



ISSN 1995-2732 (Print), 2412-9003 (Online)

УДК 549:54.055

DOI: 10.18503/1995-2732-2025-23-1-73-84

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И СВОЙСТВА МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ АДДИТИВНЫМ ВЫРАЩИВАНИЕМ

Мосягин И.А., Ольшанская Т.В.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия

**Аннотация. Постановка задачи.** Аддитивные технологии – перспективная и развивающаяся отрасль машиностроения, которая позволяет изготавливать металлические изделия конечной формы или близкой к конечной за одну технологическую операцию, что сокращает сроки производства и является экономически целесообразным. В настоящее время в высокотехнологичных отраслях машиностроения и авиакосмической промышленности широко применяются высокопрочные безуглеродистые мартенситно-старяющие стали системы легирования Fe–Ni–Co–Mo. Их применение обусловлено сочетанием свойств, которые позволяют эксплуатировать детали при экстремально высоких и низких температурах, а также при высоких ударных и силовых нагрузках. Важнейшим преимуществом мартенситно-старяющих сталей перед другими высокопрочными сталями является необычно высокое сопротивление хрупкому разрушению. При производстве тяжело нагруженных изделий сложной геометрической формы из высокопрочных материалов одной из актуальных задач является разработка новых экономически выгодных и высокопроизводительных технологий, таких как аддитивное производство. В случае выращивания изделий методом дуговой наплавки остаются нерешенными вопросы, связанные со снижением анизотропии свойств полученного материала, также требует дополнительной проработки вопрос адаптации известных режимов термической обработки для обеспечения необходимого уровня и однородности заданных свойств. **Цель работы.** Изучение закономерности (особенностей) формирования структуры на макро- и микроуровнях образцов из мартенситно-старяющей стали, полученных аддитивным выращиванием с применением последующей термической обработки. **Новизна.** Впервые исследовано влияние термической обработки, включающей в себя гомогенизацию, закалку и старение на формирование макро- и микроструктуры образцов из мартенситно-старяющей стали, полученных аддитивным выращиванием. **Результаты.** Предложенная термическая обработка позволяет добиться повышения твердости и однородности наплавленного металла, что благополучно скажется на эксплуатационных свойствах наплавленных изделий.

**Ключевые слова:** аддитивные технологии, термическая обработка, мартенситно-старяющие стали, высокопрочные стали WAAM, СМТ-наплавка

*Исследования выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках реализации национального проекта «Наука и университеты» и выполнения государственного задания «Разработка научно-технологических основ формирования системы материал-конструкция со специальными свойствами на основе гибридных аддитивных технологий»-FSNM-2024-0003.*

© Мосягин И.А., Ольшанская Т.В., 2025

### Для цитирования

Мосягин И.А., Ольшанская Т.В. Исследование влияния термической обработки на структурообразование и свойства мартенситно-старяющей стали, полученной аддитивным выращиванием // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2025. Т. 23. №1. С. 73-84. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2025-23-1-73-84>



Контент доступен под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.  
The content is available under Creative Commons Attribution 4.0 License.

# STUDY OF THE EFFECT OF HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE FORMATION AND PROPERTIES OF MARTENSITE-AGEING STEEL OBTAINED BY ADDITIVE GROWTH

Mosyagin I.A., Olshanskaya T.V.

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russia

**Abstract. Problem Statement.** Additive technologies are a promising and developing branch of mechanical engineering, which makes it possible to produce metal products of final shape or close to final shape in one technological operation, which reduces production time and is economically feasible. Nowadays high-strength carbonless martensite-ageing steels of Fe-Ni-Co-Mo alloying system are widely used in high-tech branches of mechanical engineering and aerospace industry. Their use is due to the combination of properties that allow parts to be operated at extremely high and low temperatures, as well as under high impact and force loads. The most important advantage of martensite-ageing steels over other high-strength steels is their unusually high resistance to brittle fracture. In the production of heavily-loaded products of complex geometric shape from high-strength materials, one of the urgent tasks is the development of new cost-effective and high-performance technologies, such as additive manufacturing. In the case of growing products by arc surfacing method, the issues related to the reduction of anisotropy of the properties of the obtained material remain unsolved; the issue of adaptation of known heat treatment modes to ensure the required level and homogeneity of the specified properties also requires additional study. **The purpose** of the presented work is to study the regularity (features) of structure formation at macro- and microlevels of martensite-ageing steel samples obtained by additive growth with the use of subsequent heat treatment. **Originality.** The influence of heat treatment including homogenization, quenching and ageing on the formation of macro- and microstructure of martensite-ageing steel samples obtained by additive growth has been investigated for the first time. **Results.** The proposed heat treatment allows to achieve an increase in hardness and homogeneity of the deposited metal, which will favourably affect the operational properties of the deposited products.

**Keywords:** additive technologies, heat treatment, martensite-ageing steels, high-strength WAAM steels, CMT melting

*The study was supported by Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation under state assignment "Development of scientific and technological foundations for the formation of a material-structure system with special properties based on hybrid additive technologies" no. FSNM-2024-0003.*

## For citation

Mosyagin I.A., Olshanskaya T.V. Study of the Effect of Heat Treatment on the Structure Formation and Properties Of Martensite-Ageing Steel Obtained by Additive Growth. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2025, vol. 23, no. 1, pp. 73-84. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2025-23-1-73-84>

## Введение

Аддитивные технологии – перспективная и развивающаяся отрасль машиностроения, которая позволяет изготавливать металлическое изделия конечной формы или близкой к конечной за одну технологическую операцию, что сокращает сроки производства и является экономически целесообразным [1]. В отличие от традиционных методов производства, основанных на вычитании материала из заготовки, аддитивное производство выращивает изделия послойно, используя цифровую модель. Это позволяет создавать сложные геометрические формы, которые были бы невозможны или слишком дорогими для реализации с помощью традиционных технологий.

Среди существующих технологий аддитивного производства выращивание изделий методом дуговой наплавки (wire-arc additive manufacturing – WAAM) выделяется большими возможностями, такими как высокая производительность и высокие механические свой-

ства получаемых изделий. Одним из недостатков данной технологии является неровность поверхностей, что вызвано физикой процесса выращивания [2]. В наиболее полной мере осуществить контроль переноса электродного металла позволяют системы с реверсивной подачей сварочной проволоки Fronius CMT (Cold Metal Transfer). Данный метод наплавки позволяет минимизировать тепловложение в основной металл и повысить коэффициент наплавки.

