

УДК 669.14.018.8

*И.А. Богачев¹, Е.А. Сульянова¹, Д.И. Сухов¹, П.Б. Мазалов¹***ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ СИСТЕМЫ Fe–Cr–Ni, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ**

DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-3-13

Проведены микроструктурные исследования образцов коррозионностойкой стали системы Fe–Cr–Ni, полученных селективным лазерным сплавлением. Дана оценка механических свойств и коррозионной стойкости стали в исходном состоянии и после термообработки. Микроструктура материала после синтеза достаточно неоднородна и состоит из мелких зерен и ячеек, ориентированных вдоль направления кристаллизации. После газостатической и термической обработок структура гомогенизируется и приобретает вид, идентичный литому аналогу. Анизотропии механических свойств, присущей синтезированному состоянию, не наблюдается.

Ключевые слова: *коррозионностойкая сталь, микроструктура, анизотропия механических свойств, селективное лазерное сплавление, термообработка, рекристаллизация.*

*I.A. Bogachev¹, E.A. Sulyanova¹, D.I. Sukhov¹, P.B. Mazalov¹***MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES INVESTIGATIONS OF Fe–Cr–Ni STAINLESS STEEL OBTAINED BY SELECTIVE LASER MELTING**

Microstructure investigations of Fe–Cr–Ni stainless steel's sintered samples obtained by selective laser melting were held. Mechanical properties and corrosion resistance of the samples at the initial state and after treatment were estimate. It is shown that material's structure consists of fine grain sells oriented along the crystallization direction. After hot isostatic pressing and heat treatment microstructure becomes more homogeneous and takes the form of identical one of the casting material. Anisotropy of the mechanical properties intrinsic to the sintered state is not observed.

Keywords: *stainless steel, microstructure, mechanical properties anisotropy, selective laser melting, heat treatment, recrystallization.*

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

Развитие современных высокотехнологичных производств и появление новых образцов техники предъявляет повышенные требования к материалам, применяемым в настоящее время для создания изделий аэрокосмической и других отраслей промышленности. Увеличение рабочих температур, статических и динамических нагрузок, воздействие агрессивной внешней среды, а также снижение массы изделий приводит к тому, что существующие материалы и технологии их получения в отдельных случаях не позволяют изготовить деталь с заданными характеристиками. Появление и внедрение аддитивных технологий и цифрового проектирования при создании изделий с использованием топологической оптимизации и бионического дизайна позволяют успешно решать задачи весовой оптимизации конструкций, однако при их использовании

необходимо применять материалы с высокими прочностными характеристиками, степенью однородности структуры и изотропией свойств, поскольку бионически спроектированная деталь имеет сложную форму и схему распределения нагрузок, достаточно малое поперечное сечение отдельных элементов и наличие развитых полостей [1, 2].

Для изготовления элементов силовых конструкций, кронштейнов, корпусов, патрубков и других нагруженных узлов техники, работающих при повышенных температурах или в агрессивной среде и спроектированных с применением топологической оптимизации, целесообразно применять высокопрочные коррозионностойкие стали, обладающие достаточной прочностью и позволяющие, несмотря на достаточно высокую плотность материала, уменьшить массу изделия путем применения более тонких топологических элементов при проектировании [3, 4].

В данной работе проведены исследования микроструктуры и прочностных характеристик коррозионностойкой мартенситостареющей безуглеродистой стали системы Fe–Cr–Ni, дополнительно легированной Co и Mo и изготовленной с применением технологии селективного лазерного сплавления (СЛС), с рабочей температурой до 500°C. Высокое содержание хрома в стали способствует сопротивлению коррозии, а легирование кобальтом и молибденом увеличивает прочность материала при повышенных температурах. Необходимый уровень свойств достигается за счет дисперсионного твердения материала в процессе термической обработки (ТО) [5]. Определены основные закономерности при ТО, позволяющие получить равномерную структуру материала с практически полностью отсутствующей анизотропией свойств и с учетом особенностей формирования структуры.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 10.4. «Технологии получения би- и полиметаллических естественноармированных металлических материалов методом прямого лазерного синтеза из металлических порошков» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [6].

Материалы и методы

В качестве исходного материала для изготовления экспериментальных образцов использована металлопорошковая композиция (МПК) указанной стали системы Fe–Cr–Ni фракцией 10–63 мкм со средним размером частиц 36 мкм. Процесс селективного лазерного сплавления (СЛС) МПК выполнен на установке Concept Laser M2 Cusing по разработанному оптимальному режиму сплавления (толщина слоя 30 мкм, объемная плотность энергии лазерного луча 83 Дж/мм³), обеспечивающему минимальную остаточную пористость. Синтезированные образцы представляют собой заготовки простой формы для структурных и металлофизических исследований и механических испытаний. Металлофизические исследования и механические испытания проводили на экспериментальных образцах из стали системы Fe–Cr–Ni в исходном синтезированном состоянии, а также после применения горячего изостатического прессования (ГИП) и термообработки.

Металлографический анализ и определение объемной доли пор проводили на оптическом микроскопе Leica DM IRM, растровую электронную микроскопию – на РЭМ Verios 460 XHR, просвечивающую электронную микроскопию – на ПЭМ Tecnai G2 F20 S-Twin TMP. Прочностные испытания проводили на разрывной машине КАРРА 50DS согласно ГОСТ 1497–84, испытания на коррозионную стойкость – в камере солевого тумана с выдержкой 3 мес согласно ГОСТ 9.308–85.

