

Просьба ссылаться на эту статью в русскоязычных источниках следующим образом:

Петров П.Ю., Родякина Р.В., Овечников С.А., Юе Ц., Пичев В.С. Восстановление тел вращения лазерной наплавкой // Вестник ПНИПУ. Машиностроение. Материаловедение. – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 51–61. DOI: 10.15593/2224-9877/2023.4.05

Please cite this article in English as:

Petrov P.Yu., Rodyakina R.V., Ovechnikov S.A., Yue Jinqi, Pishchev V.S. Bodies of rotation repairs by laser surfacing. *Bulletin of PNRPU. Mechanical engineering, materials science*. 2023, vol. 25, no. 4, pp. 51-61. DOI: 10.15593/2224-9877/2023.4.05

---

**ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение**  
**Т. 25, № 4, 2023**  
**Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science**  
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

---

Научная статья

DOI: 10.15593/2224-9877/2023.4.05

УДК 621.789; 621.791.92

**П.Ю. Петров<sup>1</sup>, Р.В. Родякина<sup>1</sup>, С.А. Овечников<sup>1</sup>, Ц. Юе<sup>2</sup>, В.С. Пичев<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Национальный исследовательский университет «МЭИ», Москва, Российская Федерация

<sup>2</sup>Тайюаньский научно-исследовательский институт корпорации CCTEG-Xi'an,  
Тайюань, Китайская Народная Республика

<sup>3</sup>АО «Плакарт», Щербинка, Москва, Российская Федерация

**ВОССТАНОВЛЕНИЕ ТЕЛ ВРАЩЕНИЯ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ**

Более 80 % деталей машин выбрасывают при износе, порче или повреждении, из которых большинство можно восстановить при помощи наплавки, напыления и других методов. При этом стоимость восстановления детали обычно составляет только 20–40 % от стоимости новой детали. Таким образом, восстановление изнашиваемых поверхностей ответственных деталей является важной производственной задачей, а определение эффективной технологии, обеспечивающей восстановление деталей по условиям заказчика, сохраняет свою актуальность и сейчас. В представленной статье рассматривается технология восстановления плунжеров из стали 40X с применением технологии лазерной наплавки. Лазерная наплавка – метод нанесения материала при помощи лазерного луча, который заключается в нанесении на поверхность обрабатываемого изделия покрытия путем расплавления основы и присадочного материала на поверхности. Свойства покрытия определяются в основном свойствами материалов, используемых для покрытия. Для стали их свойства определяются не только химическим составом, но и в большей степени изменением структурно-фазового состава. Материал плунжера (сталь 40X) склонен к образованию закалочных структур. На основе моделирования тепловых процессов и прогнозирования фазовых превращений показано, что для снижения вероятности образования технологических трещин плунжер в месте образования зоны термического влияния достаточно нагревать на 200...250 °С. В работе исследованы тепловые процессы и фазовые превращения при лазерной наплавке стали, а также влияние фазовых превращений при быстром нагреве и охлаждении. Определены микроструктуры и твердость, наличие дефектов в наплавленном слое в изделиях при их использовании. Определена минимальная температура подогрева для снижения вероятности образования мартенситной структуры при лазерной наплавке плунжера с применением порошка HX8M3C2.

**Ключевые слова:** лазерная наплавка, восстановление деталей, закалочные структуры, температура подогрева, трещины, зона термического влияния, фазовые превращения, микроструктура, твердость, мартенситная структура, бейнитная структура.

P.Yu. Petrov<sup>1</sup>, R.V. Rodyakina<sup>1</sup>, S.A. Ovechnikov<sup>1</sup>, Jinqi Yue<sup>2</sup>, V.S. Pishchev<sup>3</sup>

<sup>1</sup>National Research University "MPEI", Moscow, Russian Federation

<sup>2</sup>Taiwan Research Institute of CCTEG-Xi'an Corporation, Taiyuan, China

<sup>3</sup>Joint-stock company "Plakart", Shcherbinka, Moscow, Russian Federation

## BODIES OF ROTATION REPAIRS BY LASER SURFACING

More than 80 % of machine parts are thrown away when worn, damaged or damaged, of which most can be restored by surfacing, spraying and other methods. At the same time, the cost of restoring a part is usually only 20–40 % of the cost of manufacturing a new part. Thus, the restoration of the wear surfaces of critical parts is an important production task, and the definition of an effective technology that ensures the restoration of parts according to the customer's conditions remains relevant in our time. The presented article discusses the technology of restoring plungers made of 40Kh steel using laser surfacing technology. Laser surfacing is a method of applying a material using a laser beam, which consists in applying a coating to the surface of the processed product by melting the base and filler material on the surface. The properties of the coating are determined mainly by the properties of the materials used for the coating. For steel, their properties are determined not only by the chemical composition, but also to a greater extent by changes in the structural and phase composition. The plunger material (40Kh steel) is prone to the formation of quenching structures. Based on the modeling of thermal processes and the prediction of phase transformations, it is shown that to reduce the probability of the formation of technological cracks, it is sufficient to heat the plunger at the site of the formation of a zone of thermal influence at 200...250 °C. Thermal processes and phase transformations during laser surfacing of steel, as well as the effect of phase transformations during rapid heating and cooling, are studied in this work. Microstructures and hardness, the presence of defects in the deposited layer in the products during their use are determined. The minimum heating temperature was determined to reduce the probability of formation of a martensitic structure during laser surfacing of the plunger using NH8M3C2 powder.

**Keywords:** laser surfacing, restoration of parts, hardening structures, heating temperature, cracks, heat affected zone, phase transformations, microstructure, hardness, martensitic structure, bainite structure.

### Введение

В нормативных документах, научных и учебных публикациях достаточно подробно описано восстановление изношенных деталей различными технологическими методами [1–3]. Эффективным технологическим методом восстановления деталей из различных сплавов, в том числе углеродистых и легированных сталей, является лазерная наплавка [1; 3]. Широкое практическое применение этого метода основано на наличии отработанных технологий, которые осуществляются на современном оборудовании, обеспечивающем достаточно высокую точность и плотность энергии наплавки. Технологический процесс восстановления деталей достаточно подробно описан в [2]. В данной работе рассматривается совершенствование технологии наплавки по наносимому материалу и температуре подогрева.

Для лазерной наплавки стальных деталей (образцов) используются различные материалы: NiCrBSi-порошки размером 40–160 мкм (ПГ-CP2 (А), ПГ-CP2 (Б), ПГ-10Н-01 (А) и ПГ-10Н-01 (Б)), в том числе карбидом титана, которые обеспечивают достаточно высокие значения микромеханических и трибологических свойств при абразивном изнашивании и трении скольжения [4; 5]; порошок WC с частицами диаметром от 50 до 200 мкм для модифицирования поверхности бандажной стали для повышения износостойкости [6]; порошок нержавеющей стали 316L на поверхность стали 20 [7] и стали 45 [8] для повышения твердости и коррозионной стойкости; «Стеллит 6» на сталь 40X для повышения долговечности и срока службы пальца ковша экскаватора [9]; «Инконель 625» с армиру-

ющими частицами TiC [10] и другие. Такое разнообразие наплавляемых материалов свидетельствует о возможности решения многоцелевых задач восстановления деталей машин.

