



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Особенности строения градиентных слоев «сталь – Inconel – сталь», полученных методом прямого лазерного выращивания

Светлана Долгова^{1, а}, Александр Маликов^{2, б}, Александр Голышев^{2, в}, Аэлита Никулина^{3, д, *}

¹ Новосибирский завод полупроводниковых приборов «Восток», ул. Дачная, 60, г. Новосибирск, 630082, Россия

² Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, ул. Институтская, 4/1, г. Новосибирск, 630090, Россия

³ Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0003-3918-273X>,  svetlanadolgova99@gmail.com; ^б  <https://orcid.org/0000-0003-1268-8546>,  smalik707@yandex.ru;

^в  <https://orcid.org/0000-0002-4243-0602>,  alexgol@itam.nsc.ru; ^д  <https://orcid.org/0000-0001-9249-2273>,  a.nikulina@corp.nstu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.725

История статьи:

Поступила: 13 июня 2025

Рецензирование: 27 июня 2025

Принята к печати: 22 июля 2025

Доступно онлайн: 15 сентября 2025

Ключевые слова:

Аддитивные технологии

Микроструктура

Градиентные слои

Фазовый состав

Аустенитная сталь 316L

Никелевый сплав Inconel 625

Финансирование

Работа выполнена в рамках государственного задания Института теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН № 124021500015-1.

Благодарности

Эксперименты по прямому лазерному выращиванию выполнены на базе ЦКП «Механика» ИТПМ СО РАН. Структурные исследования выполнены в ЦКП ССМ НГТУ и НОЦ в области машиностроения НГТУ.

АННОТАЦИЯ

Введение. Традиционно наиболее распространенной технологией получения деталей из никелевых сплавов является литье с последующей термической обработкой для формирования необходимого фазового состава. Существенными недостатками материала в данном случае считаются сегрегация химических элементов, наличие крупных нежелательных включений фазы Лавеса и эвтектик, а также неравномерное распределение упрочняющих фаз по сечению заготовки. При этом многие сложнопрофильные детали собираются в единую комбинированную конструкцию с использованием сварки. Анализ особенностей упрочнения никелевых сплавов и изделий, которые изготавливают из них, показывает, что перспективным способом формирования таких заготовок являются аддитивные технологии. Структура и фазовый состав объемов материала, формируемых послойным нанесением, будет существенно отличаться от материалов, получаемых традиционными способами. В случае получения комбинированных конструкций аддитивными способами выявление закономерностей формирования структуры и фазового состава материалов становится еще более сложной задачей. Поэтому **цель данной работы** заключается в выявлении особенностей строения градиентных слоев «сталь – никелевый сплав – сталь», полученных методом прямого лазерного выращивания. **В работе исследованы** разнородные соединения, изготовленные с использованием установки «Наплавочно-сварочный комплекс на базе многокоординатной руки и волоконного лазера» в Институте теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН и с реализацией технологии прямого лазерного выращивания. **Методы исследования.** Для структурных исследований полученных слоев применялись световой микроскоп Carl Zeiss A1Z и растровый электронный микроскоп Carl Zeiss EVO 50 XVP с энергодисперсионной приставкой INCA X-Act. Фазовый состав образцов определяли на рентгеновском дифрактометре ARL X'TRA. ДюрOMETРИЧЕСКИЕ испытания проводили на твердомере по Виккерсу Wolpert Group 402 MVD. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что максимальная высота массивов (до 7 мм) формируется при реализации режимов 1000 Вт, скорость сканирования 35 мм/с; 1500 Вт, скорость сканирования 15 мм/с; при этом в первом случае происходит минимальное перемещение материалов на границе сплавления. Во всех композициях присутствуют дефекты в виде не расплавленных частиц порошка, а также трещины в первых слоях стали. При наплавке Inconel 625 на сталь 316L в переходной зоне, где по химическому составу образуются сплавы на основе железа, последовательно реализуются режимы затвердевания FA (феррит – аустенит), AF (аустенит – феррит) и A (аустенит). При наплавке стали 316L на Inconel 625 в переходной зоне реализуется режим затвердевания с образованием только фазы аустенита. Уровень микротвердости для стали 316L составляет 230 ± 15 HV, для Inconel 625 он равен 298 ± 20 HV.