Результаты и обсуждение

Применение оптимизированного режима СЛС позволило достичь в стали минимально возможной остаточной пористости – не более 0,28%. Данные поры являются

порами закрытого типа, преимущественно газовыми, с ровными краями, сферической формы, образовавшиеся в результате захвата газа расплавленным металлом. На рис. 1, а, б показан внешний вид образовавшейся остаточной пористости (стрелками указаны наиболее крупные поры). Максимальный диаметр пор в исследованных образцах составил не более 92 мкм. Такой тип закрытой пористости может быть эффективно устранен последующим применением горячего изостатического прессования (ГИП). Проведение ГИП при температуре выше температуры ($\alpha \rightarrow \gamma$)-превращения позволило существенно уменьшить остаточную пористость до уровня 0,01–0,02% [7]. Сравнительные результаты измерения пористости в исходном синтезированном состоянии и после ГИП показаны в табл. 1. Внешний вид экспериментальных образцов после ГИП представлен на рис. 1, в, г.

Таблица 1

Влияние ГИП на остаточную пористость исследуемой стали системы Fe–Cr–Ni

| Состояние | Направление синтеза | Объемная доля пор, % (разброс на 25 полях зрения при $\times 200$) | Максимальный размер поры D_{max} , мкм | Средний диаметр пор, мкм |
|-----------|---------------------|--|---|--------------------------|
| Исходное | XУ | 0,28 (0,06–0,95) | 91,19 | 15,50 \pm 1,38 |
| | XZ | 0,20 (0,02–1,13) | 81,89 | 12,95 \pm 1,52 |
| После ГИП | XУ | 0,02 (0,01–0,05) | 13,80 | 5,49 \pm 0,26 |
| | XZ | 0,01 (0,003–0,02) | 8,67 | 4,36 \pm 0,21 |

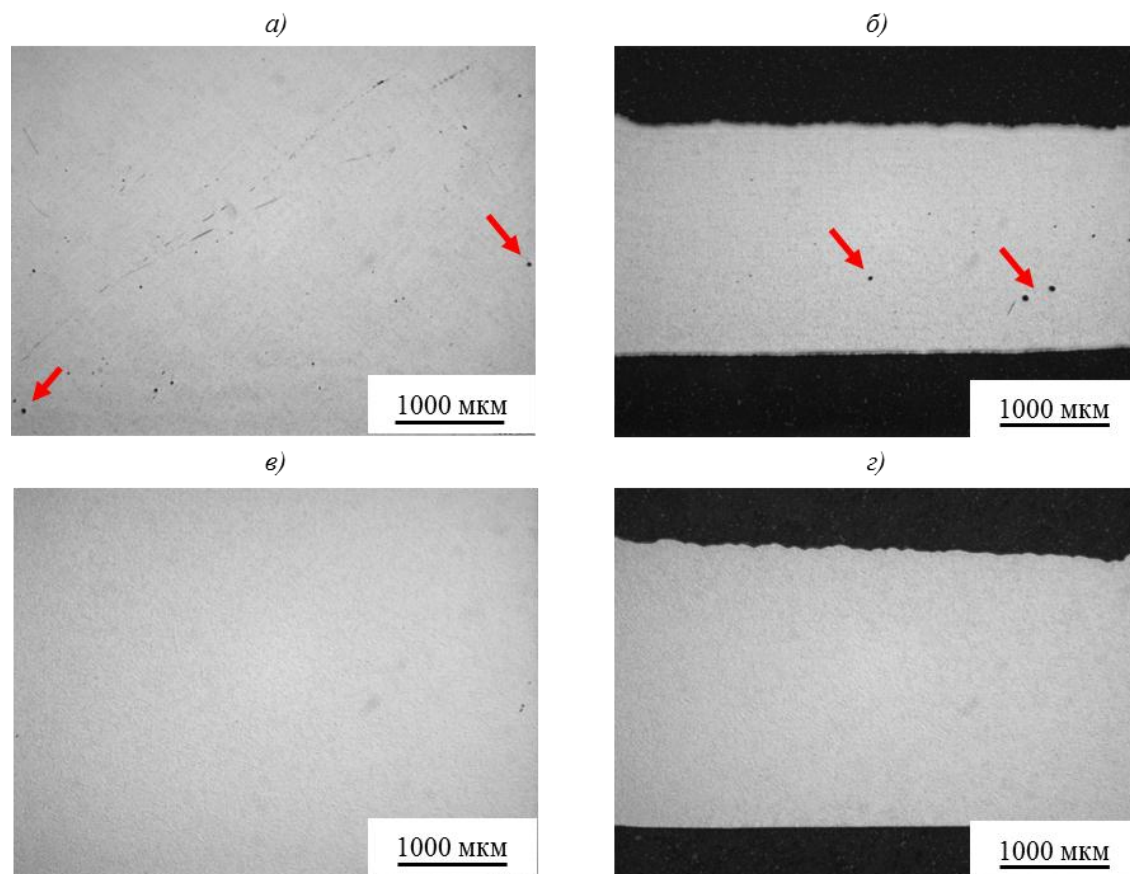


Рис. 1. Внешний вид остаточной пористости синтезированных образцов стали в различных структурных состояниях:

а, б – исходное после СЛС; в, г – после проведения ГИП

Микроструктура исследуемой стали в исходном состоянии представляет собой типичную структуру синтезированного методом СЛС материала – в плоскости шлифа, перпендикулярной направлению синтеза (XУ), наблюдаются следы трековой структуры,

образовавшейся при последовательном линейном сплавлении отдельных участков материала лазером с наложением перекрестного направления предыдущего слоя (рис. 2, *a* и 3, *a*). В плоскости шлифа, параллельной направлению синтеза (XZ), видны характерные для процесса СЛС ванны расплава, возникающие при плавлении и последующей быстрой кристаллизации локальных участков материала в плоскости слоя и вглубь объема с перекрытием предыдущих слоев (рис. 2, *б*). При более детальном рассмотрении закристаллизовавшейся ванны расплава видна ее столбчатая ячеистая мелкодисперсная субструктура, ориентированная в направлении теплоотвода (рис. 3, *б*).