В настоящее время в высокотехнологичных отраслях машиностроения и авиакосмической промышленности широко применяются высокопрочные безуглеродистые мартенситно-старяющие стали. Их применение обусловлено сочетанием свойств, которые позволяют эксплуатировать детали при экстремально высоких и низких температурах, а также при высоких ударных и силовых нагрузках. Важнейшим преимуществом мартенситно-старяющих сталей перед другими высокопрочными сталями является необычно высокое сопротивление хрупкому разрушению [3, 4]. Оптимальное

сочетание высоких прочностных и пластических свойств в данных сталях обеспечивается за счет упрочняющей термической обработки – закалки с последующим старением. Вследствие низкого содержания углерода ( $\leq 0,03\%$ ) в сталях системы легирования Fe–Ni–Co–Mo при закалке образуется высокопластичный мартенсит. Старение мартенситно-старяющихся сталей проводится при температурах  $\sim 450\text{--}500^\circ\text{C}$ . Повышение прочности достигается благодаря выделению из безуглеродистой мартенситной матрицы высокодисперсных интерметаллидов типа  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ ,  $\text{Fe}_2\text{Mo}$ ,  $\text{Ni}_3(\text{Ti},\text{Al})$  [5-10].

При производстве тяжело нагруженных изделий сложной геометрической формы из высокопрочных материалов одной из актуальных задач является разработка новых экономически выгодных и высокопроизводительных технологий, таких как аддитивное производство.

В случае выращивания изделий методом дуговой наплавки остаются нерешенными вопросы, связанные со снижением анизотропии свойств полученного материала, также требует дополнительной проработки вопрос адаптации известных режимов термической обработки для обеспечения необходимого уровня и однородности заданных свойств.

Целью представленной работы является изучение закономерности (особенностей) формирования структуры на микро- и макроуровнях образцов из мартенситно-старяющейся стали, полученных аддитивным выращиванием с последующей термической обработкой.

### Материалы и метод исследования

Для исследований методом проволоочной СМТ (Cold Metal Transfer) наплавки была выращена заготовка в виде плоской стенки с размерами  $150 \times 80 \times 15$  мм (рис. 1). Наплавка производилась на роботе FANUC ARC Mate 100iC/12, использовалась проволока Dratec-1.6356, которая по химическому составу близка к российскому аналогу – мартенситно-старяющейся стали 03Н18К9М5Т (табл. 1).



Рис. 1. Внешний вид напавленной стенки  
Fig. 1. External view of the deposited wall

Таблица 1. Химический состав проволоки Dratec-1.6356 и сплава 03Н18К9М5Т, мас. %  
Table 1. Chemical composition of Dratec-1.6356 wire and 03Ni18Co9Mo5Ti alloy, wt. %

Материал	Fe	C	Ni	Co	Mo	Ti	Si	Mn
Проволока Dratec-1.6356	основа	0,005	18,0	12,0	4,0	1,6	0,2	0,05
Сплав 03Н18К9М5Т	основа	$\leq 0,03$	17,7-19	8,5-9,5	4,6-5,5	0,6-0,8	$\leq 0,01$	$\leq 0,01$

Из полученной заготовки были вырезаны образцы, которые подвергались различным видам термической обработки (табл. 2). При выборе режимов термической обработки учитывались следующие моменты [2, 8-11]:

- для наплавленного металла проволокой из стали мартенситно-старяющегося класса традиционно применяют старение при температуре  $480^\circ\text{C}$  с целью получения требуемых эксплуатационных характеристик;
- для изделий из этих же сталей, полученных классическими методами производства, необходимое упрочнение достигается в результате закалки с последующим старением при температуре  $450\text{--}500^\circ\text{C}$ ;
- с целью подготовки структуры перед окончательной упрочняющей термической обработкой для данных сталей применяют гомогенизирующий отжиг.

Таблица 2. Виды термической обработки наплавленного металла

Table 2. Types of heat treatment of deposited metal

Режим термообработки (ТО)	Примечание
<b>Режим ТО1</b> Старение: $T = 480^\circ\text{C}$ , выдержка 4 ч, охлаждение на воздухе	Традиционная термическая обработка для наплавленного металла из мартенситно-старяющейся стали
<b>Режим ТО2</b> Закалка: $T = 830^\circ\text{C}$ , выдержка 40 мин, охлаждение в воде	Предварительная термообработка для подготовки структуры наплавленного металла под старение
<b>Режим ТО3</b> Гомогенизация: $T = 1100^\circ\text{C}$ , нагрев с печью, выдержка 1 ч, охлаждение в печи до $200^\circ\text{C}$	Предварительная термообработка для подготовки структуры наплавленного металла под закалку
<b>Режим ТО4</b> Гомогенизация: $T = 1100^\circ\text{C}$ , нагрев с печью, выдержка 1 ч, охлаждение в печи до $200^\circ\text{C}$ Закалка: $T = 830^\circ\text{C}$ , выдержка 40 мин, охлаждение в воде	Предварительная термообработка для подготовки структуры наплавленного металла под старение
<b>Режим ТО5</b> Закалка: $T = 830^\circ\text{C}$ , выдержка 40 мин, охлаждение в воде Старение: $T = 480^\circ\text{C}$ , выдержка 4 ч, охлаждение на воздухе	Классическая термическая обработка для стали мартенситно-старяющегося класса
<b>Режим ТО6</b> Гомогенизация: $T = 1100^\circ\text{C}$ , нагрев с печью, выдержка 1 ч, охлаждение в печи до $200^\circ\text{C}$ Закалка: $T = 830^\circ\text{C}$ , выдержка 40 мин, охлаждение в воде Старение: $T = 480^\circ\text{C}$ , выдержка 4 ч, охлаждение на воздухе	Комплексная термическая обработка

Исследования структуры проводились на шлифах, вырезанных в поперечном и продольном направлениях наплавки образцов. Для выявления макро- и микроstructures на шлифах применялся реактив Васильева: соляная кислота 500 мл, серная кислота 250 мл, медный купорос 100 г, вода 500 мл. Исследования макроstructures проводились на оптическом стереомикроскопе Altami CM0745-T, микроstructures – на инвертированном световом микроскопе Altami MET1T при увеличении до 1000 раз с использованием программного обеспечения Altami Studio 4.0. Измерения твердости проводились по методу Виккерса на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 200 г. Измерения наплавленных образцов проводились в виде дорожки по высоте стенки с шагом 0,2 мм.

### Полученные результаты и их обсуждение

Металлографические исследования наплавленного образца показали, что макроstructure в продольном и поперечном сечениях имеет одинаковый характер: хорошо видны границы между наплавленными слоями, высота слоев изменяется в пределах 2–3 мм. На макрошлифах наблюдаются длинные столбчатые зерна, проходящие через несколько слоев, что является характерным для транскристаллизации, когда центрами кристаллизации нового слоя являются первичные кристаллиты предыдущего слоя (рис. 2, а, б). Направление роста кристаллитов практически вертикальное и соответствует направлению, противопо-

ложному максимальному теплоотводу. На микроуровне прослеживается и первичная дендритная структура, образующаяся в процессе кристаллизации, и вторичная структура, формирующаяся при охлаждении в результате фазового  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Дендриты имеют вытянутую столбчатую форму, в междендритном пространстве наблюдается выделение мелких интерметаллидных включений.