Для цитирования: Особенности строения градиентных слоев «сталь – Inconel – сталь», полученных методом прямого лазерного выращивания / С.В. Долгова, А.Г. Маликов, А.А. Голышев, А.А. Никулина // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 3. – С. 205–220. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-205-220.

Введение

Никелевые сплавы используются для изготовления ответственных деталей во многих областях промышленности, таких как авиастроение, энергетическая, нефтехимическая отрасли, морская промышленность, благодаря сочетанию высоких показателей коррозионной

*Адрес для переписки

Никулина Аэлита Александровна, д.т.н., профессор
Новосибирский государственный технический университет,
пр. К. Маркса, 20,
630073, г. Новосибирск, Россия
Тел.: 8 (383) 346-11-71, e-mail: a.nikulina@corp.nstu.ru

стойкости и механических свойств при умеренно высоких температурах. Высокий уровень прочности данных сплавов обеспечивается определенным фазовым составом, что обуславливается наличием тех или иных легирующих элементов и соответствующим механизмом упрочнения [1–3].

Традиционно наиболее распространенной технологией получения деталей из никелевых сплавов является литье с последующей термической обработкой для формирования необходимого фазового состава [4]. Существенными недостатками материала в данном случае считаются сегрегация химических элементов, наличие крупных нежелательных включений фазы Лавеса и эвтектик [5, 6], а также неравномерное распределение упрочняющих фаз по сечению заготовки [7]. При этом многие сложнопрофильные детали собираются в единую комбинированную конструкцию с использованием сварки. Анализ особенностей упрочнения никелевых сплавов и изделий, которые получают из них, показывает, что перспективным способом формирования таких заготовок являются аддитивные технологии [8–12]. Во-первых, при этом решается проблема изготовления сложнопрофильных деталей. Во-вторых, более высокие скорости охлаждения по сравнению с традиционными способами позволят снизить сегрегацию химических элементов. В-третьих, послойная наплавка приводит к повтору термических циклов, что может обеспечить выделение упрочняющих фаз непосредственно в процессе выращивания. Кроме того, данная технология позволяет получать комбинированные конструкции, за счет

чего снижается объем использования более дорогих материалов.

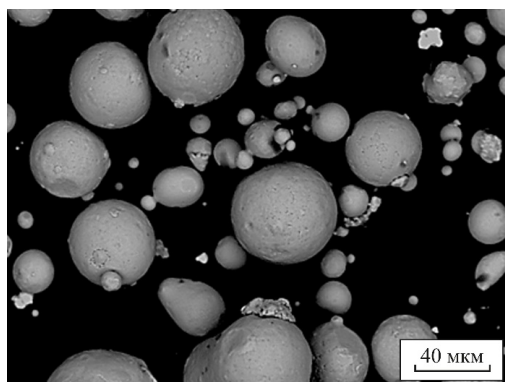
Таким образом, можно утверждать, что структура и фазовый состав объемов материала, формируемых послойным нанесением, будет существенно отличаться от материалов, изготавливаемых традиционными способами. Несмотря на то что в научной литературе достаточно активно обсуждается данный вопрос, в настоящее время нет четко сформированного понимания о структурно-фазовом состоянии различных сплавов, полученных аддитивными технологиями, поскольку используемые методы и режимы выращивания могут существенно отличаться. В случае получения комбинированных конструкций аддитивными способами выявление закономерностей формирования структуры и фазового состава материалов становится еще более сложной задачей [13–15].

Целью настоящей работы является выявление особенностей строения градиентных слоев «сталь – никелевый сплав – сталь», полученных методом прямого лазерного выращивания.