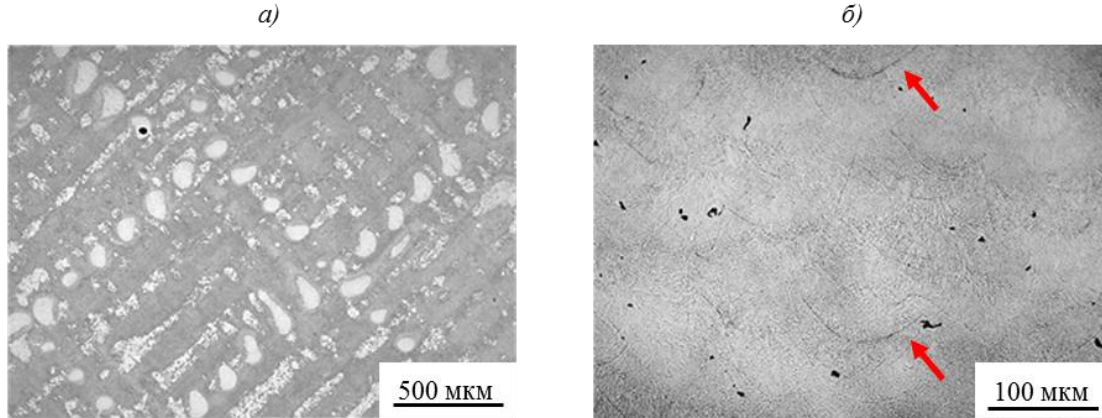


Рис. 2. Микроструктура исследуемой стали в плоскостях XY (*a*) и XZ (*б*), полученная с помощью оптической микроскопии

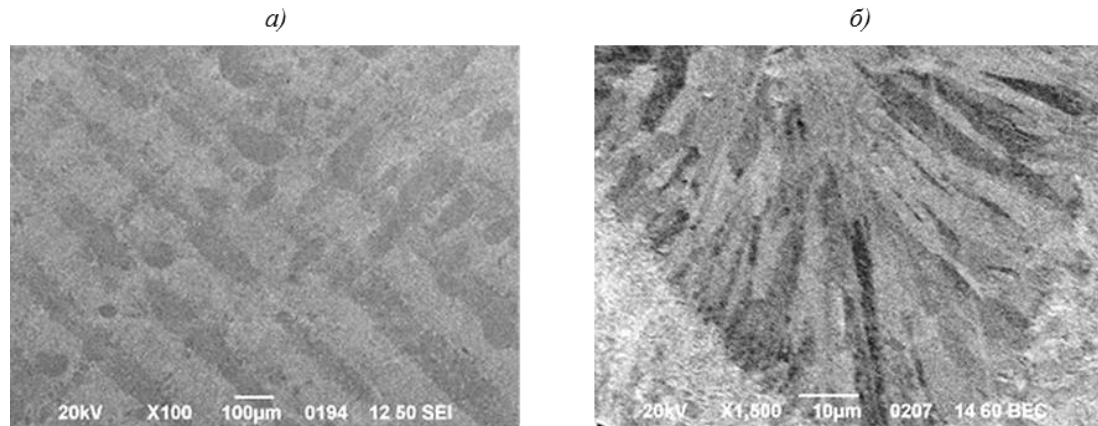


Рис. 3. Микроструктура исследуемой стали в плоскостях XY (*a*) и XZ (*б*), полученная с помощью РЭМ

В целом микроструктура исследуемой стали в исходном синтезированном состоянии является достаточно мелкодисперсной и неоднородной, с наличием областей ячеистой структуры, ориентированных в различных направлениях. При этом вследствие большой скорости кристаллизации в процессе СЛС, данная структура аккумулирует в себе значительные термические напряжения, что может сказаться на последующем ее изменении при проведении постобработки изделий, изготовленных из данного материала [8, 9].

Для придания исследуемому материалу стали необходимого комплекса свойств проведена упрочняющая термообработка, заключающаяся в отжиге материала при температуре не выше точки A_{c1} для снятия внутренних напряжений, закалки из (α - γ)-области для формирования пересыщенного твердого раствора и последующего мартенситного превращения, а также старения для распада твердого раствора и выделения дисперсных фаз [10].

В связи с особенностями формирования исходной структуры синтезированного материала стали, заключающимися в высокой степени дисперсности и неоднородности структурных элементов, отдельный интерес представляет определение оптимальной

температуры старения для формирования упрочняющих фаз заданного размера из пересыщенного твердого раствора и подавления дальнейшего его распада и коагуляции дисперсных выделений, способствующих падению прочности, а также сохранению высокого сопротивления коррозии [11, 12].

Поскольку температура старения должна быть выше максимальной рабочей температуры материала для предотвращения разупрочнения в процессе эксплуатации, проведены исследования ТО образцов при четырех температурах: 550, 570, 590 и 600°C. Результаты механических испытаний образцов при данных ТО в сравнении с исходным синтезированным состоянием показаны в табл. 2.