В работе рассматривалась наплавка цилиндрических деталей из стали 40X. Эта сталь имеет хорошие эксплуатационные качества (относительно высокую твердость, прочность, жаропрочность и устойчивость к коррозии) и широко используется при изготовлении осей, штоков, плунжеров, поршневых пальцев, шпинделей и т.д. Вместе с тем, как известно, эта сталь склонна к образованию закалочных структур при высокотемпературном воздействии, поэтому, например, при использовании дуговых способов восстановления деталей из стали 40X рекомендуется использовать подогрев и последующую термическую обработку [11].

Для восстановления деталей из стали 40X отрабатываются различные технологии. Так, в процессе вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковых смесей, содержащих карбидообразующий металл (титан, молибден, ванадий, тантал) и графит, на заготовки из стали 40X формируется градиентная структура, в которой выделяются четыре существенно различающихся между собой слоя: поверхностный слой (непосредственно наплавленное покрытие), переходный слой, зона термического влияния со смешанной структурой (мартенсит – бейнит – видманштетт и полиэдрический феррит – перлит) и слой основного материала с исходной структурой [12].

Лазерная наплавка высоколегированной порошковой смеси системы NiCrBSiFe-WC на сталь 40X с использованием многоканального CO<sub>2</sub>-лазера позволяет получать качественные износо-

стойкие покрытия. Толщина наплавленного слоя за один проход составляет около 700 мкм. Трещин в плоскости шлифа не обнаружено. Выбранные режимы наплавки позволили получить практически беспористое покрытие с минимальным проплавлением материала основы, обеспечивающим металлургическое сплавление [13].

При проведении исследований, и прежде всего диссертационных, при изучении физических процессов при лазерной наплавке определяются и анализируются микроструктура и твердость наплавленного слоя. При этом в работе [14], посвященной формированию микроструктуры при лазерной наплавке с коаксиальной подачей металлических порошков, показано, что в литературе недостаточно внимания уделено моделированию кинетики фазового перехода, определяющей поведение температуры и эволюцию микроструктуры.

В качестве объекта исследования рассматривалась технология восстановления поверхности плунжера трехплунжерного насоса исходя из следующих требований заказчика:

- отсутствие трещин в наплавленном слое и зоне термического влияния (ЗТВ);
- отсутствие пор размером более 20 мкм в наплавленном слое;
- отсутствие мартенситной составляющей в ЗТВ.

Целью исследования является определение параметров технологии наплавки вала из стали 40X, обеспечивающих получение восстановленной детали по заданным критериям качества.

### 1. Исследование твердости и структуры при различных наплаваемых материалах

Для выбора наиболее оптимального наплаваемого материала и определения соответствующего требованиям режима наплавки исследовались три технологических пробы с различными присадочными материалами: «Стеллит 6» (Stellite 6); порошок НХ8С3Р2; «Инконель 625» (Inconel 625) +WC.

«Стеллит 6» – сплав общего назначения на основе кобальта, обладающий отличной устойчивостью ко многим видам механического и химического воздействия в широком диапазоне температур [9].

Порошок НХ8С3Р2 относится к самофлюсующимся никелевым сплавам систем Ni-B-Si и Ni-Cr-B-Si-C. Материал используется для напыления и наплавки покрытий, стойких против коррозии, к изнашиванию трением и абразивными частицами. Покрытия стойки в пресной и морской воде, солевых растворах, нефтесодержащих средах, аммиаке и в других агрессивных средах.

«Инконель 625» входит в группу никель-хромовых сплавов с введением добавок ниобия и

молибдена. Такой сложный состав способствует существенному повышению прочности сплава, без необходимости его упрочнения термическим способом.

Лазерная наплавка осуществлялась в АО «Плакарт». Нанесение наплаваемого слоя осуществлялось по спирали слоями с шириной наплаваемого валика 3,2 мм в один проход, с перекрытием предыдущего валика на 40...50 %. Параметры наплавки представлены в табл. 1.

Таблица 1

Режимы наплавки технологических проб для изготовления исследуемых образцов

Параметры лазерной наплавки	Номер наплавленного слоя		
	образец 1	образец 2	образец 3
Материалы наплавки	Stellite 6	Пр-НХ8С3Р2	Inconel 625 +WC
Мощность наплавки*:			
– относительная, %	45	38	35
– абсолютная, кВт	1,35	1,14	1,05
Скорость наплавки, м/с	0,01	0,005	0,005
Обороты диска подачи порошка, об/с	1,5 + 1,5	1,5 + 1,5	1,5 + 1,5
Расход транспортирующего газа, л/мин	8 + 8	8 + 8	8 + 8
Расход защитного газа, л/мин	20	20	20
Шаг, мм	1,6	1,6	1,6

Примечание: \* – полная мощность равна 3000 Вт.

Технологическая проба представляла собой трубу из стали 40X с наружным диаметром 82 мм, внутренним – 47 мм, с шириной наплавленных участков 16...20 мм. Расстояние между слоями, наплавленными из разных материалов, составляло 10...15 мм.

С помощью отрезного станка настольного типа Buehler Abrasi Matic 300 вырезались образцы по схеме, показанной на рис. 1. Сначала вырезался сегмент, который потом разрезался на части. Фотографии микрошлифов лазерной наплавки показаны на рис. 2.

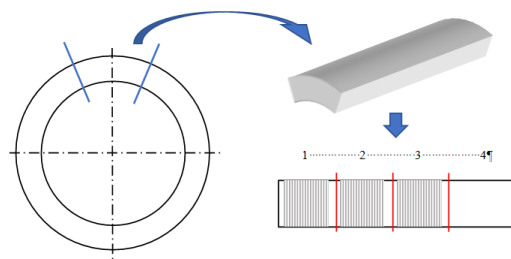


Рис. 1. Схема реза для изготовления микрошлифов

Геометрические размеры наплавленных слоев и зоны термического влияния (рис. 3) представлены в табл. 2.