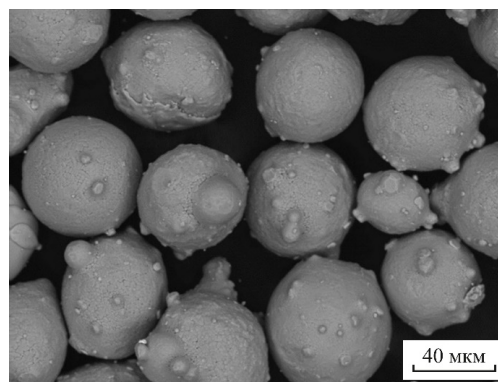
Методика исследований

Материалы исследования

Для формирования образцов использовались порошки никелевого сплава Inconel 625 и стали AISI 316L с размером частиц 50...70 и 15...45 мкм соответственно (рис. 1). В качестве подложки применялась пластина из стали 12X18H10T с размерами 50×50×5 мм. Химический состав исходных материалов представлен в табл. 1.



а



б

Рис. 1. Частицы порошков Inconel 625 (а) и AISI 316L (б)

Fig. 1. Particles of Inconel 625 (a) and AISI 316L (б) powders

Таблица 1

Table 1

Химический состав исследуемых материалов**Chemical composition of the materials**

Материал / Material	Химический элемент, вес. % / Chemical element, wt. %								
	Fe	Ni	Cr	C	Mo	Nb	Ti	S	P
316L	Осн.	8,84	18,69	0,03	2,50	–	0,71	0,013	0,015
Inconel 625	3,8	Осн.	19,16	0,1	8,1	3,36	0,28	0,011	0,01
0.12 C-18 Cr-10 Ni-Ti	Осн.	7,852	18,16	0,027	–	–	0,002	0,002	0,027

Получение образцов

Изготовление разнородных соединений проводилось с использованием установки «Наплавочно-сварочный комплекс на базе многокоординатной руки и волоконного лазера мощностью 3 кВт (IPGphotonics) и длиной волны излучения 1,07 мкм» в Институте теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН. В качестве технологии формирования образцов была выбрана методика прямого лазерного выращивания, при которой порошок подается через коаксиальное сопло в локальную ванну жидкого расплава, созданную лазерным

излучением. Данный метод благодаря высокой скорости сканирования и ускоренного охлаждения позволяет уменьшить влияние градиента температур и снизить вероятность формирования вторичных фаз в зоне соединения. В качестве защитного газа использовался аргон. Режимы наплавки представлены в табл. 2 [16]. Печать образцов происходила в одном направлении. Последовательно формировали по 4 слоя каждого материала в порядке «сталь – никелевый сплав – сталь». Перекрытие предыдущего слоя последующим составляло 50 %, что предполагает обеспечение формирования плавного перехода между материалами.

Таблица 2

Table 2

Режимы наплавки образцов**Deposition parameters for specimens**

Режим / Mode	Мощность излучения, Вт / Power, W	Скорость сканирования, мм/с / Speed, mm/s	Расход порошка, г/мин / Consumption, g/min.	Диаметр пучка, мм / Beam diameter, mm
1	1000	35	12	4,1
2	1250	25		
3	1500	15		

Структурные исследования

Для структурных исследований использовались световой микроскоп Carl Zeiss A1Z и растровый электронный микроскоп Carl Zeiss EVO 50 XVP. Пробоподготовка образцов выполнялась по стандартной методике с применением этапов шлифования и полирования. Для выявления микроструктуры соединений производилось электролитическое травление в 10%-м водном растворе щавелевой кислоты.

Анализ химического состава образцов в зоне соединения разнородных материалов выполняли с использованием методики микрорентгеноспектрального анализа с применением энергодиспер-

сионной приставки INCA X-Act, установленной на растровый электронный микроскоп.

Фазовый состав образцов определяли на рентгеновском дифрактометре ARL X'TRA с источником рентгеновского излучения $\text{MoK}\alpha_1/\alpha_2$ ($\lambda = 0,7093 \text{ \AA}$) с величиной шага $\Delta 2\theta = 0,03^\circ$ и временем накопления 5 с на точку.

ДюрOMETрические испытания проводили на твердомере по Виккерсу Wolpert Group 402 MVD при нагрузке 100 г на алмазный индентор и выдержке 10 с.