Таблица 2

Изменение прочностных характеристик исследуемой стали системы Fe–Cr–Ni (направление синтеза – ХУ) при увеличении температуры старения

| Температура старения, °С | σ_B , МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа | δ_5 , % | ψ , % |
|--------------------------|------------------|----------------------|----------------|------------|
| В исходном состоянии | 1120 | 980 | 19,5 | 70 |
| 550 (ТО1) | 1480 | 1360 | 16,5 | 63 |
| 570 (ТО2) | 1410 | 1170 | 19 | 65 |
| 590 (ТО3) | 1360 | 1100 | 19,5 | 66 |
| 600 (ТО4) | 1300 | 1030 | 20 | 67 |

Полученные данные демонстрируют, что наибольшее значение кратковременной прочности исследуемой стали достигается при температуре старения 550°C (ТО1), при температуре 570°C происходит разупрочнение стали: предел прочности снижается с 1480 МПа при старении при 550°C до 1410 МПа, предел текучести – с 1360 до 1170 МПа. Дальнейшее увеличение температуры старения приводит к большему разупрочнению материала. В связи с этим наиболее приемлемым режимом термообработки выбран процесс со стадией старения при температуре 550°C (ТО1).

Более детальное изучение микроструктуры синтезированных образцов проводили с помощью просвечивающей электронной микроскопии. Исследованы образцы в исходном синтезированном состоянии, а также после ГИП и ТО в сравнении с литым материалом после идентичной термообработки. Изображения микроструктуры образца в исходном синтезированном состоянии представлены на рис. 4.

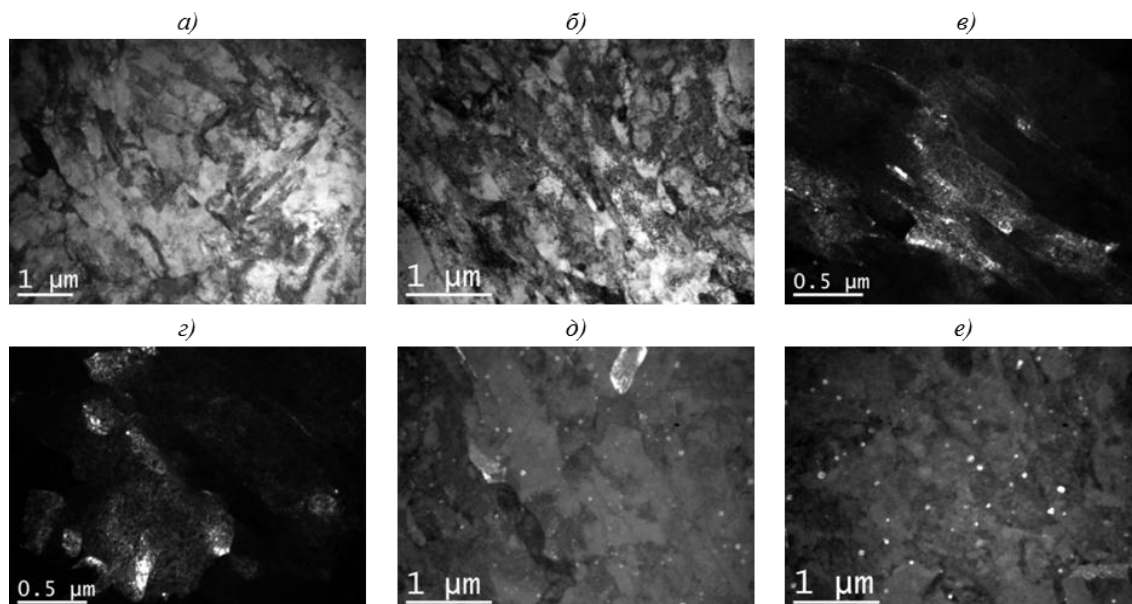


Рис. 4. Микроструктура образца стали в исходном синтезированном состоянии:

a, б – мелкодисперсная зеренная структура; *в, г* – темнопольные снимки в матричных рефлексах вытянутых (*в*) и сферических (*г*) зерен; *д, е* – темнопольные снимки сферических частиц в объеме зерен в фазовых рефлексах

Исходная структура образца после процесса СЛС достаточно неоднородна и представляет собой очень мелкие зерна, ориентированные в различных направлениях. На темнопольных снимках, полученных в матричных рефлексах, наблюдаются как вытянутые, так и равноосные зерна. Предположительно, вытянутые зерна образовались вследствие направленного теплового потока и движения фронта кристаллизации ванны расплава при быстром охлаждении материала при сплавлении [13]. Размер равноосных зерен не превышает 1 мкм, а размер вытянутых зерен в поперечном сечении составляет от 200 до 500 нм. По причине малого размера зерен (менее, чем размер селекторной диафрагмы (~1 мкм)) и условий влияния магнитного поля образца на электронный пучок, дифракционную картину от отдельных зерен получить не представляется возможным. На серии темнопольных снимков, где в пределах поля зрения матрица не находится в отражающем положении, видны частицы сферической формы – вероятно, выделения карбидов. Размер частиц в среднем не превышает 100 нм. Микроструктура образца после применения разработанного режима ГИП и термообработки представляет собой преимущественно вытянутые зерна (рис. 5).