В переходной зоне между слоями (зоне сплавления) прослеживается прорастание столбчатых дендритов через слои в том же направлении (рис. 2, в). Вторичная структура представляет собой мартенсит с выделениями мелкодисперсных интерметаллидов в небольшом количестве (рис. 2, г, д). Выделение данных интерметаллидных фаз может быть связано с процессом самоотпуска, возникающего вследствие циклического температурно-временного воздействия на наплавленный металл при многослойной наплавке.

После старения наплавленного металла (ТО1) в макроstructure менее заметны стали границы между слоями и плохо различимы макрозерна – длинные столбчатые кристаллиты (рис. 3, а). В микроstructure стали более явно выделяться переходные зоны между слоями, в них отсутствуют элементы первичной структуры (рис. 3, б). Непосредственно в металле слоев наблюдается коагуляция интерметаллидных фаз, находившихся в междендритном пространстве, что привело к более явному проявлению дендритного характера микроstructure (рис. 3, в, г).

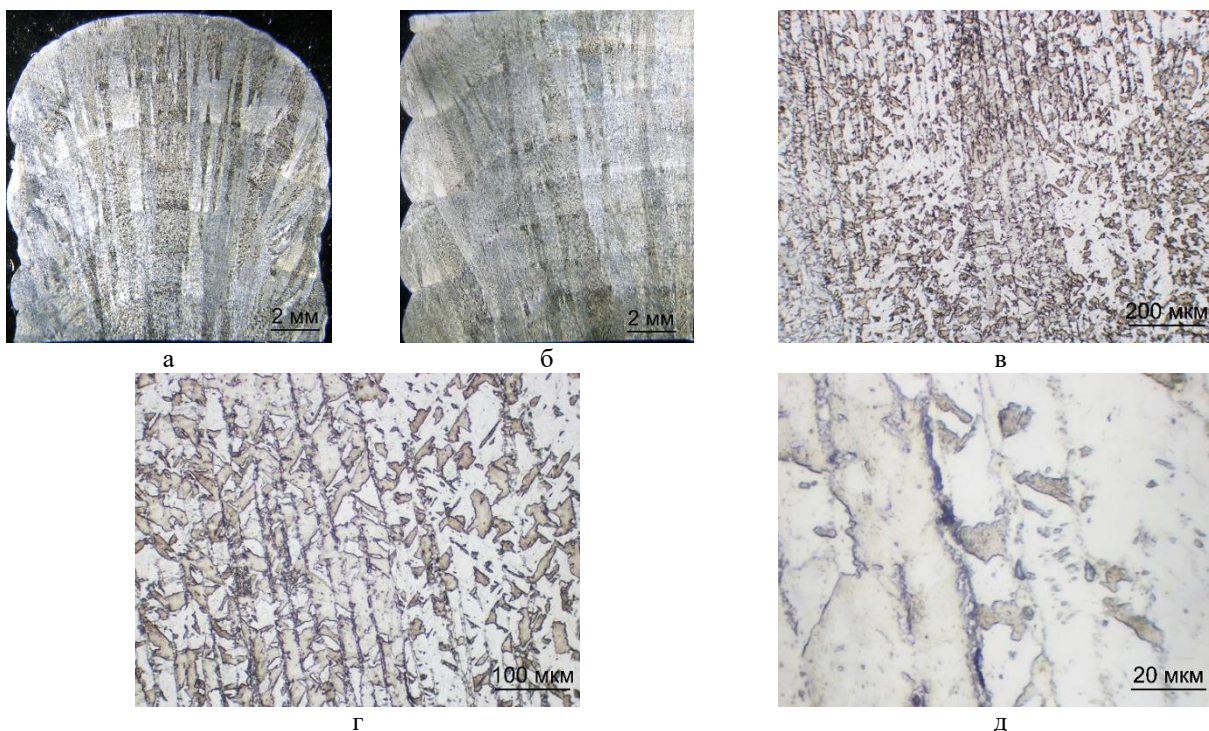


Рис. 2. Макроstructure (а, б) и микроstructure (в–д) наплавленного металла: а – поперечное сечение; б – продольное сечение; в – переходная зона между слоями,  $\times 100$ ; г – внутри слоя,  $\times 200$ ; д – внутри слоя,  $\times 1000$

Fig. 2. Macrostructure (a, б) and microstructure (в–д) of the deposited metal: a is cross-section; б is longitudinal section; в is transition zone between layers,  $\times 100$ ; г is inside the layer,  $\times 200$ ; д is inside the layer,  $\times 1000$

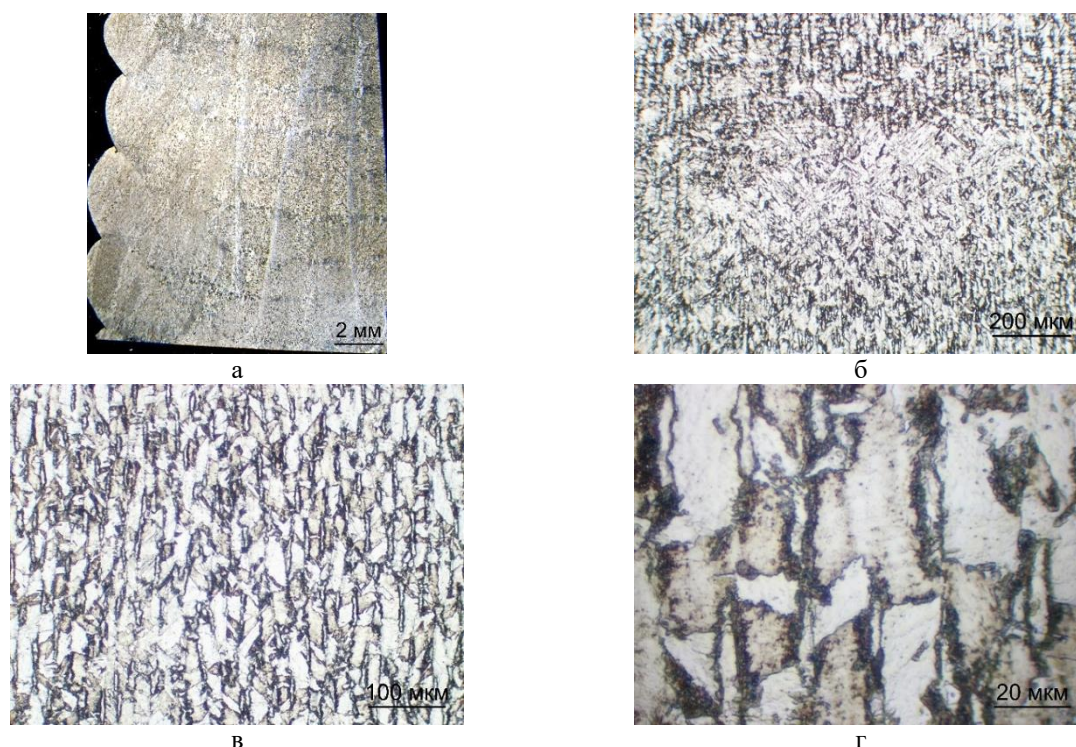


Рис. 3. Макроструктура (а) и микроструктура (б–г) металла после старения: а – поперечное сечение; б – переходная зона между слоями,  $\times 100$ ; в – внутри слоя,  $\times 200$ ; г – внутри слоя,  $\times 1000$   
 Fig. 3. Macrostructure (а) and microstructure (б–г) of metal after ageing: а is cross-section; б is transition zone between layers,  $\times 100$ ; в is inside the layer,  $\times 200$ ; г is inside the layer,  $\times 1000$