Результаты и их обсуждение

Пример полученной комбинированной конструкции представлен на рис. 2. При наплавке

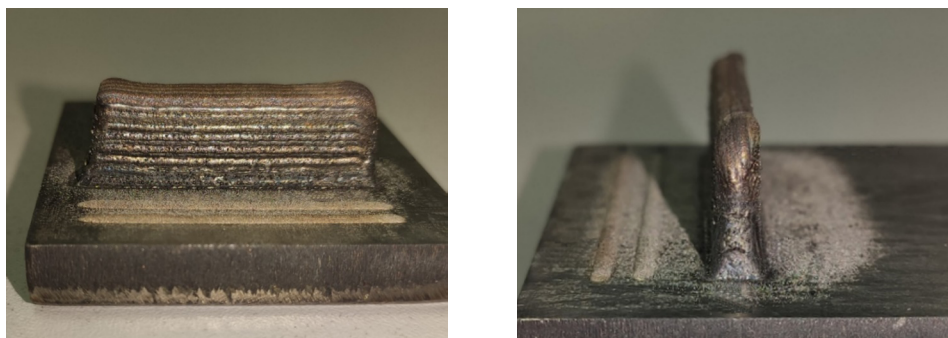


Рис. 2. Пример полученного образца

Fig. 2. Example of a fabricated specimen

происходит формирование ровной стенки без видимых трещин на поверхности образца. Высота массивов при реализации режимов 1 и 3 достигает 7 мм, режима 2 – 5 мм. Для исследования микроструктуры образцов биметаллическую конструкцию разрезали по плоскости перпендикулярно выращенным слоям.

Однородные слои, полученные из порошка хромоникелевой стали или никелевого сплава,

имеют характерное дендритное строение с формированием равноосных и удлиненных дендритов. При переходе от одного слоя к другому и на границах массива, где происходил ускоренный теплоотвод, преобладают удлиненные дендриты, для которых характерно наличие осей второго порядка (рис. 3).

На краях массивов независимо от режимов выращивания зафиксированы сферические ча-

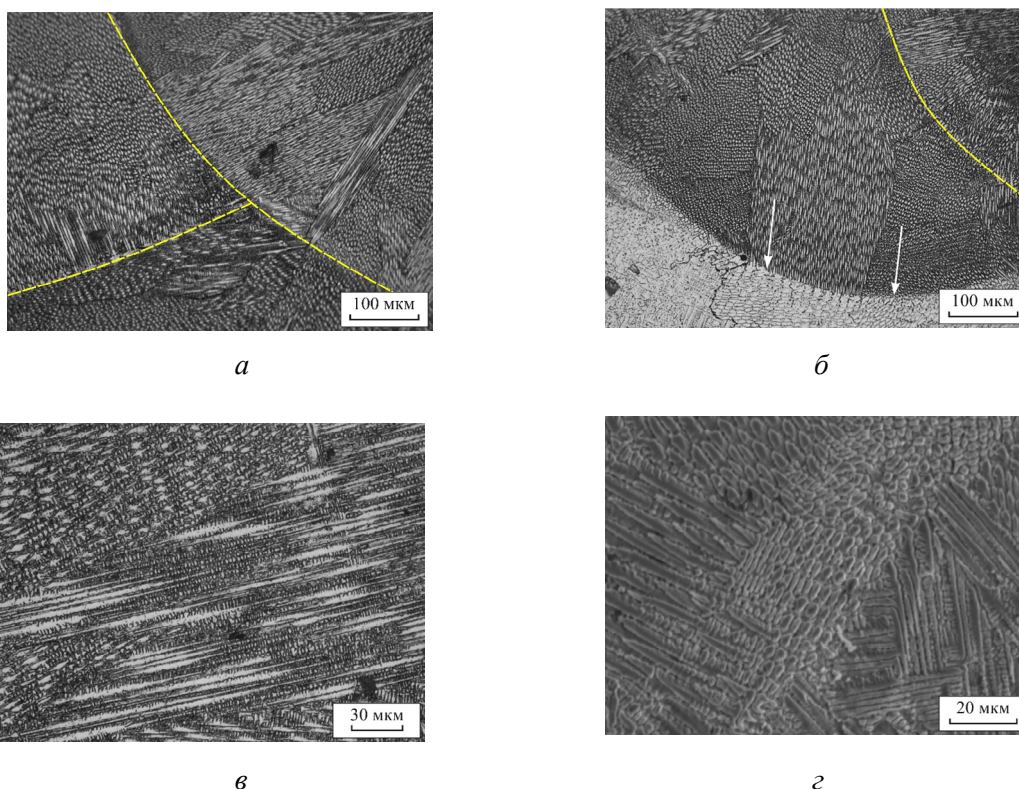


Рис. 3. Расположение удлиненных дендритов:

a – граница переходных слоев; *б* – переход разнородных материалов; *в* – край массива; *г* – оси второго порядка в удлиненных дендритах