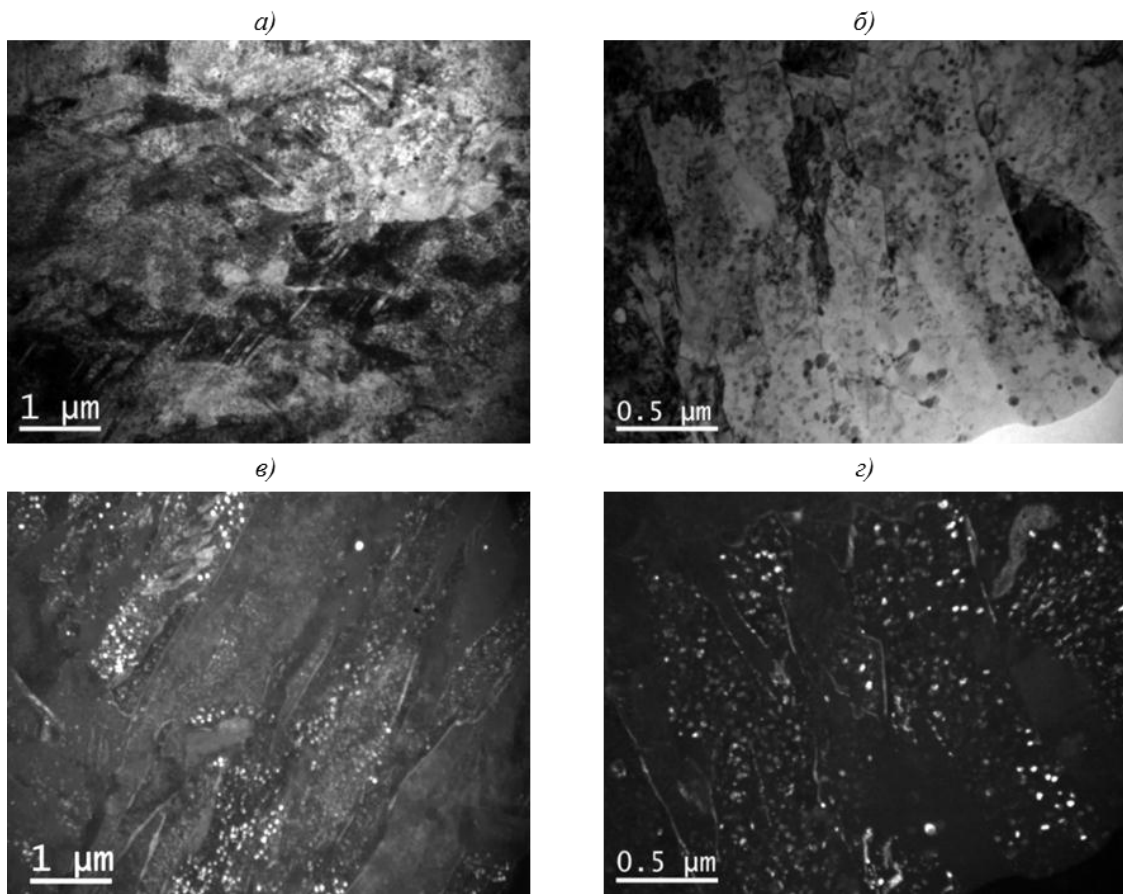


Рис. 5. Микроструктура синтезированного образца стали после ГИП и ТО:

a – зеренная структура и пластинчатые образования в объеме; *б* – вытянутые зерна; *в*, *г* – темнопольные снимки в рефлексах наноразмерных выделений (видны прослойки остаточного аустенита)

В объеме зерен встречаются пластинчатые образования, сформированные в результате мартенситного превращения. На темнопольных снимках, полученных в фазовых рефлексах, наблюдаются наноразмерные частицы выделений, равномерно распределенные в объеме зерна, образовавшиеся вследствие распада мартенсита при старении, и прослойки остаточного аустенита по границам зерен.

Для качественного сравнения микроструктуры после процесса СЛС также изучен литой образец стали после термообработки по разработанному режиму ТО1. Результаты исследований показаны на рис. 6. По всем обозначенным ранее параметрам, структура синтезированного образца после ГИП и термической обработки сопоставима со структурой литого образца после ТО. В нем также присутствуют преимущественно вытянутые зерна, в объеме которых также встречаются пластинчатые образования вследствие мартенситного превращения, наноразмерные частицы выделений, равномерно распределенные в объеме зерна, и прослойки остаточного аустенита по границам.