С целью определения уровня и однородности механических свойств измерения твердости по методу Виккерса проводились в виде дорожки по высоте выращенной стенки сверху вниз с шагом 0,2 мм, так чтобы захватить не менее 5 слоев. Результаты проведенных измерений и их статистической обработки представлены на **рис. 4** и в **табл. 3**. Сравнительный анализ полученных результатов показал, что в выращенном металле наблюдается незначительный разброс значений твердости относительно среднего значения (367,8 HV). После старения общий уровень твердости увеличился (среднее значение 652,4 HV), однако значительно расширился диапазон значений твердости, среднеквадратичное отклонение возросло более чем в 3 раза. Такое повышение неоднородности по твердости связано с неравномерным выделением интерметаллидов в структуре, а именно их коагуляцией, что, в свою очередь, обусловлено химической неоднородностью кристаллизующегося металла при наплавке.

Таким образом, проведение традиционной термической обработки для наплавленного металла из мартенситно-стареющей стали (старение при 480°C) в случае аддитивного выращивания изделий приведет к неоднородности механических характеристик, что негативно скажется на его эксплуатационных свойствах.

Для повышения однородности структуры наплавленного металла перед старением были проведены

закалка (ТО2) и гомогенизация с последующей закалкой (ТО4). Также дополнительно исследовалось влияние гомогенизации (ТО3) на изменение структуры наплавленного металла. Проведенные металлографические исследования показали, что после закалки в макроструктуре сохраняются очертания столбчатых зерен, при этом их размер изменяется: уменьшается длина и увеличивается ширина (**рис. 5, а**). При проведении гомогенизации и гомогенизации с последующей закалкой в макроструктуре полностью исчезают следы проявления первичной кристаллизации наплавленного металла – столбчатые макрозерна, и формируется мелкозернистая равноосная структура (**рис. 5, б, в**).

Микроструктура металла после закалки представляет собой речный мартенсит и отдельные мелкие интерметаллидные включения (**рис. 6, а, б**). Скорее всего, это остатки нерастворившихся включений, которые располагались в наплавленном металле в междендритном пространстве. При гомогенизации, вследствие более высокой температуры и более продолжительной выдержки, размер пакетного мартенсита незначительно увеличивается, при этом интерметаллидные частицы растворяются в большей степени (**рис. 6, в, г**). Проведение закалки после гомогенизации приводит к уменьшению размеров мартенситной структуры относительно гомогенизированной (**рис. 6, д, е**).

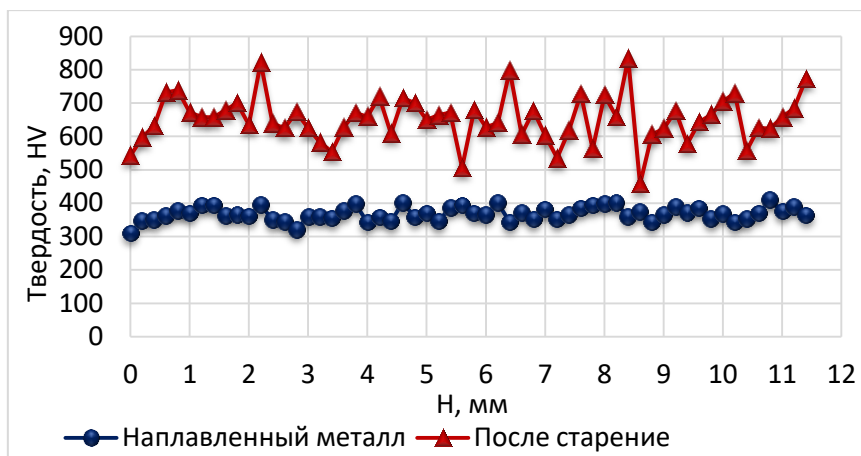


Рис. 4. Графики изменения твердости по высоте стенки H

Fig. 4. Graphs of change in hardness by wall height H

Таблица 3. Данные статистической обработки измерения твердости образцов, HV 0,2

Table 3. Statistical processing data of hardness measurements of samples, HV 0.2

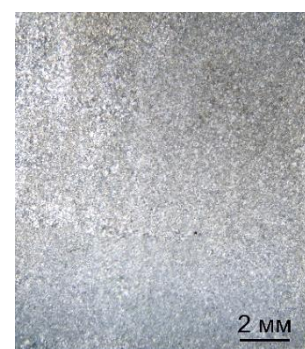
Вид образца	Среднее значение	Минимальное значение	Максимальное значение	Среднеквадратичное отклонение (СКО)
Наплавленный металл	367,8	310,3	409,7	16,8
Наплавленный металл после старения (ТО1)	652,4	456,9	833,7	53,2



а



б



в

Рис. 5. Макроструктура образцов после разных видов предварительной термической обработки:

а – закалка (ТО2); б – гомогенизация (ТО3); в – гомогенизация и закалка (ТО4)

Fig. 5. Macrostructure of samples after different types of preliminary heat treatment: а is quenching (HT2);

б is homogenization (HT3); в is homogenization and quenching (HT4)

Измерения микротвердости показали, что после закалки и гомогенизации с последующей закалкой уровень твердости металла одинаковый – порядка 350 HV (табл. 4), а диапазон значений твердости после закалки больше (239,3–408,3 HV), чем после гомогенизации с последующей закалкой (249,4–386,1 HV).

Таким образом, проведение предварительной гомогенизации способствует более полному растворению интерметаллидов и выравниванию химической неоднородности наплавленного металла. Для полного протекания этих процессов необходимо увеличить время выдержки, повышение температуры нежелательно, так как приведет к увеличению размера зерна.

Металлографические исследования образцов после упрочняющей термической обработки показали

следующее. После проведения закалки со старением (ТО5) в макроструктуре сохраняются столбчатые зерна, как и после закалки, на микроуровне – элементы первичной дендритной структуры, что хорошо видно при небольших увеличениях (рис. 7, а, б). После проведения полного цикла термической обработки (гомогенизация, закалка и старение, ТО6) как в макро-, так и в микроструктуре формируется однородная структура с аустенитными зернами перед  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением полиэдрической формы (рис. 7, в, г).