Fig. 3. Location of elongated dendrites:

a – transition layers boundary; *б* – dissimilar material interface; *в* – layer edge; *г* – secondary arms in elongated dendrites

стицы диаметром от 25 до 40 мкм (рис. 4, а, б), представляющие собой не расплавленные или частично расплавленные частицы исходного порошка, что является особенностью реализации технологии прямого лазерного выращивания [17, 18]. Можно также отметить появление трещин как на границе разнородных материалов (рис. 4, в, г), так и на границе сплавления однородных материалов, что связано с термическими напряжениями, возникающими при формировании разнородных градиентных материалов.

Последовательное нанесение четырех слоев при смене материала обеспечило формирование плавных переходов между разнородными материалами. При этом фиксируется видимая граница раздела и зоны перемешивания для обеих комбинаций (рис. 5–7). Их появление может быть вызвано высокой скоростью плавления, что приводит к формированию нестабильной ванны расплава [17, 19, 20]. Данные зоны характерны для всех режимов наплавки, однако можно заметить, что с уменьшением мощности наплавки

количество и ширина этих областей уменьшаются. При наплавке никелевого сплава Inconel 625 на сталь 316L области перемешивания имеют более четкие границы (рис. 8, а) по сравнению с областями перемешивания, образовавшимися при наплавке аустенитной стали на никелевый сплав (рис. 8, б).

На рис. 9 представлено распределение химических элементов по линии, расположенной перпендикулярно переходной зоне при наплавке никелевого сплава на сталь. Во всех случаях наблюдается широкая переходная зона. Как можно заметить, при реализации режима 1 (1000 Вт, 35 мм/с) концентрации железа и никеля выравниваются через 50 мкм от видимой границы сплавления между разнородными материалами уже на первом наплавленном слое (рис. 9, а). На втором режиме (1250 Вт, 25 мм/с) концентрации никеля и железа начинают выравниваться на расстоянии 500...600 мкм от видимой границы сплавления (рис. 9, б). Этот участок практически соответствует видимой границе второго наплавленного слоя никелевого сплава.