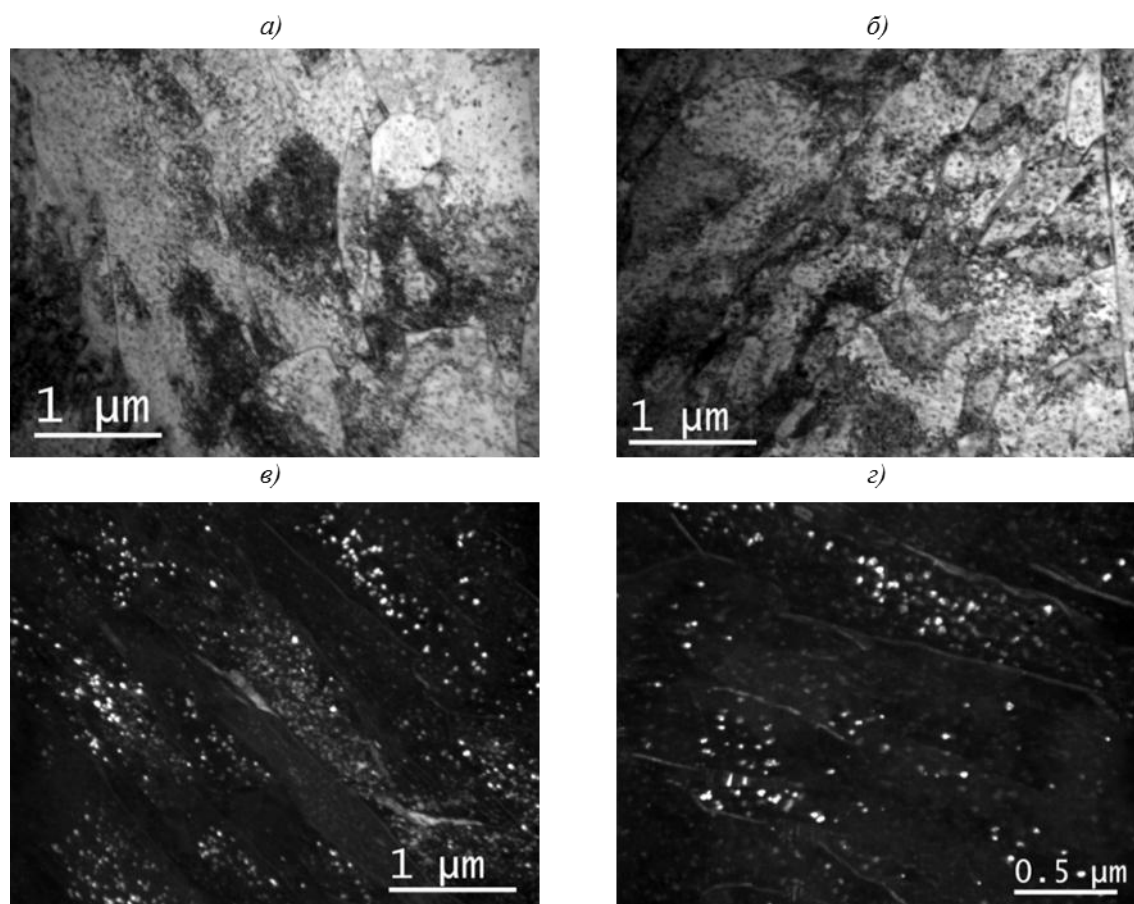


Рис. 6. Микроструктура литого образца стали после ТО1:

а, б – структура вытянутых зерен; *в, г* – темнопольные снимки в рефлексах наноразмерных выделений (видны прослойки остаточного аустенита)

Таким образом, результаты микроструктурных исследований образцов стали позволяют сделать следующие промежуточные выводы. Разработанный режим СЛС обеспечивает наличие остаточной пористости в синтезированном материале не более 0,28%, которая эффективно залечивается применением ГИП по разработанному режиму. Остаточная пористость после ГИП составляет не более 0,02%. Применение термообработки по разработанному режиму позволяет сформировать необходимую микроструктуру материала, добиться дисперсионного твердения данной стали для обеспечения требуемых механических характеристик, при этом исходная микроструктура после СЛС является очень мелкозернистой и неоднородной. Микроструктура синтезированного материала стали после ГИП и ТО очень схожа со структурой литого материала

после термообработки, что позволяет говорить о правильном подходе при выборе режимов изготовления и обработки, позволяющих получить материал, не уступающий литому аналогу.

Физико-механические характеристики материала, изготовленного СЛС, как в исходном синтезированном состоянии, так и после операций ГИП и термообработки, могут различаться в зависимости от направления синтеза [14]. Для определения степени анизотропии свойств исследуемой коррозионностойкой стали проведены исследования механических свойств, ударной вязкости материала, длительной прочности, а также различий в микроструктуре стали в двух направлениях – перпендикулярно и вдоль направления синтеза при комнатной и рабочей температурах. Результаты механических испытаний образцов представлены в табл. 3.

Таблица 3

Характеристики кратковременной прочности стали системы Fe–Cr–Ni

| Состояние | Температура испытания, °С | Направление синтеза | σ_B , МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа | δ_5 , % | ψ , % |
|-----------|---------------------------|---------------------|------------------|----------------------|----------------|------------|
| Исходное | 20 | XУ | 1120 | 980 | 19,5 | 70 |
| | | XZ | 1130 | 1020 | 19,5 | 71 |
| ГИП+ТО1 | 20 | XУ | 1480 | 1360 | 16,5 | 63 |
| | | XZ | 1480 | 1350 | 16 | 63 |
| | 500 | XУ | 1010 | 910 | 19,5 | 69 |
| | | XZ | 1010 | 910 | 18 | 65 |

Несмотря на то, что в образцах различных сплавов, синтезированных в разных направлениях выращивания, как правило, прослеживается некоторая анизотропия механических свойств [15], различия в значениях кратковременной прочности и предела текучести вертикальных и горизонтальных образцов исследуемой стали системы Fe–Cr–Ni находятся на границе статистического разброса измерений.

Применение ГИП для ликвидации возможной остаточной пористости и термообработки для придания комплекса механических свойств по разработанному режиму приводит к практически полному исчезновению анизотропии свойств материала в различных направлениях.

Аналогичная картина наблюдается также при испытаниях материала при рабочей температуре 500°С – каких-либо различий по пределу прочности, пределу текучести и относительным удлинению и сужению не выявлено. Таким образом, применение ГИП и термообработки для данной стали позволяет снять остаточные напряжения, возникающие в материале в процессе СЛС, а также гомогенизировать структуру материала, которая после термообработки приобретает равномерное строение по всему объему.