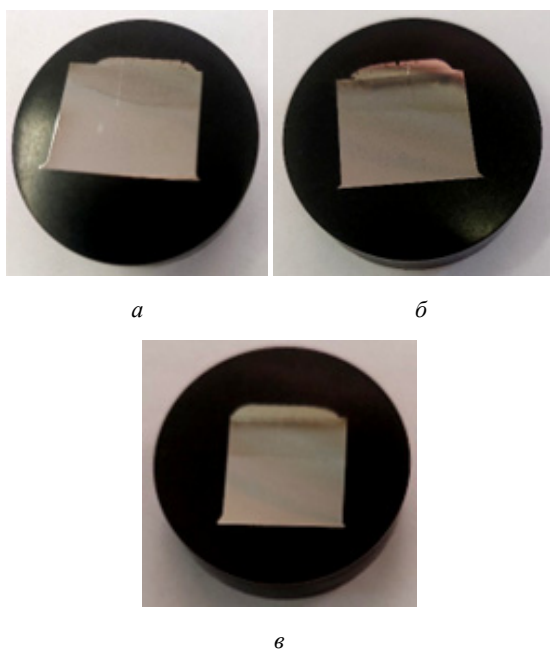


Рис. 2. Подготовленные микрошлифы технологических проб лазерной наплавки: а – образца № 1; б – образца № 2; в – образца № 3

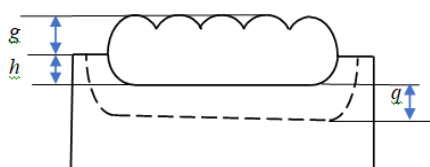


Рис. 3. Схема геометрических размеров наплавленного слоя:  $g$  – высота наплавленного слоя;  $h$  – глубина проплавления;  $q$  – ширина ЗТВ

Измерение значений микротвердости образцов осуществлялось по нескольким линиям измерения, показанным на рис. 4, от поверхности наплавленного слоя в глубину образца. Среднее расстояние между линиями измерений составляло 0,4 мм, расстояние между точками измерений на линии составляло также 0,4 мм, первая точка измерения располагалась от поверхности на расстоянии 0,2 мм.

Значения твердости подготовленных образцов измерялись по Виккерсу (HV) с помощью

твердомера Wolpert Wilson Instruments Vickers Hardness Tester 432SVD. Результаты измерений представлены на рис. 5–7.

Таблица 2

Средние значения геометрических размеров наплавленных слоев

Параметр	Образец 1	Образец 2	Образец 3
Высота наплавленного слоя, $g$ , мм	1,0	1,2	0,5+1,2
Глубина проплавления, $h$ , мм	0,2	0,2	0,2
Толщина наплавленного слоя, $g + h$ , мм	1.2	1.4	2.0
Ширина ЗТВ, $q$ , мм	0,7	0,9	1,5

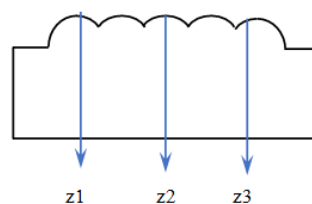


Рис. 4. Схема расположения линий, по которым осуществлялось измерение микротвердости

Как следует из данных, представленных на этих графиках, для различных образцов наблюдается разный характер изменения твердости вглубь образцов. Среднее значение микротвердости для основного металла составляет 330 ... 360 HV.

Для образца 1 микротвердость постепенно уменьшается от максимальных значений для наплавленного слоя (около 530 HV) до значений микротвердости основного металла. Микротвердость ЗТВ имеет промежуточное значение (400...500 HV). Ширина ЗТВ составляет 0,7 мм.

Для образца 2 характерно увеличение микротвердости в ЗТВ (максимум 650 HV) по сравнению и с микротвердостью наплавленного слоя (около 520 HV), и основного металла. Появление этого эффекта связано с образованием закалочных структур и подробно рассмотрено далее. Ширина ЗТВ составляет 0,9 мм.

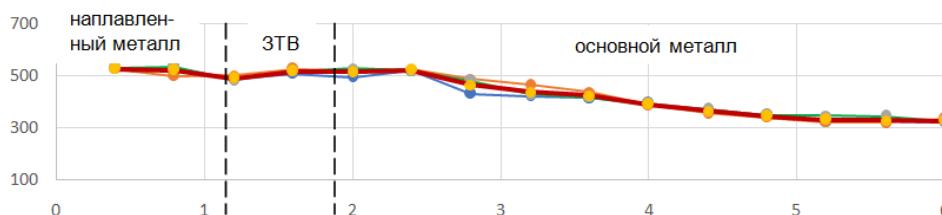


Рис. 5. График изменения микротвердости HV для образца 1 вглубь металла: — 1-я линия измерения; — 2-я линия измерения; — 3-я линия измерения; — среднearифметические значения

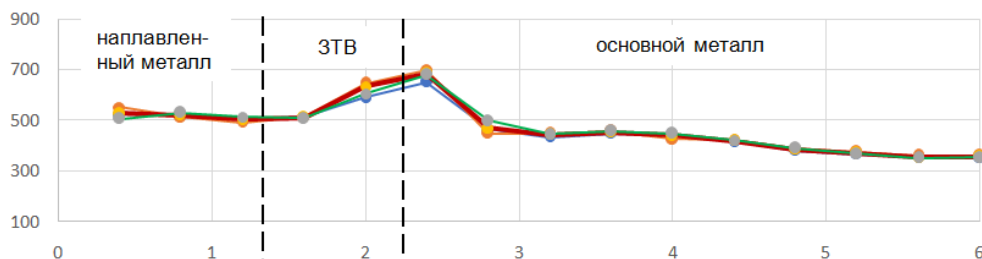


Рис. 6. График изменения микротвердости HV для образца 2 вглубь металла: — 1-я линия измерения; — 2-я линия измерения; — 3-я линия измерения; — среднеарифметические значения

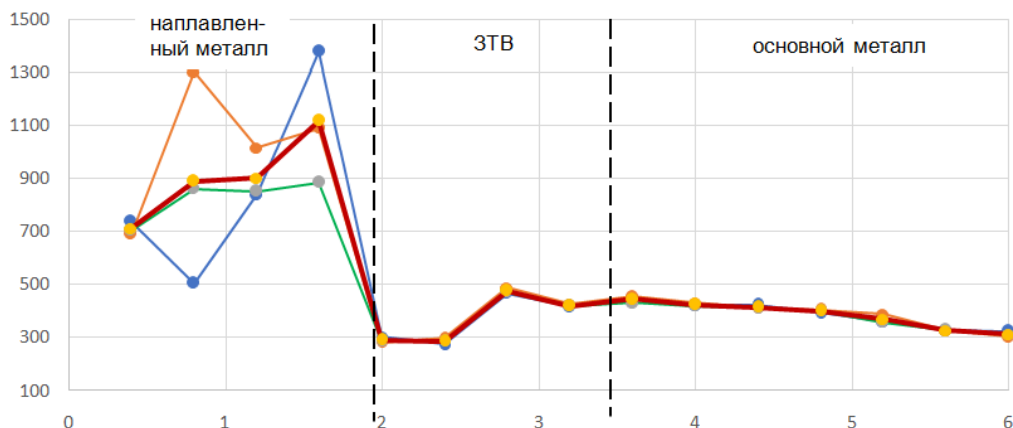


Рис. 7. График изменения микротвердости HV для образца 3 вглубь металла: — 1-я линия измерения; — 2-я линия измерения; — 3-я линия измерения; — среднеарифметические значения

Для образца 3 установлены самые большие значения микротвердости в наплавленном слое с наибольшим разбросом полученных величин по различным линиям измерения (300...1380 HV). Большие значения твердости объясняются использованием при наплавке второго слоя карбида вольфрама, а значительный разброс – тем, что точки измерения микротвердости попадают в различные фазы наплавленного слоя и, возможно, дефекты. Микротвердость ЗТВ (400...500 HV) постепенно уменьшается к основному металлу. Ширина ЗТВ составляет 1,5 мм.