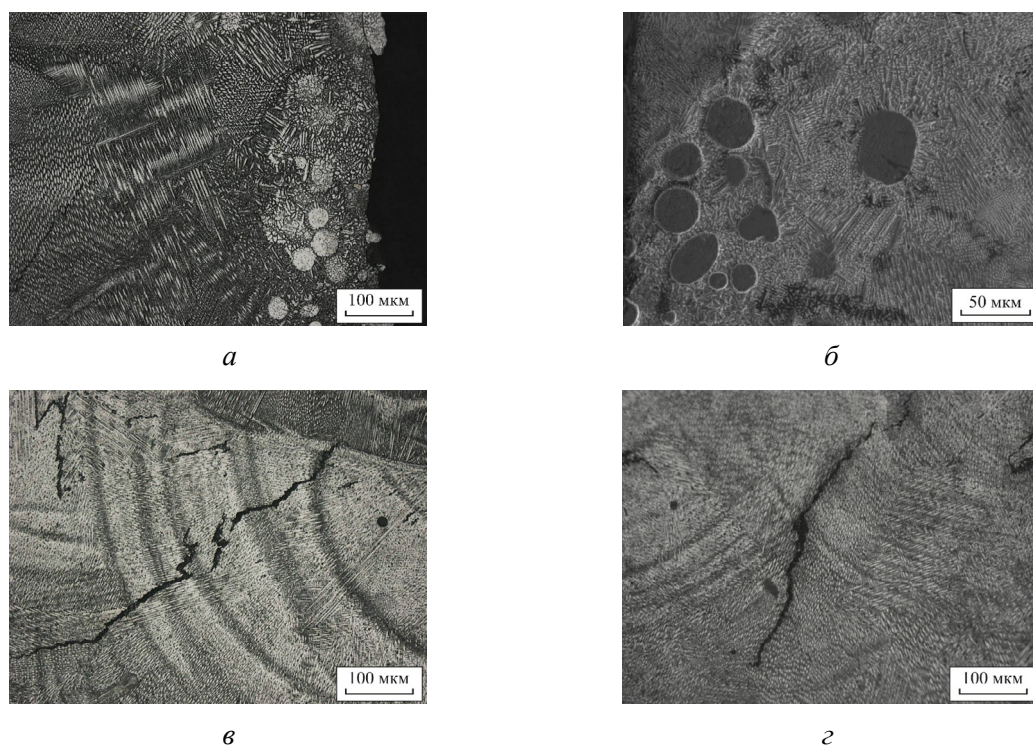


Рис. 4. Дефекты в полученных материалах: не расплавившиеся частицы на границах массива при режиме 1 (а) и режиме 2 (б), термические трещины на границе разнородных (в) и однородных (г) материалов

Fig. 4. Defects in fabricated materials: unmelted particles at layer boundaries in mode 1 (а) and mode 2 (б); thermal cracks at the dissimilar material interface (в) and within the homogeneous material (г)

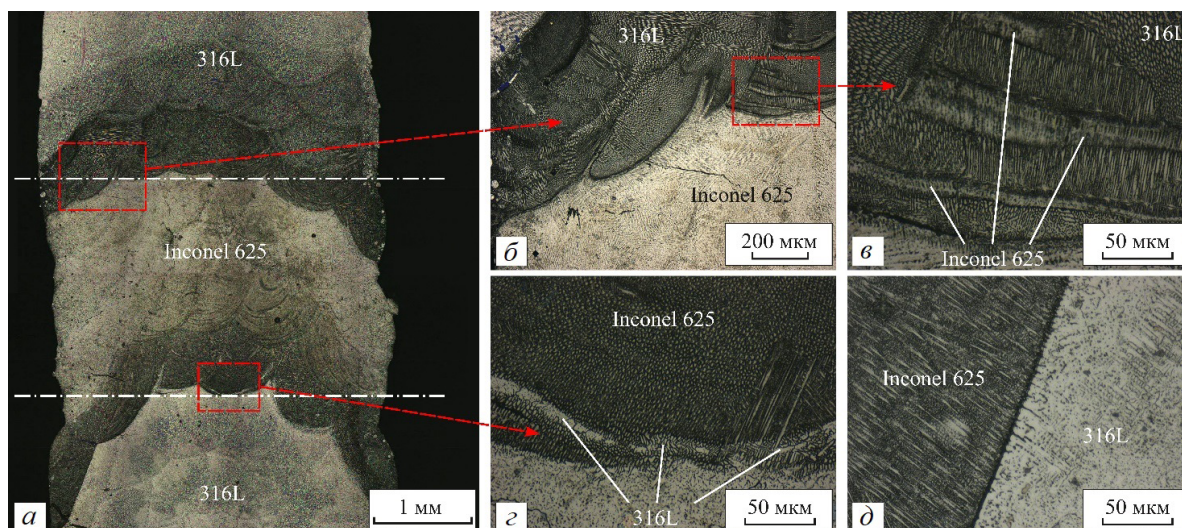


Рис. 5. Поперечное сечение образца, изготовленного по режиму 1:

a – общий вид; *б* – граница «Inconel 625 – сталь 316L»; *в* – зоны перемешивания никелевого сплава со сталью; *г* – граница «сталь 316L – Inconel 625» с зоной перемешивания; *д* – четкая граница соединения

Fig. 5. Cross-section of specimen fabricated using mode 1:

a – general view; *б* – Inconel 625 – 316L stainless steel interface; *в* – mixing zones of nickel alloy and steel; *г* – 316L stainless steel – Inconel 625 interface with mixing zone; *д* – clear interface region