Как известно из литературных данных [8, 9], в процессе старения мартенситно-стареющих сталей происходит выделение высокодисперсных интерметаллидов типа  $Ni_3Ti$  и др. размером от 1-2 мкм и меньше в результате их выделения на дислокациях. В связи с этим на

оптическом микроскопе выделившиеся интерметаллиды трудно различить (рис. 8, а, в). Однако применение поляризованного света при оптической микроскопии позволяет выделить упрочняющие фазы от «матрицы». Это обусловлено тем, что в поляризованном свете плоскостные и изотропные структурные составляющие остаются темными и не меняют своей освещенности, а объемные и анизотропные фазы, такие как неметаллические включения, карбиды и интерметаллиды, «светятся» и приоб-

ретают определенную окраску в зависимости от химического состава и кристаллографической ориентации. На рис. 8, б, г представлена микроструктура исследуемых образцов в поляризованном свете, где хорошо прослеживается характер распределения интерметаллидов. Практически равномерное выделение интерметаллидов наблюдается в металле после проведения термической обработки по полному циклу (ТО6).

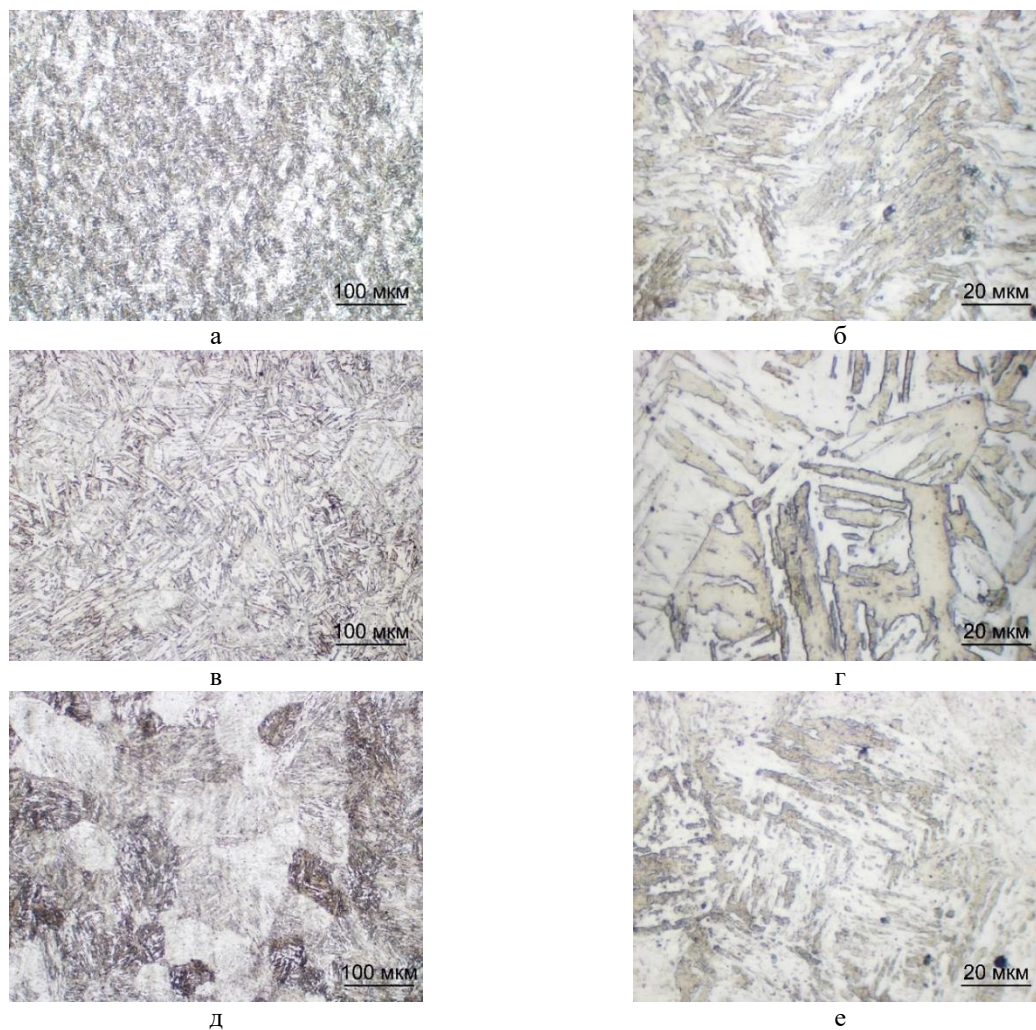


Рис. 6. Микроструктура образцов после разных видов предварительной термической обработки: а, б – закалка (ТО2); в, г – гомогенизация (ТО3); д, е – гомогенизация и закалка (ТО4); а, в, д – увеличение  $\times 200$ ; б, г, е – увеличение  $\times 1000$

Fig. 6. Microstructure of samples after different types of preliminary heat treatment: а, б are quenching (HT2); в, г are homogenization (HT3); д, е are homogenization and quenching (HT4); а, в, д are magnification  $\times 200$ ; б, г, е are magnification  $\times 1000$

Таблица 4. Твердость образцов после различных видов предварительной термической обработки, HV 0,2  
Table 4. Hardness of samples after various types of preliminary heat treatment, HV 0.2

Вид термической обработки	Среднее значение	Минимальное значение	Максимальное значение	Среднеквадратичное отклонение
Закалка (ТО2)	350,0	239,3	408,3	25,1
Гомогенизация (ТО3)	335,4	226,1	391,3	28,7
Гомогенизация и закалка (ТО4)	348,7	249,4	386,1	19,8