Для исследования микроструктуры использовался оптический микроскоп Zeiss Observer Z1m. Изображения микроструктур для исследуемых образцов с различным увеличением показаны на рис. 8–10.

Несложно видеть, что во всех образцах наблюдаются дефекты в наплавленном слое. Обобщенные сведения о результатах исследования микроструктуры приведены в табл. 3 и 4. У основного металла, как и ожидалось, наблюдается феррито-перлитная структура.

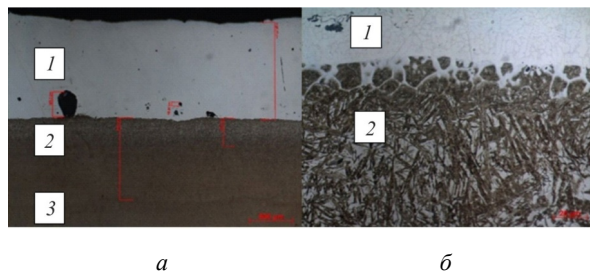


Рис. 8. Микроструктура образца 1: а – общий вид, ×20; б – линия сплавления, ×50; 1 – наплавленный слой; 2 – ЗТВ; 3 – основной металл

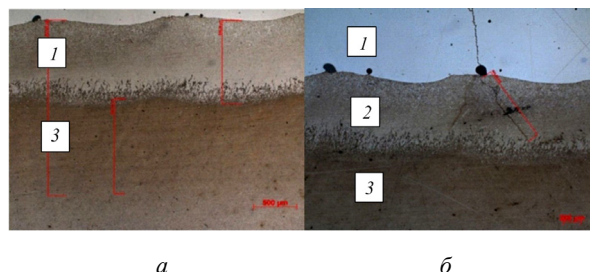


Рис. 9. Микроструктура образца 2: а – общий вид, ×20; б – линия сплавления, ×50; 1 – наплавленный слой; 2 – ЗТВ; 3 – основной металл

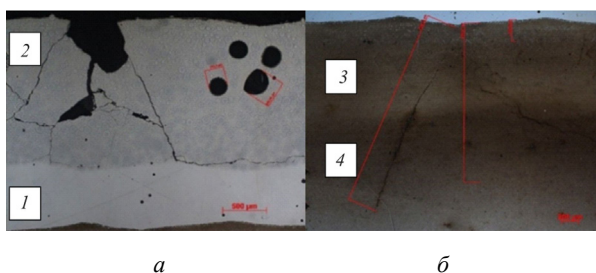


Рис. 10. Микроструктура образца 3: *a* – общий вид,  $\times 20$ ; *б* – линия сплавления,  $\times 30$ ; 1 – 1-й наплавленный слой; 2 – 2-й наплавленный слой; 3 – ЗТВ; 4 – основного металла

Таблица 3

Сводные данные о структуре и дефектах в наплавленном слое исследуемых образцов

Номер образца	Структура	Твердость, НВ	Вид дефектов	Средний размер дефектов, мм
Образец 1	Stellite 6	490...520	Поры	0,046–0,28
Образец 2	ПР-НХ8СЗР2	500...515	Поры	<b>0,08</b>
Образец 3	Inconel 625с вкраплениями WC	300...1380	Поры, трещины	0,2–0,3 и больше

Таблица 4

Сводные данные о структуре и дефектах в зоне термического влияния исследуемых образцов

Номер образца	Структура	Твердость, НВ	Вид дефектов	Средний размер дефектов, мм
Образец 1	Мартенсит + ост.аустенит	370...505	Отсутствуют	–
Образец 2	Мартенсит + ост.аустенит	380...650	Микротрещины	0,9
Образец 3	Мартенсит + ост.аустенит	360...470	Микротрещины	2,3

По результатам исследования микроструктуры лазерной наплавки можно сделать заключение, что:

- наплавленный слой имеет структуру, заданную наплавленным материалом; во всех образцах наблюдаются дефекты; только размер пор образца 2 вписывается в нормы, установленные заказчиком;

- зона термического влияния имеет структуру мартенсита и остаточного аустенита; в образцах 2 и 3 наблюдается наличие микротрещин (одна трещина расположена под углом  $135^\circ$  на всю ширину ЗТВ; другая трещина расположена под углом  $70^\circ$  на всю ширину ЗТВ и «прорастает» в основной металл), в образце 1 их нет.

## 2. Численное моделирование термических циклов и фазовых превращений при лазерной наплавке

Структура и твердость сталей в значительной степени зависят от режима термической нагрузки, что характеризуется максимальной температурой

нагрева рассматриваемого объема материала и скорости охлаждения. При наплавке, в том числе и лазерной, термические циклы в зоне термического влияния носят пиковый характер, т.е. наблюдается нагрев с высокими скоростями, отсутствие выдержки и достаточно резкое охлаждение.

При численном моделировании результаты расчета зависят от корректности и адекватности выбранной модели геометрии тела, модели свойств и модели нагружения. Геометрия тела является несложной и легко создается с учетом мелкого разбиения на элементы у поверхности цилиндрического тела там, где ожидается наибольшие градиенты рассчитываемого параметра. Модель свойств задается по справочным данным для стали 40Х или близким по химическому составу [15].

Модель теплового источника создается в соответствии с фактическими параметрами состояния материала при воздействии луча лазера. Поскольку глубина проплавления при наплавке небольшая (см. табл. 2), то вполне можно принять для моделирования поверхностный источник тепла. При этом распределение мощности источника тепла задавалось нормальным распределением. Нормальное (Гауссово) распределение задавалось следующими параметрами:  $\omega$  – характерный радиус пучка (расстояние от центра пучка, на котором интенсивность уменьшается в  $2e$  раза),  $I_0$  – максимум интенсивности,  $I$  – интенсивность. В нашем случае характерный радиус пучка был принят в зависимости от ширины пятна нагрева детали лазером и составил 1,6 мм. Такое моделирование показало достаточно хорошую адекватность реальным процессам наплавки [16; 17].

В модели источника тепла важно также корректно учесть долю мощности источника тепла, которая непосредственно или через нагретый до высоких температур порошок вкладывается в разогрев основного металла. Эффективность лазерной порошковой наплавки варьируется от 30 до 90 % в зависимости от материала детали и покрытия, от геометрии детали, от качества подготовки поверхности (отражающей способности наплавленного покрытия). В расчетах эффективность источника наплавки принята равной 70 %.

Численное моделирование тепловых потоков при наплавке осуществлялось на основе использования метода конечных элементов для решения трехмерной нестационарной теплопроводности. Моделирование тепловых процессов осуществлялось для всех трех технологических проб на основании данных, приведенных в табл. 1. По результатам расчета анализировались термические циклы в точках по радиусу вглубь тела от поверхности (ось  $z$ ), как показано на рис. 11. Результаты расчета показали, что температурное поле вокруг источни-



ка тепла становится квазистационарным после того, как источник прошел  $45^\circ$  от начала движения, поэтому именно для этой плоскости проводятся остальные результаты расчета.