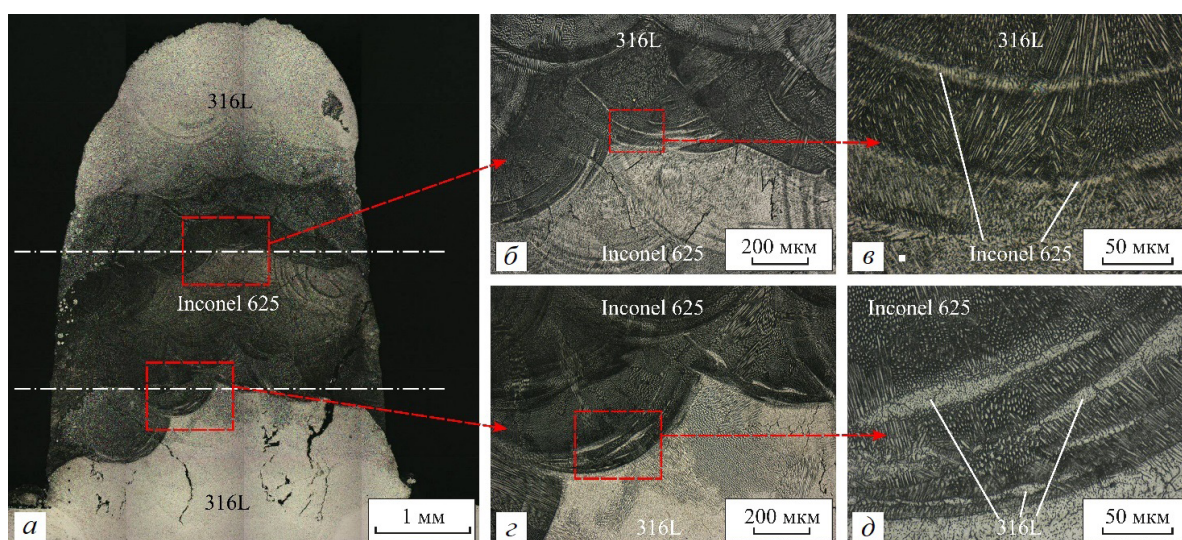


Рис. 6. Поперечное сечение образца, изготовленного при режиме 2:

a – общий вид; *б* – граница «Inconel 625 – сталь»; *в* – зоны перемешивания никелевого сплава со сталью; *г* – граница «сталь 316L – Inconel 625»; *д* – зоны перемешивания стали с никелевым сплавом

Fig. 6. Cross-section of specimen fabricated using mode 2:

a – general view; *б* – Inconel 625 – 316L stainless steel interface; *в* – mixing zones of nickel alloy and steel; *г* – 316L stainless steel – Inconel 625 interface; *д* – mixing zones of steel and nickel alloy

На третьем режиме (1500 Вт, 15 мм/с) выравнивание концентраций происходит существенно выше границы второго наплавленного слоя никелевого сплава и соответствует расстоянию 800...900 мкм от видимой границы сплавления разнородных материалов (рис. 9, в). На этих участках перехода концентрация никеля ниже,

чем в исходном никелевом сплаве, и находится на уровне 35–45 вес. %. Ниже видимой границы сплавления разнородных материалов участки стали соответствуют исходному составу с незначительно более высоким содержанием никеля (до 11 вес. %). Согласно данным количественного микрорентгеноспектрального анализа, зоны