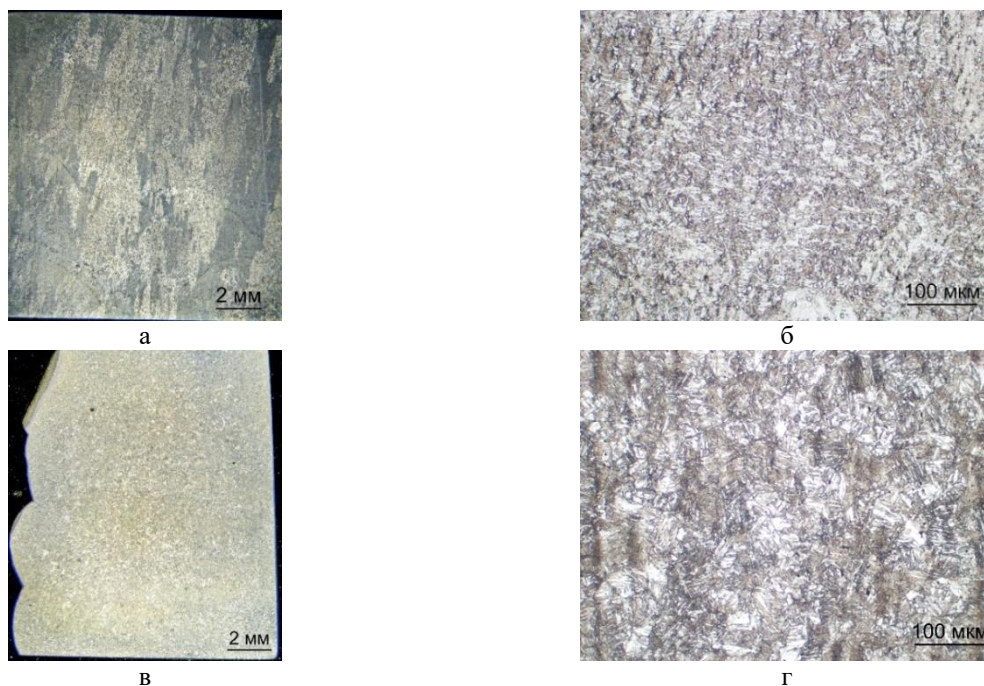


Рис. 7. Структура образцов после разных видов предварительной термической обработки:  
 а, б – закалка и старение (ТО5); в, г – гомогенизация, закалка и старение (ТО6);  
 а, в – макроструктура; б, в – микроструктура, увеличение  $\times 200$

Fig. 7. Structure of samples after different types of preliminary heat treatment: а, б are quenching and ageing (HT5);  
 в, г are homogenization, quenching and ageing (HT6); а, в are macrostructure; б, в are microstructure,  
 magnification  $\times 200$

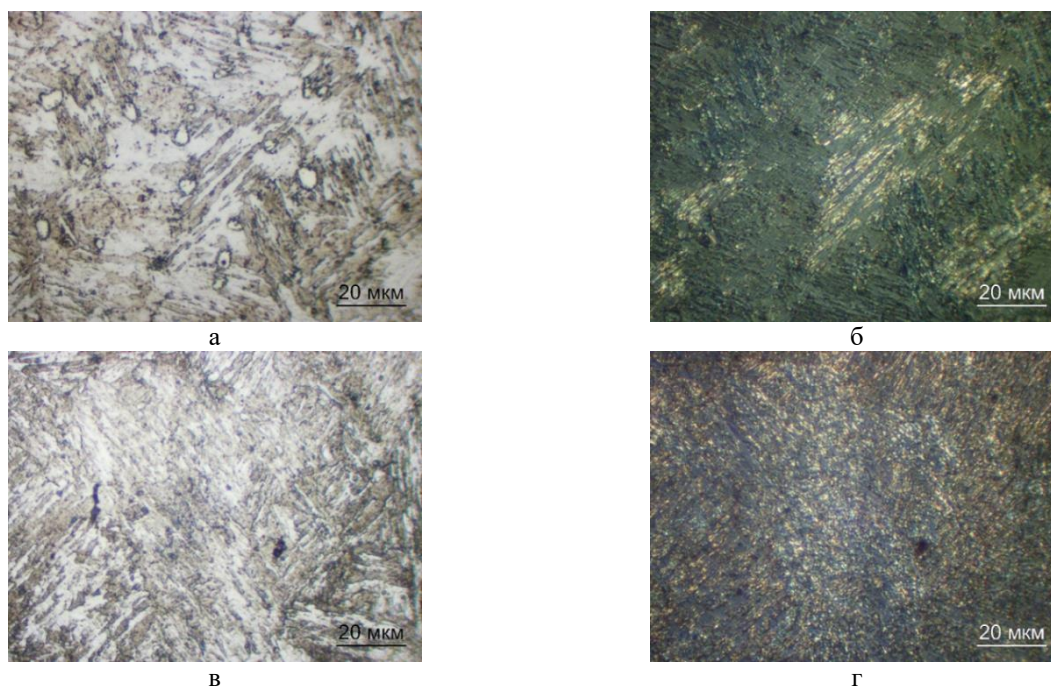


Рис. 8. Микроструктура образцов после разных видов термической обработки, увеличение  $\times 1000$ :  
 а, б – закалка и старение (ТО5); в, г – гомогенизация, закалка и старение (ТО6); а, в – светлое поле;  
 б, в – поляризованный свет

Fig. 8. Microstructure of samples after different types of heat treatment, magnification  $\times 1000$ :  
 а, б are quenching and ageing (HT5); в, г are homogenization, quenching and ageing (HT6);  
 а, в are bright field; б, в are polarized light

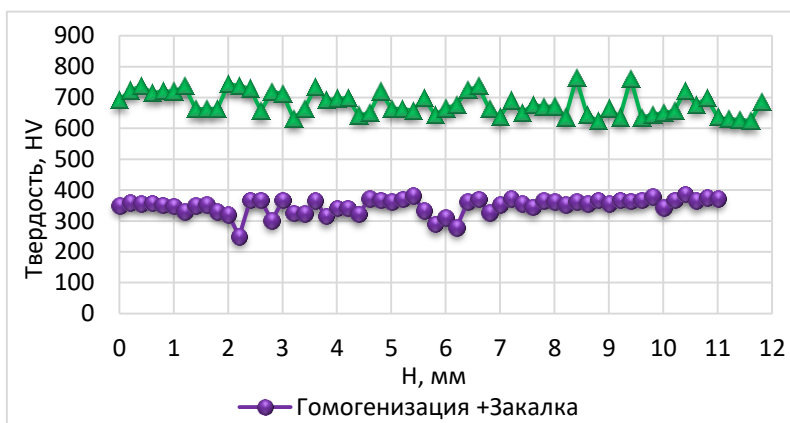
Разный характер однородности формирующейся структуры при разной подготовке металла перед старением подтверждается результатами изменения твердости по высоте наплавленной стенки. Проведение гомогенизации перед закалкой со старением приводит к более однородному распределению твердости, чем после проведения закалки с отпуском (рис. 9). Диапазон значений твердости после термической обработки по режиму ТО5 составляет 384,6–853,0 HV (среднее значение 596,0 HV), а по режиму ТО6 – 623,3–761,8 HV со средним значением 680,6 HV (табл. 5).

Сравнительный анализ твердости всех исследуемых вариантов упрочняющей термической обработки для выращенной стенки представлен на рис. 10, здесь же для сравнения приведено значение твердости для стали мартенситно-старяющего класса.