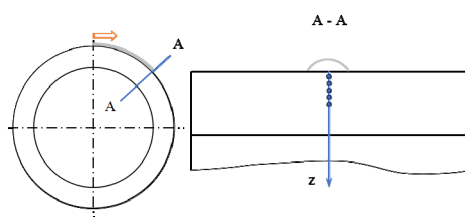


Рис. 11. Схема расположения точек измерения температуры

На рис. 12 показаны графики термических циклов в указанных точках для образца 11; для остальных образцов они аналогичны.

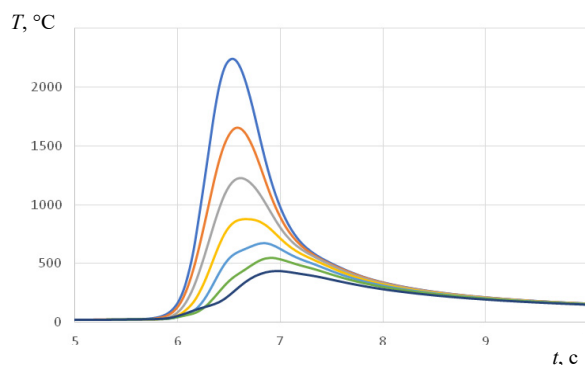


Рис. 12. Температурные циклы в точках радиуса по оси шва, отстоящего на  $45^\circ$  от начала движения источника образца 1, в точках расположенных по оси  $z$  на глубине: — 0 мм; — 0,5 мм; — 1,0 мм; — 1,5 мм; — 2,0 мм; — 2,5 мм; — 3,0 мм

Результаты расчета температурных полей при наплавке позволяют установить геометрию наплавленного валика по изотерме температуры плавления ( $1420^\circ\text{C}$ ): для образца 1 глубина проплавления составляет 0,77 мм, для образца 2 – 0,95 мм и для образца 3 – 0,8 мм. Положение границы перехода от зоны термического влияния к основному металлу можно оценивать по расположению точек с максимальной температурой, равной температуре начала перекристаллизации ( $727^\circ\text{C}$ ) [18], для образца 1 расположение этой границы от поверхности составляет 1,87 мм, для образца 2 – 2,26 мм и для образца 3 – 2,04 мм. Соответственно, определенная по расчетным данным ширина ЗТВ составляет: для образца 1 – 1,01 мм, для образца 2 – 1,31 мм и для образца 3 – 1,24 мм.

### 3. Моделирование фазовых превращений при наплавке в ЗТВ

Прогнозирование фазовых превращений в ЗТВ при сварке/наплавке осуществляется по известной методике [19–21] по максимальной темпе-

ратуре нагрева, скорости охлаждения и времени пребывания в интервале температур. Диаграмма изотермического распада аустенита стали 40X рассматривает распад аустенита, начиная с  $840^\circ\text{C}$ , поэтому для прогнозирования предполагаемой структуры в ЗТВ при наплавке с помощью этой диаграммы необходимо наложить на нее термические циклы с максимальной температурой  $840^\circ\text{C}$  и выше. Термический цикл должен быть представлен в логарифмических координатах оси времени. Однако для более точного анализа фазовых превращений в зоне термического влияния следует учитывать и скорость нагрева.

При непрерывном нагреве превращение перлита в аустенит протекает в некотором интервале температур. На рис. 13 приведена термокинетическая диаграмма, которая дает представление о температурах превращения перлита в аустенит при различных скоростях нагрева для стали, близкой по химическому составу к стали 40X. Начало превращения ферритно-карбидной структуры в аустенитную на термокинетической диаграмме соответствует температурам чуть выше  $A_{c1}$ , конец полиморфного  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения – температурам линии  $A_{c3}$  и полное растворение карбидов – температурам, образующим линию  $A_{cm}$ . Чем выше скорость нагрева, тем при более высокой температуре происходит превращение ферритно-цементитной структуры (перлита) в аустенитную. Интервал температур, в котором протекает превращение перлита в аустенит, тем больше, чем выше скорость нагрева, поэтому при скоростном нагреве (например, токами высокой частоты) температура нагрева для аустенитизации стали должна быть выше, чем при сравнительно медленном печном нагреве [22].

Поэтому при быстром нагреве во время наплавки температура образования аустенита выше, чем при медленном печном нагреве. Это необходимо учитывать для корректного моделирования фазовых процессов при наплавке. Зная скорости нагрева, можно откорректировать размеры глубины проплавления и ширины зоны термического влияния (очевидно, они уменьшатся) по новым, увеличенным значениям максимальных температур. Однако важно не столько это уточнение, сколько уточнение моделирования фазовых превращений в ЗТВ.

На ветви нагрева термического цикла точек ЗТВ есть практически линейный участок резкого увеличения температуры (как правило, с  $270 \dots 300$  до  $750 \dots 780^\circ\text{C}$ ), скорость нагрева оценивалась именно на этом температурном интервале. Для точек с максимальной температурой  $840^\circ\text{C}$  эта скорость составляла: для образца 1 –  $1559^\circ\text{C}/\text{с}$  в точке на расстоянии 1,58 мм от поверхности; для

образца 2 – 837 °C/c, 1,9 мм; для образца 3 – 806 °C/c, 1,76 мм.

По термокинетической диаграмме несложно видеть, что для этих скоростей нагрева температура  $A_{c3}$  «поднимается» с 770 °C [11] до 915...930 °C, т.е. увеличение температуры составляет 145...160 °C. Следовательно, для корректного использования диаграммы распада аустенита необходимо использовать циклы с максимальной температурой нагрева для образца 1 – 930 °C и более, для образца 2 – 920 °C и для образца 3 – 915 °C.

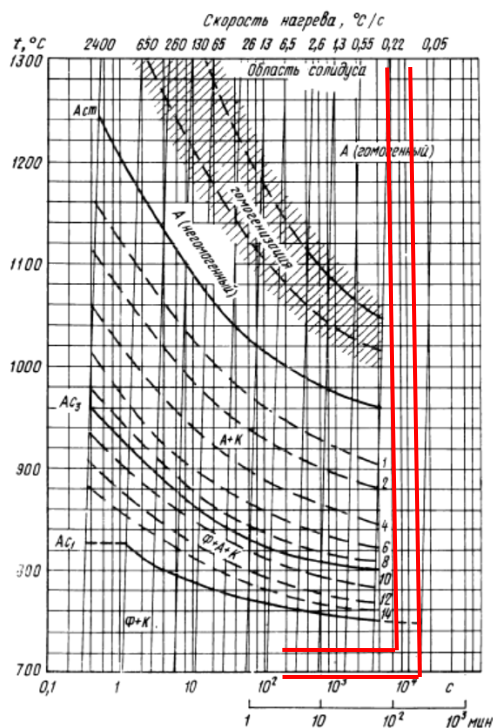


Рис. 13. Термокинетическая диаграмма превращения аустенитно-ферритно-карбидной структуры в аустенит:  $A_{c1}$  – начало  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения,  $A_{c3}$  – конец  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения,  $A_{cm}$  – конец растворения карбидов. Цифры у кривых указывают количество не растворившихся в аустените карбидов (%) при данном нагреве [22]

Диаграмма изотермического распада аустенита стали, близкой по химическому составу к стали 40X [23], с наложенными ветвями охлаждения термических циклов указанных максимальных температур представлена на рис. 14.

