—85.
Karavaev A.K., Puchkov Yu.A. Study of the structure and properties of the ALSI10MG alloy obtained by selective laser melting. *Vestnik MGTU im. N.E. Baumana. Ser. Mashinostroenie*. 2020. No. 5. P. 71—85 (In Russ.).
13. Deng H., Qiu W., Cao S., Chen L., Hu Z., Wei Y., Xia Z., Zhou L., Cui X., Tang J. Heat-treatment induced microstructural evolution and enhanced mechanical property of selective laser melted near beta Ti—5Al—5Mo—5V—3Cr—1Zr alloy. *J. Alloys Compd.* 2021. Vol. 858. Art. 158351.
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. *Тр. ВИАМ*. 2019. No. 3 (75). С. 3—13.
Bogachev I.A., Sul'yanova E.A., Sukhov D.I., Mazalov P.B. Investigation of the microstructure and properties of corrosion-resistant steel of the Fe—Cr—Ni system obtained by selective laser alloying. *Trudy VIAM*. 2019. No. 3 (75). P. 3—13 (In Russ.).
15. Nigon G.N., Isgor O.B., Pasebani S. The effect of annealing on the selective laser melting of 2205 duplex stainless steel: Microstructure, grain orientation, and manufacturing challenges. *Opt. Laser Technol.* 2021. Vol. 134. Art. 106643.
16. Rasa T., Anderson J., Svensson L.-E. Microstructure of selective melted alloy 718 in As-manufactured and post heat treated condition. *Proc. Manuf.* 2018. P. 450—458.
17. Yang W., Zhang X., Ma F., Dong S., Jiang J. Selective laser melting of 1.2738 mold steel: densification, microstructure and microhardness. *Mater. Res. Express*. 2021. Vol. 8. Iss. 1. Art. 016525.
18. Tan C., Zhou K., Ma W., Zhang P., Liu M., Kuang T. Microstructural evolution, nanoprecipitation behavior and mechanical properties of selective laser melted high-performance grade 300 maraging steel. *Mater. Desing.* 2017. Vol. 134. P. 23—34.
19. Hong Y., Dong D.D., Lin S.S., Wang W., Tang C.M., Kuang T.C., Dai M.J. Improving surface mechanical properties of the selective laser melted 18Ni300 maraging steel via plasma nitriding. *Surf. Coat. Technol.* 2021. Vol. 406. Art. 126675.
20. Sun H., Chu X., Liu Z., Gisele A., Zou Y. Selective laser melting of maraging steels using recycled powders: A comprehensive microstructural and mechanical investigation. *Metall. Mater. Trans. A*. 2021. Vol. 52. Iss. 5. DOI: 10.1007/s11661-021-06180-1. P. 52.
21. Mayer H., Schuller R., Fitzka M., Tran D., Pennings B. Very high cycle fatigue of nitrided 18Ni maraging steel sheet. *Int. J. Fatig.* 2014. Vol. 64. P. 140—146.
22. Yin S., Chen C., Yan X., Feng X., Jenkins R., O'Reilly P., Liu M., Li H., Lupoi R. The influence of aging temperature and aging time on the mechanical and tribological properties of selective laser melted maraging 18Ni-300 steel. *Add. Manuf.* 2018. Vol. 22. P. 592—600.