Из сводной диаграммы видно, что термическая обработка, включающая полный цикл (ТО6), приводит к увеличению твердости наплавленной стали и уменьшению ее неоднородности, в сравнении с другими видами термической обработки. Кроме этого, в процессе измерения микротвердости было отмечено, что вокруг всех отпечатков индентора на образцах, термически обработанных по режимам ТО2 и ТО3, наблюдались следы деформации, свидетельствующие о повышенном уровне внутренних напряжений в металле (рис. 11). На образце после термической обработки с предварительной гомогенизацией (ТО6) они отсутствовали. То есть проведение предварительной гомогенизации способствует более полному снятию внутренних напряжений, которые возникают в процессе наплавки при выращивании изделия.



а



б

Рис. 9. Графики изменения твердости по высоте стенки H: а – закалка, закалка + старение; б – гомогенизация + закалка, гомогенизация + закалка + старение

Fig. 9. Graphs of change in hardness by wall height H: a is quenching, quenching + ageing; б is homogenization + quenching, homogenization + quenching + ageing

Таблица 5. Твердость образцов после различных видов окончательной термической обработки, HV 0,2  
Table 5. Hardness of samples after various types of final heat treatment, HV 0.2

Вид термической обработки	Среднее значение	Минимальное значение	Максимальное значение	Среднеквадратичное отклонение (СКО)
Закалка и старение (ТО5)	596,0	384,6	853,0	83,0
Гомогенизация, закалка и старение (ТО6)	680,6	623,3	761,8	33,3

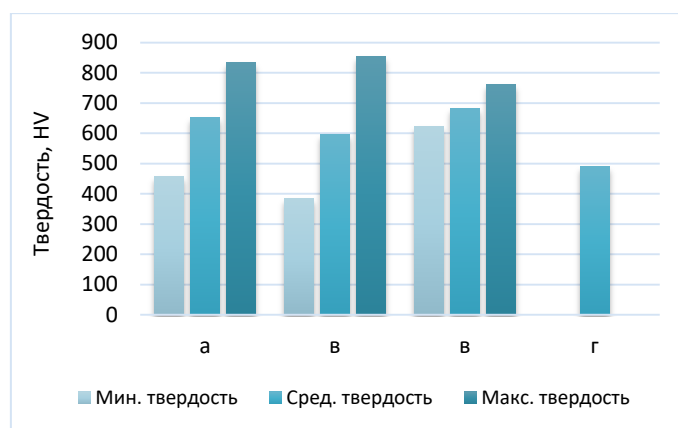


Рис. 10. Сводная диаграмма значений твердости наплавленного металла после разных видов термической обработки: а – старение (ТО1); б – закалка и старение (ТО5); в – гомогенизация, закалка и старение (ТО6); г – для стали типа 03Ni18K9M5T после закалки и старения (классический вариант)

Fig. 10. Summary diagram of hardness values of deposited metal after different types of heat treatment: а is ageing (HT1); б is quenching and ageing (HT5); в is homogenization, quenching and ageing (HT6); г is for steel of 03Ni18Co9Mo5Ti type after quenching and ageing (classic option)

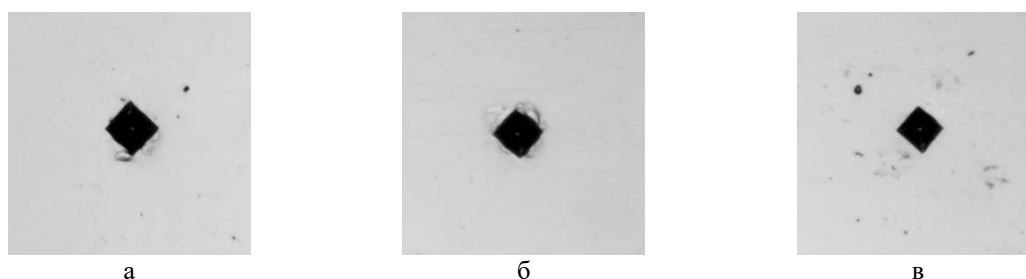


Рис. 11. Вид отпечатков при измерении микротвердости: а – старение (ТО1); б – закалка и старение (ТО5); в – гомогенизация, закалка и старение (ТО6)

Fig. 11. Type of prints during microhardness measurement: а is ageing (HT1); б is quenching and ageing (HT5); в is homogenization, quenching and ageing (HT6)

### Заключение

Таким образом, для изделий, получаемых по аддитивной технологии методами проволоочной электродугой наплавки из мартенситно-старяющей стали, нежелательно применение таких видов термической обработки, как старение или закалка со старением. Данные виды термической обработки не обеспечивают получения однородной структуры с равномерным распределением упрочняющих интерметаллидных включений, что приводит к неоднородности механических характеристик, соответственно, негативно скажется на эксплуатационных свойствах. Для получения более однородной структуры и механических свойств, а также более полного снятия остаточных внутренних напряжений термическая обработка должна включать гомогенизирующий отжиг.

Наиболее рациональный режим термической обработки: гомогенизирующий отжиг при  $T = 1100^{\circ}\text{C}$ , нагрев с печью, выдержка более 1,5 ч, охлаждение в печи до  $200^{\circ}\text{C}$ ; закалка,  $T = 830^{\circ}\text{C}$ , выдержка более 40 мин, охлаждение в воде, старение,  $T = 480^{\circ}\text{C}$ , выдержка 4 ч, охлаждение на воздухе.

### Список источников

1. Худойкулов Н.З. Аддитивное производство металлических конструкций // Композиционные материалы. 2019. № 3. С. 1-2.
2. Особенности материалов и технологий аддитивного производства изделий / Кубанова А.Н., Сергеев А.Н., Добровольский Н.М. и др. // Чебышевский сборник. 2019. Т. 20. № 3. С. 453-477.
3. Лаев К.А. Влияние легирования и термической обработки на структуру и свойства коррозионноустойчивых высокохромистых сталей мартенситного и супермартенситного классов для изготовления труб нефтегазового сортамента: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Челябинск, 2016. 22 с.
4. Агбалян С.Г., Симонян В.А. Обзор особенностей, методов производства и перспектив использования мартенситно-старяющих сталей // Международный научно-исследовательский журнал. 2022. № 8. С. 2-3.
5. Коррозионноустойчивые, жаростойкие и высокопрочные стали и сплавы: справ. изд. / А.П. Шлямнев и др. М.: Интермет Инжиниринг, 2000.
6. Casati R., Lemke J., Vedani M. Microstructural and Mechanical Properties of as Built, Solution Treated and