Несложно видеть, что для всех исследуемых вариантов в результате охлаждения в ЗТВ будет образована мартенситная структура, причем для той части ЗТВ, которая ближе к линии сплавления, – только мартенсит, а той части ЗТВ, которая дальше, – мартенсит и остаточный аустенит, что подтверждается данными натурального эксперимента.

Используя описанный способ (расчет термического цикла для определенной точки и наложения его ветви охлаждения на диаграмму распада

аустенита), можно подобрать такую температуру предварительного подогрева, которая исключит образование мартенситной структуры и обеспечит снижение вероятности образования технологических трещин.

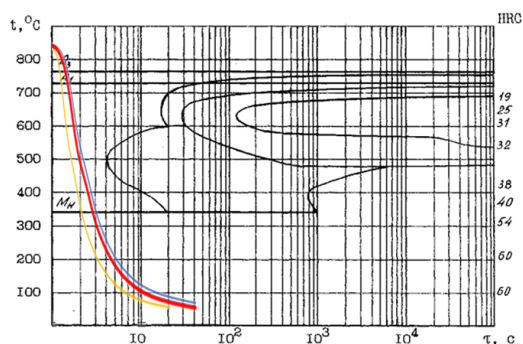


Рис. 14 – Диаграмма изотермического распада аустенита стали 40X с кривыми охлаждения для точек ЗТВ: — — — образца 1; — — — образца 2; — — — образца 3

Такие исследования были проведены для технологической пробы 2 (наплавляемый материал порошок НХ8С3Р2). Предварительно были выбраны следующие температуры подогрева: 100, 200 и 300 °C. Для дальнейшего анализа использовались уже рассчитанные массивы температур, полученные для пробы 2, и выбирались термические циклы на оси z с максимальной температурой 820, 720 и 620 °C. Очевидно, что кривые охлаждения этих термических циклов являются более пологими, и при их наложении на диаграмму распада аустенита оказалось, что в модели подогрева на 100 °C кривая охлаждения заходит в зону образования бейнита и выходит из нее до линии температуры начала образования мартенсита ( $M_n$ ), т.е. в части ЗТВ, близкой к линии сплавления, как и без подогрева, вероятно образование мартенситной структуры. При моделировании подогрева на 200 и 300 °C прогнозировалось образование бейнитной структуры. Уточненный расчет показал, что минимальное значение подогрева составляет 180 °C. Чтобы гарантированно избежать образование мартенсита в ЗТВ рекомендуется осуществлять подогрев при лазерной наплавке на 200...220 °C.

Как известно, предварительный подогрев оказывает позитивное влияние не только на снижение вероятности образования закалочных структур, но и значений параметров напряженно-деформированного состояния как в наплавленном слое, так и в ЗТВ [24]. Вместе с тем предварительный подогрев наплавляемой детали может быть дополнительной, сложной технологической операцией особенно для деталей с непростой геометрией, однако применение лазерных технологий позволяет решать и такую технологическую задачу.



Полученные результаты являются основанием для следующей серии экспериментов, которые позволят определить оптимальное соотношение наплавляемого материала, параметров режима наплавки и температуры подогрева для заданного материала и требуемой величины твердости при отсутствии дефектов.

### Заключение

Лазерная наплавка является достаточно распространенным методом восстановления изношенных стальных деталей, в том числе из стали 40X.

При исследовании образцов технологических проб с различным наплавляемым материалом («Стеллит 6», порошок НХ8С3Р2, «Инконель 625») было установлено, что в образце с наплавленным слоем из ПР-НХ8С3Р2 отсутствуют трещины, а размер пор минимален.

Моделирование тепловых процессов при наплавке на цилиндрическую поверхность порошка НХ8С3Р2 позволило рекомендовать предварительный подогрев на 200...220 °С для исключения образования мартенситной структуры в зоне термического влияния.

### Библиографический список

1. Восстановление деталей машин: справочник / Ф.И. Пантелеенко, В.П. Лялякин, В.П. Иванов, В.М. Константинов; под ред. В.П. Иванова. – М.: Машиностроение, 2003. – 672 с.
2. Технология ремонта машин / Е.А. Пучин, В.С. Новиков Н.А. Очковский [и др.]; под ред. Е.А. Пучина. – М.: КолосС, 2007. – 488 с.
3. Черноиванов В.И., Голубев И.Г. Восстановление деталей машин (Состояние и перспективы). – М.: ФГНУ «Росинформротех», 2010. – 376 с.
4. Соболева Н.Н. Повышение износостойкости NiCrBSi покрытий, формируемых газопорошковой лазерной наплавкой: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.09 / Место защиты: Ур. федер. ун-т имени первого Президента России Б.Н. Ельцина. – Екатеринбург, 2016. – 24 с.
5. Влияние наномодифицирующих добавок на свойства многослойного композиционного покрытия, получаемого при лазерной наплавке / А.Н. Черепанов, А.М. Оришич, В.Е. Овчаренко, А.Г. Маликов, В.О. Дроздов, А.П. Пшеничников // Физика металлов и металлосодение. – 2019. – Т. 120, № 1. – С. 107–112.
6. Пересторонин, А.В. Технология лазерной поверхностной модификации бандажных сталей карбидом вольфрама: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.02.07 / Место защиты: Моск. гос. техн. ун-т им. Н.Э. Баумана. – М., 2019. – 16 с.
7. Steel layer on surface of low carbon steel / Wang Ge, Fu Yuzhu, Yao Quantong, Tong Weiping // Heat Treatment of Metals. – 2021. – Vol. 46, no. 2. – P. 38–43.
8. Ye S., Liu Jianyong, Yang Wei Microstructure and properties of laser clad 316L stainless steel layer // Surface Technology. – 2018. – Vol. 47, no. 3. – P. 48–53.
9. Некрасов Р.Ю., Темпель О.А., Стариков А.И. Определение оптимальной толщины наплавки труднообрабатываемого материала для восстановления работоспособности изделия // Вестник МГТУ «Станкин». – 2021. – № 2 (57). – С. 66–70.
10. Александрова А.А., Базалеева К.О. Влияние исходного состояния порошка на структуру композиционного материала Инконель 625/ТГС, полученного методом лазерной наплавки // Ключевые тренды в композитах: наука и технологии: сборник материалов Международной научно-практической конференции. 2019. – С. 16–20.
11. Марочник сталей и сплавов. 2-е изд., доп. и испр. / А.С. Зубченко, М.М. Колосков, Ю.В. Каширский [и др.]; под общ. ред. А.С. Зубченко – М.: Машиностроение, 2003. – 784 с.
12. Муль Д.О. Поверхностное упрочнение среднеуглеродистой хромистой стали с использованием вневакуумной электронно-лучевой наплавки смесей порошковых карбидообразующих материалов: автореферат дис. ... канд. техн. наук: 05.16.09 / Место защиты: Новосиб. гос. техн. ун-т. – Новосибирск, 2015. – 20 с.
13. Афанасьева Л.Е., Раткевич Г.В. Лазерная наплавка покрытия NiCrBSiFe – WC с помощью многоканального лазера // Letters on Materials, 2018. – № 8 (3). – С. 268–273.
14. Хоменко М.Д. Сопряженные процессы теплопереноса, конвекции и формирования микроструктуры при лазерной наплавке с коаксиальной подачей металлических порошков: автореферат дис. ... канд. физ.-мат. наук: 05.27.03 / Место защиты: Моск. гос. ун-т им. М.В. Ломоносова. – М., 2019. – 18 с.
15. Сталь и сплавы. Марочник: справ. изд. / В.Г. Сорокин [и др.]; науч. ред. В.Г. Сорокин, М.А. Гервасьев. – М.: Интермет Инжиниринг, 2001. – 608 с.
16. Юе Ц., Петров П.Ю. Исследование тепловых процессов при лазерной наплавке цилиндрической детали // Материалы международной научно-практической онлайн-конференции «Междисциплинарные исследования науки, техники и образования (НТО-1)»; ГГНТУ им. акад. М.Д. Миллионщикова, Грозный, 2023. – С. 170–175. DOI: 10.34708/GSTOU.2023.47.94.027
17. Петров П.Ю., Юе Ц., Чепизубов И.Г. Моделирование тепловых процессов при восстановлении цилиндрических деталей // Наукосфера. – 2022. – № 3 (1). – С. 143–148.
18. Петров С.Ю. Анализ терминов и определений, используемых в ГОСТах по сварке. Термины: Сварное соединение, зона влияния и ее составные части // Сварочное производство. – 2017. – № 7. – С. 54–59.
19. Макаров Э.Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. – М.: Машиностроение, 1981. – 247 с.
20. Теория сварочных процессов: учеб. для вузов по спец. «Оборуд. и технология сварочн. пр-ва» / В.Н. Волченко, В.М. Ямпольский, В.А. Винокуров [и др.]; под ред. В.В. Фролова. – М.: Высш. шк., 1988. – 559 с.
21. Неклюдов А.Н., Григорьев П.А., Трошко И.В. Особенности компьютерного моделирования структурообразования на основе использования серии диаграмм анизотермического распада аустенита // Научно-технический вестник Брянского государственного универси-