Одним из основных требований к исследуемой стали, наряду с высокими прочностными характеристиками, является хорошая коррозионная стойкость. Оценка данной характеристики проводили путем испытаний на общую коррозионную стойкость в камере солевого тумана, при этом данная сталь может эксплуатироваться без применения защитных покрытий [16]. Исследовали образцы сталей в исходном синтезированном состоянии, после ГИП и термообработки, а также модифицированной термообработки. Продолжительность экспозиции для испытаний на общую коррозию составила 3 мес.

Результаты испытаний на общую коррозионную стойкость стали показаны в табл. 4. Видно, что образцы как в исходном состоянии, так и после ТО показывают

удовлетворительную стойкость к солевой коррозии. Несмотря на достаточно малое время до появления первых продуктов коррозии на исходных образцах, общая масса образовавшихся продуктов коррозии мала и площадь их возникновения не превышает 5% от всей поверхности образцов. Применение термообработки позволило улучшить данные показатели и время появления первых продуктов коррозии на образцах увеличилось в 10 раз – до 50 сут.

Таблица 4

Результаты испытаний стали на общую коррозионную стойкость

| Режим термообработки (ТО) | Время появления первых ПК*, сут | Удельное изменение массы образцов, г/м ² | | Площадь поверхности образцов, занимаемая ПК, % | Наличие коррозионных поражений** – язв и питтингов диаметром до, мкм |
|---------------------------|---------------------------------|---|-------------------|--|--|
| | | до удаления ПК | после удаления ПК | | |
| Без ТО | 3 | +0,13 | 0 | <5 | 100 |
| | 5 | +0,13 | 0 | <5 | 340 |
| | 1 | 0 | 0 | <5 | 150 |
| ТО1 | 38 | +0,13 | -0,13 | <5 | 80 |
| | 50 | 0 | -0,13 | <5 | 110 |
| | 5 | 0 | -0,13 | <5 | 150 |
| ТО5 | 1 | +0,76 | -2,67 | 35–40 | 565 |
| | 21 | +0,51 | -1,66 | 20–25 | 300 |
| | 1 | +0,13 | -0,64 | 20–25 | 370 |

* ПК – продукты коррозии.

**Ввиду того, что коррозионные поражения имели неправильную форму, за диаметр принималась их максимальная длина.

Для более детального понимания влияния структурно-фазового состояния стали на коррозионную стойкость применена модифицированная термообработка ТО5, заключающаяся в пропуске стадии отжига и применении двойной закалки с пониженной температуры. В результате образцы после ТО5 показали более низкую коррозионную стойкость по сравнению с образцами по разработанному оптимальному режиму ТО1.

Коррозионная стойкость данной стали достигается благодаря наличию в твердом растворе хрома, который на поверхности образца взаимодействует с кислородом, образуя защитную пленку. При этом закалку данной стали проводят с высоких температур для полного растворения возможно образовавшихся карбидов хрома и других элементов, которые негативно влияют на коррозионную стойкость стали, вызывая обеднение хромом твердого раствора. Данные карбиды могут образоваться при проведении процесса ГИП. В случае термообработки по ТО5, скорее всего, температура закалки была недостаточной для растворения карбидных фаз, что привело к ухудшению стойкости к коррозии. При этом в образцах в исходном синтезированном состоянии карбиды не образуются в связи с высокими скоростями охлаждения при СЛС, что обеспечило приемлемую коррозионную стойкость.

Общий вид исследованных образцов показан на рис. 7. Площадь коррозионных повреждений образцов после ТО5 составляет от 20 до 40% и диаметр язвенных и питтинговых повреждений составляет до 565 мкм. Образцы после оптимальной ТО показывают лучший результат.

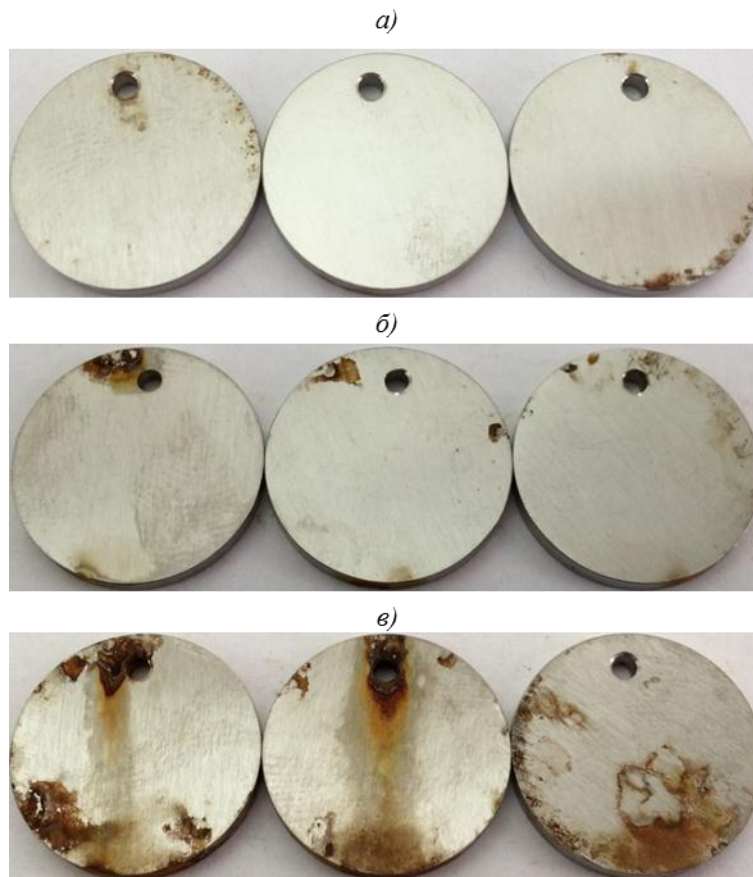


Рис. 7. Внешний вид образцов стали системы Fe–Cr–Ni после 3 мес экспозиции в камере солевого тумана на общую коррозионную стойкость:

а – исходное состояние без ТО; *б* – состояние ТО1; *в* – состояние ТО5

Заключения

Основываясь на полученных результатах механических испытаний синтезированных в различных направлениях образцов из коррозионностойкой стали системы Fe–Cr–Ni, можно сделать следующие основные выводы. При СЛС различных сплавов в структуре материала вследствие направленного теплового потока от ванны расплава возникает ориентированная столбчатая ячеистая структура, состоящая преимущественно из вытянутых достаточно мелких зерен, кристаллизующихся с высокой скоростью. В результате из-за наличия термических напряжений и направленной структуры в материале возникает анизотропия свойств – в первую очередь прочностных механических характеристик, что необходимо учитывать при использовании данных материалов для ответственных деталей техники.

В зависимости от класса сталей в них также возможно проявление анизотропии механических свойств, которая тем не менее зависит от их характерной микроструктуры, формирующейся при охлаждении расплава. Показано, что в сталях мартенситного класса, вследствие протекания мартенситного превращения даже при очень высоких скоростях охлаждения, присущих процессу СЛС, направленная столбчатая структура может быть раздроблена структурными преобразованиями на более мелкие зерна и кристаллиты, при этом ячеистая структура как таковая сохраняется. Вызывая, вероятно, еще большие термические напряжения, сама микроструктура при этом становится более равноосной.

В результате различие в значениях предела прочности исследуемой стали мартенситного класса в исходном синтезированном состоянии в вертикальном и горизонтальном направлении оказывается не более 10 МПа, а предела текучести – не более

40 МПа. Применение ГИП, помимо залечивания остаточной пористости, позволяет также снять возникшие внутри материала термические напряжения, а последующая упрочняющая термообработка, состоящая также из отжига и старения, приводит к выравниванию микроструктуры. В результате, как показали механические испытания, анизотропия свойств данной стали в исходном синтезированном состоянии после ГИП и ТО полностью нивелируется. Это позволяет использовать данный материал в ответственных деталях креплений и кронштейнов, не принимая во внимание ориентацию детали в пространстве в процессе СЛС.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Настоящее и будущее аддитивных технологий // *Металлы Евразии*. 2017. №1. С. 2–6.
2. Каблов Е.Н. Аддитивные технологии – доминанта национальной технологической инициативы // *Интеллект и технологии*. 2015. №2 (11). С. 52–55.
3. Громов В.И., Вознесенская Н.М., Покровская Н.Г., Тоньшева О.А. Высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали ФГУП «ВИАМ» для изделий авиационной техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №S. С. 159–174. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-159-174.
4. Вознесенская Н.М., Каблов Е.Н., Петраков А.Ф., Шалькевич А.Б. Высокопрочные коррозионностойкие стали аустенитно-мартенситного класса // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2002. №7. С. 34–37.
5. Маркова Е.С., Покровская Н.Г., Шалькевич А.Б., Громов В.И. Мартенситостареющие стали – новые перспективные материалы для валов ГТД // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 81–84.
6. 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.
7. Li R., Shi Y., Wang Z. et al. Densification behavior of gas and water atomized 316L stainless steel powder during selective laser melting // *Applied Surface Science*. 2010. Vol. 256. No. 13. P. 4350–4356.
8. Li R., Liu J., Shi Y. et al. 316L Stainless Steel with Gradient Porosity Fabricated by Selective Laser Melting // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2009. Vol. 19. No. 5. P. 667–671.
9. Kempen K., Yasa E., Thijs L. et al. Microstructure and mechanical properties of Selective Laser Melted 18Ni-300 steel // *Physics Procedia*. 2011. Vol. 12. P. 255–263.
10. Тоньшева О.А., Вознесенская Н.М., Шестаков И.И., Елисеев Э.А. Влияние режимов высокотемпературной термомеханической обработки на структуру и свойства высокопрочной коррозионностойкой стали аустенито-мартенситного класса 17X13H4K6CAM3ч // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №1 (46). С. 11–16. DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-1-11-16.
11. Каблов Е.Н., Кривоногов Г.С. Легирование и фазовая нестабильность высокопрочных коррозионностойких сталей // *Металлы*. 2002. №2. С. 65–73.
12. 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.
13. Rafi H.K., Starr T.L., Stucker B.E. A comparison of the tensile, fatigue, and fracture behavior of Ti-6Al-4V and 15-5 PH stainless steel parts made by selective laser melting // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2013. Vol. 69. No. 5–8. P. 1299–1309.
14. Guan K., Wang Z., Gao M. et al. Effects of processing parameters on tensile properties of selective laser melted 304 stainless steel // *Materials and Design*. 2013. Vol. 50. P. 581–586.
15. Karpov D., Em V.T., Mazalov P.B., Sulyanova E.A. Characterization of residual stresses by neutron diffraction at the research reactor IR-8 of NRC «Kurchatov Institute» // *Journal of Physics: Conference Series*. 2018. DOI:10.1088/1742-6596/1109/1/012046.
16. Каблов Е.Н., Никифоров А.А., Демин С.А., Чесноков Д.В., Виноградов С.С. Перспективные покрытия для защиты от коррозии углеродистых сталей // *Сталь*. 2016. №6. С. 70–81.