- Aged 18 Ni (300 grade) Maraging Steel Produced by Selective Laser Melting // *Metall. Ital.* 2017, vol. 109, pp. 11-20.
7. Перкас М.Д., Кардонский В.М. Высокопрочные мартенситностареющие стали. М.: Металлургия, 1970. 224 с.
  8. Полунов И.Л. Исследование влияния различных видов термообработки на структуру и прочностные свойства высокопрочных мартенситностареющих сталей // *Труды ВИАМ.* 2018. №3 (63). С. 3-11. DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-3-3-11
  9. Паршуков Л.И., Гильмутдинов Ф.З., Скупов А.А. Исследование сварных швов мартенситностареющей стали типа 03N18K9M5T после локальной термоциклической обработки сталей // *Труды ВИАМ.* 2017. №7 (55). С. 55-60. DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-7-6-6
  10. Bai Y.C., Wang D., Yang Y.Q., Wang H. Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of maraging steel by selective laser melting // *Mater. Sci. Eng. A* 2019, vol. 760, pp. 105-117.
  11. Технологические особенности производства мартенситно-стареющей стали ВКС-180 / Маркова Е.С., Якушева Н.А., Покровская Н.Г., Шалькевич А.Б. // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн.* 2013. №7. Ст. 01. URL: [http://viam-works.ru/ru/articles?art\\_id=120](http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=120)
  12. Ильина Ю. С. Влияние термической обработки на структуру и свойства стали // *Молодой ученый.* 2020. № 51 (341). С. 40-42.
  13. Ageing behaviour of an Fe-20Ni-1.8Mn-1.6Ti-0.59Al (wt%) maraging alloy: Clustering, precipitation and hardening / Pereloma E.V., Shekhter A., Miller M.K., Ringer S.P. // *Acta Mater.* 2004, vol. 52, pp. 5589-5602
  14. Wu W.P., Wang X. Microstructure and mechanical properties of maraging 18Ni-300 steel obtained by powder bed based selective laser melting process. *Rapid Prototyp.* // *J. Mater. Sci.* 2020, vol. 26, pp. 1379-1387.
  15. Effects of aging time on the microstructure and mechanical properties of laser-cladded 18Ni300 maraging steel / Zhu H.M., Zhang J.W., Hu J.P., Ouyang M.N., Qiu C.J. *J. Mater. Sci.* 2021, vol. 56, pp.8835–8847.
- tensitic and supermartensitic grades for the manufacture of oil and gas pipes. Extended abstract of Ph.D. dissertation]. Chelyabinsk, 2016. 22 p.
4. Agbalyan, S.G., Simonyan V.A. Review of features, methods of production and prospects for the use of martensitic aging steels. *Mezhdunarodniy nauchno-issledovatel'skiy zhurnal* [International Research Journal], 2022;(8):2-3.
  5. Shlyamnev A.P. et al. *Korroziionostoikie, zharostoikie i vysokoprochnye stali i splavy: sprav. izd* [Corrosion-resistant, heat-resistant and high-strength steels and alloys: reference edition]. Moscow: Internet Engineering, 2000.
  6. Casati R., Lemke J., Vedani M. Microstructural and Mechanical Properties of as Built, Solution Treated and Aged 18 Ni (300 grade) Maraging Steel Produced by Selective Laser Melting. *Metall. Ital.* 2017;109:11-20.
  7. Perkas M.D., Kardonsky V.M. *Vysokoprochnye marten-sitnostareyushchie stali* [High-strength maraging steels]. Moscow: Metallurgy, 1970, 224 p.
  8. Polunov I.L. Research of the influence of different types of heat treatment on the structure and strength properties of high-strength martensitic aging steels. *Trudy VIAM* [Proceedings of VIAM], 2018;(3(63)):3-11. DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-3-3-11
  9. Parshukov L.I., Gilmutdinov F.Z., Skupov A.A. Investigation of welds of martensitic-aging steel of 03N18K9M5T type after local thermocyclic treatment of steels. *Trudy VIAM* [Proceedings of VIAM], 2017;(7(55)):55-60. DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-7-6-6
  10. Bai Y.C., Wang D., Yang Y.Q., Wang H. Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of maraging steel by selective laser melting. *Mater. Sci. Eng.* 2019;760:105-117.
  11. Markova E.S., Yakusheva N.A., Pokrovskaya N.G., Shalkevich A.B. Technological features of production of martensitic-aging steel VKS-180. *Trudy VIAM: elektron. nauch.-tekhn. zhurn.* [Proceedings of VIAM: Electronic scientific and technical journal]. 2013;(7). Available at: [http://viam-works.ru/ru/articles?art\\_id=120](http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=120)
  12. Ilyina Yu. S. Influence of heat treatment on the structure and properties of steel. *Molodoy ucheniy* [Young Scientist]. 2020;(51(341)):40-42.
  13. Pereloma E.V., Shekhter A., Miller M.K., Ringer S.P. Ageing behaviour of an Fe-20Ni-1.8Mn-1.6Ti-0.59Al (wt%) maraging alloy: Clustering, precipitation and hardening. *Acta Mater.* 2004;52:5589-5602
  14. Wu W.P., Wang X. Microstructure and mechanical properties of maraging 18Ni-300 steel obtained by powder bed based selective laser melting process. *Rapid Prototyp. J. Mater. Sci.* 2020;26:1379-1387.
  15. Zhu H.M., Zhang J.W., Hu J.P., Ouyang M.N., Qiu C.J. Effects of aging time on the microstructure and mechanical properties of laser-cladded 18Ni300 maraging steel. *J. Mater. Sci.* 2021;56:8835-8847.

### References

1. Khudoykulov N.Z. Additive manufacturing of metal structures. *Kompozitsionnye materialy* [Composite materials], 2019;(3):1-2. (In Russ.)
2. Kubanova A.N., Sergeev A.N., Dobrovolsky N M. et al. Features of materials and technologies of additive manufacturing of products. *Chebyshevskiy sbornik* [Chebyshev Collection], 2019;20(3):453-477. (In Russ.)
3. Laev K.A. Vliyaniye legirovaniya i termicheskoy obrabotki na strukturu i svoystva korroziionostoikih vysokohromistyh staley martensitnogo i supermartensitnogo klassov dlya izgotovleniya trub neftegazovogo sortamenta: avtoref. dis. ... kand. tekhn. nauk [Effect of alloying and heat treatment on the structure and properties of corrosion-resistant high-chromium steels of mar-

Поступила 26.08.2024; принята к публикации 01.10.2024; опубликована 28.03.2025  
Submitted 26/08/2024; revised 01/10/2024; published 28/03/2025

**Мосягин Илья Анатольевич** – аспирант,  
Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия.  
Email: [iluha\\_mos@mail.ru](mailto:iluha_mos@mail.ru)

**Ольшанская Татьяна Васильевна** – доктор технических наук, доцент,  
Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия.  
Email: [tvo66@mail.ru](mailto:tvo66@mail.ru). ORCID 0000-0001-7840-8338

**Ива А. Mosyagin** – Postgraduate Student,  
Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russia.  
Email: [iluha\\_mos@mail.ru](mailto:iluha_mos@mail.ru)

**Tatiana V. Olshanskaya** – DrSc (Eng.), Associate Professor,  
Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russia.  
Email: [tvo66@mail.ru](mailto:tvo66@mail.ru). ORCID 0000-0001-7840-8338