гета. – 2022. – № 4. – С. 348–356. DOI: 10.22281/2413-9920-2022-08-04-348-356

22. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. *Материаловедение: учебник для машиностроительных вузов. – 2-е изд., перераб. и доп.* – М.: Машиностроение, 1983. – С. 155.

23. Попова Л.Е., Попов А.А. *Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: Справ. термиста. – 3-е изд., перераб. и доп.* – М.: Металлургия, 1991. – 500 с.

24. Абашкин Е.Е., Ткачева А.В. Влияние предварительного подогрева пластины на значения и распределение остаточных напряжений, образованных в результате наплавки // *Морские интеллектуальные технологии. – 2022. – № 3, часть 1.* – С. 310–318 DOI: 10.37220/МИТ.2022.57.3.040

## References

1. Panteleenko F.I., Lialiakina V.P., Ivanov V.P., Konstantinov V.M. *Vosstanovlenie detalei mashin: spravochnik [Restoration of machine parts: reference book].* Ed. V.P. Ivanova. Moscow: Mashinostroenie, 2003, 672 p.

2. Puchin E.A., Novikov V.S., Ochkovskii N.A. et al. *Tekhnologiya remonta mashin [Machine repair technology].* Ed. E.A. Puchina. Moscow: KolosS, 2007, 488 p.

3. Chernoi vanov V.I., Golubev I.G. *Vosstanovlenie detalei mashin (Sostoianie i perspektivy) [Restoration of machine parts (Status and prospects)].* Moscow: FGUN «Rosinformagrotekh», 2010, 376 p.

4. Soboleva N.N. *Povyshenie iznosostoikosti NiCrBSi pokrytii, formiruemykh gazoporoshkovoi lazernoii naplavkoi [Increase of wear resistance of NiCrBSi coatings formed by gas-powder laser cladding].* PhD. Thesis. Ekaterinburg, 2016, 24 p.

5. Cherepanov A.N., Orishich A.M., Ovcharenko V.E., Malikov A.G., Drozdov V.O., Pshenichnikov A.P. *Vliianie nanomodifitsiruiushchikh dobavok na svoi-stva mnogosloinogo kompozitsionnogo pokrytii, polucha-emogo pri lazernoii naplavke [Influence of nanomodifying additives on properties of multi-layer composite coating produced by laser cladding].* *Fizika metallov i metallovedenie*, 2019, vol. 120, no. 1, pp. 107–112.

6. Perestoronin, A.V. *Tekhnologiya lazernoii po-verkhnostnoi modifikatsii bandazhnykh stalei karbidom vol'frama [Technology of laser surface modification of bandaged steels with tungsten carbide].* PhD. Thesis. Moscow, 2019, 16 p.

7. Wang G., Fu Yu., Yao Q., Tong W. *Steel layer on surface of low carbon steel. Heat Treatment of Metals*, 2021, vol. 46, no. 2, pp. 38–43.

8. Ye S., Liu Jianyong, Yang W. *Microstructure and properties of laser clad 316L stainless steel layer. Surface Technology*, 2018, vol. 47, no. 3, pp. 48–53.

9. Nekrasov R.Iu., Tempel' O.A., Starikov A.I. *Opre-delenie optimal'noi tolshchiny naplavki trudnoob-rabatyvayemogo materiala dlia vosstanovleniia rabosposobnosti izdeliia [Determination of the optimal thickness of hard-to-machine material cladding for restoration of product operability]. Vestnik MGTU «Stankin»*, 2021, no. 2 (57), pp. 66–70.

10. Aleksandrova A.A., Bazaleeva K.O. *Vliianie iskhodnogo sostoiianiia poroshka na strukturu kompozitsionnogo materiala Inkonel' 625/TiC, poluchennogo metodom lazernoii naplavki [Influence of initial powder state on the structure of Inconel 625/TiC composite material produced by laser cladding method].* *Kliuchevye trendy v kompozitakh: nauka i tekhnologii: sbornik materialov Mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii*, 2019, pp. 16–20.

11. Zubchenko A.S., Koloskov M.M., Kashirskii Iu.V. *Marochnik stali i splavov [Steel and Alloys Grade Book].* 2nd. Ed. A.S. Zubchenko. Moscow: Mashinostroenie, 2003, 784 p.

12. Mul' D.O. *Poverkhnostnoe uprochnenie sredneuglerodistoi khromistoi stali s ispol'zovaniem vneva-kuumnoi elektronno-luchevoi naplavki smesei poroshkovykh karbidoobrazuiushchikh materialov [Surface hardening of medium-carbon chromium steel using off-vacuum electron-beam cladding of powder carbide-forming material mixtures].* PhD. Thesis. Novosibirsk, 2015, 20 p.

13. Afanas'eva L.E., Ratkevich G.V. *Lazernaia naplavka pokrytii NiCrBSiFe – WC s pomoshch'iu mnogo-kanal'nogo lazera [Laser cladding of NiCrBSiFe - WC coating using a multichannel laser].* *Letters on Materials*, 2018, no. 8 (3), pp. 268–273.

14. Khomenko M.D. *Sopriazhennye protsessy teploperenosa, konveksii i formirovaniia mikrostruktury pri lazernoii naplavke s koaksial'noi podachei metallicheskiikh poroshkov [Coupled processes of heat transfer, convection and microstructure formation during laser cladding with coaxial feeding of metal powders].* Abstract of PhD. Thesis. Moscow, 2019, 18 p.

15. Sorokin V.G. et al. *Stali i splavy. Marochnik: spravochnoe izdanie [Steels and alloys. Grade book: reference edition].* Ed. V.G. Sorokin, M.A. Gervas'ev. Moscow: Intermet Inzhiniring, 2001, 608 p.

16. Iue Ts., Petrov P.Iu. *Issledovanie teplovykh protsessov pri lazernoii naplavke tsilindricheskoi detali [Study of thermal processes at laser cladding of cylindrical part].* *Materialy mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi on-lain-konferentsii «Mezhdistsiplinarye issledovaniia nauki, tekhniki i obrazovaniia (NTO-1)»*. Groznyi, 2023, pp. 170–175. DOI: 10.34708/GSTOU.2023.47.94.027

17. Petrov P.Iu., Iue Ts., Chepizubov I.G. *Modelirovanie teplovykh protsessov pri vosstanovlenii tsilindricheskikh detalei [Modeling of thermal processes at restoration of cylindrical parts].* *Naukosfera*, 2022, no. 3 (1), pp. 143–148.

18. Petrov S.Iu. *Analiz terminov i opredelenii, ispol'zuemykh v GOSTakh po svarke. Terminy: Svarnoe soedinenie, zona vliianiia i ee sostavnye chasti [Analysis of terms and definitions used in the State Welding Standards. Terms: Welded joint, influence zone and its components].* *Svarochnoe proizvodstvo*, 2017, no. 7, pp. 54–59.

19. Makarov E.L. *Kholodnye treshchiny pri svarke legirovannykh stalei [Cold cracks in welding of alloy steels].* Moscow: Mashinostroenie, 1981, 247 p.

20. Volchenko V.N., Iampol'skii V.M., Vinokurov V.A. et al. *Teoriia svarochnykh protsessov [Theory of welding processes].* Ed. V.V. Frolova. Moscow: Vysshiaia shkola, 1988, 559 p.

21. Nekliudov A.N., Grigor'ev P.A., Troshko I.V. *Osobennosti komp'iuternogo modelirovaniia strukturo-obrazovaniia na osnove ispol'zovaniia serii diagramm anizotermicheskogo raspada austenita [Peculiarities of computer modeling of structure formation on the basis of using a series of diagrams of anisothermal decomposition of austenite].* *Nauchno-tekhnicheskii vestnik Brianskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2022, no. 4, pp. 348–356. DOI: 10.22281/2413-9920-2022-08-04-348-356

22. Lakhtin Iu.M., Leont'eva V.P. *Materialovedenie: uchebnik dlia mashinostroitel'nykh vuzov [Materials science: textbook for mechanical engineering universities].* 2nd. Moscow: Mashinostroenie, 1983, p. 155.

23. Popova L.E., Popov A.A. Diagrammy prevrashcheniya austenita v staliakh i beta-rastvora v splavakh titana: Sprav. Termista [Diagrams of austenite transformation in steels and beta-solution in titanium alloys: Terminologist's Reference.]. 3nd. Moscow: Metallurgiya, 1991, 500 p.

24. Abashkin E.E., Tkacheva A.V. Vliianie predvaritel'nogo podogreva plastiny na znachenii i raspredelenie ostatochnykh napriazhenii, obrazovannykh v rezul'tate naplavki [Effect of plate preheating on the values and distribution of residual stresses generated as a result of surfacing]. *Morskie intellektual'nye tekhnologii*, 2022, no. 3, chast' 1, pp. 310–318 DOI: 10.37220/MIT.2022.57.3.040

Поступила: 09.10.2023

Одобрена: 27.10.2023

Принята к публикации: 27.10.2023

### Об авторах

**Петров Павел Юрьевич** (Москва, Российская Федерация) – доцент, доцент кафедры «Технологии металлов» НИУ «МЭИ» (Российская Федерация, Москва, Красноказарменная ул., 14, e-mail: PetrovPY@mpei.ru).

**Родякина Регина Владимировна** (Москва, Российская Федерация) – доцент, доцент кафедры «Технологии металлов» НИУ «МЭИ» (Москва, Красноказарменная ул., 14, e-mail: RodiakinaRV@mpei.ru).

**Овечников Сергей Александрович** (Москва, Российская Федерация) – старший преподаватель кафедры «Технологии металлов» НИУ «МЭИ» (Российская Федерация, Москва, Красноказарменная ул., 14, e-mail: OvechnikovSA@mpei.ru).

**Юе Цзиньци** (Тайюань, Китайская народная Республика) – Тайюаньский научно-исследовательский

институт корпорации CCTEG-Xi'an, научный сотрудник (г. Тайюань, КНР e-mail: yuyejing1997@163.com).

**Пичев Василий Сергеевич** (Москва, Российская Федерация) – главный технолог АО «Плакарт» (Российская Федерация, г. Москва, г. Щербинка, Симферопольское шоссе, д.19, e-mail: v.pichev@plakart.pro).

### About the authors

**Pavel Yu. Petrov** (Moscow, Russian Federation) – Associate Professor, Associate Professor of the Department of Metal Technology of the NRU "MEI" (14, Krasnokazarmennaya str., Moscow, e-mail: PetrovPY@mpei.ru).

**Regina V. Rodyakina** (Moscow, Russian Federation) – Associate Professor, Associate Professor of Metals Technology Department of National Research University "MPEI" (14, Krasnokazarmennaya str., Moscow, e-mail: RodiakinaRV@mpei.ru).

**Sergey A. Ovechnikov** (Moscow, Russian Federation) – Senior Lecturer of the Department of Metal Technology of NRU "MEI" (14, Krasnokazarmennaya str., Moscow, e-mail: OvechnikovSA@mpei.ru).

**Yue Jinqi** (Taiyuan, China) – Taiyuan Research Institute of CCTEG-Xi'an Corporation, Researcher (Taiyuan, China e-mail: yuyejing1997@163.com).

**Vasily S. Pichev** (Moscow, Russian Federation) – Chief Technologist of JSC "Plakart" (19, Simferopol highway, Shcherbinka, Moscow, e-mail: v.pichev@plakart.pro).

**Финансирование.** Исследование не имело спонсорской поддержки.

**Конфликт интересов.** Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

**Вклад авторов** равноценен.