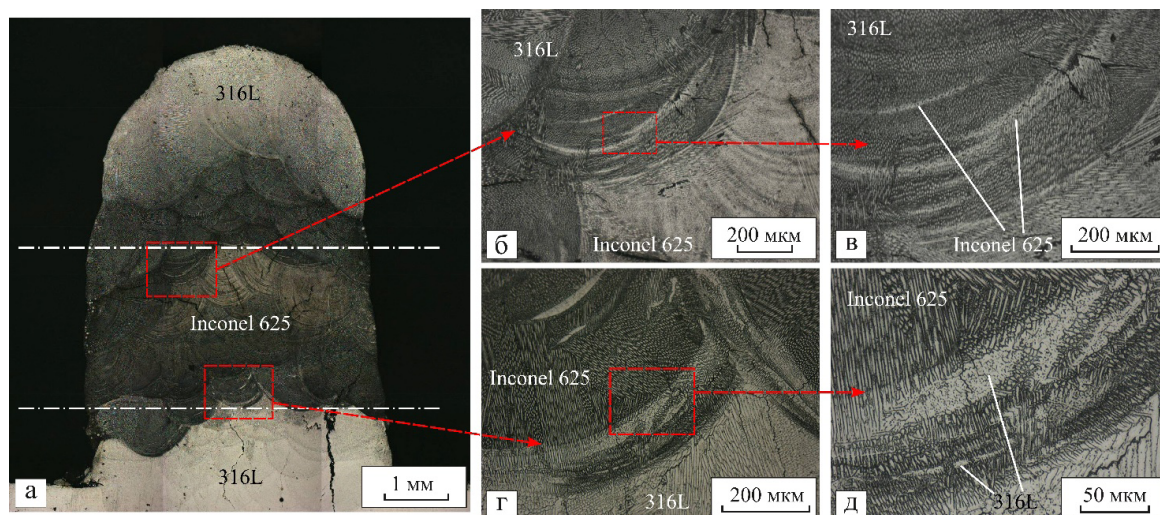
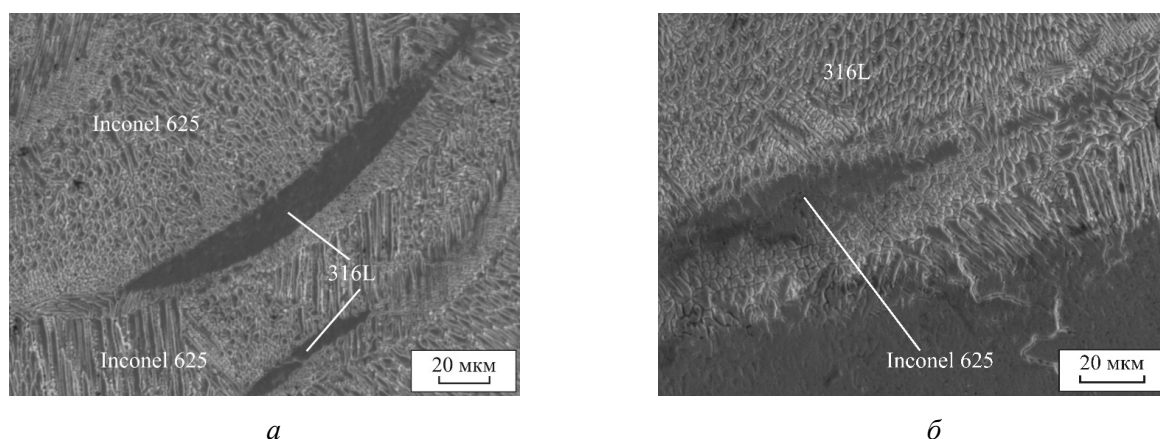


Рис. 7. Поперечное сечение образца, изготовленного при режиме 3:

a – общий вид; *б* – граница «Inconel 625 – сталь 316L»; *в* – зоны перемешивания никелевого сплава со сталью; *г* – граница «сталь 316L – Inconel 625»; *д* – зоны перемешивания стали с никелевым сплавом

Fig. 7. Cross-section of specimen fabricated using mode 3:

a – general view; *б* – Inconel 625 – 316L stainless steel interface; *в* – mixing zones of nickel alloy and steel; *г* – 316L stainless steel – Inconel 625 interface; *д* – mixing zones of steel and nickel alloy



a

б

Рис. 8. Микроструктура перемешанных областей:

a – наплавка Inconel на сталь; *б* – наплавка стали на Inconel

Fig. 8. Microstructure of mixed regions:

a – Inconel 625 deposited on steel; *б* – 316L stainless steel deposited on Inconel 625

механического перемешивания стали в никелевом сплаве характеризуются меньшим содержанием железа и повышенным содержанием никеля (табл. 3). Увеличение расстояния от границы сплавления и повышение мощности наплавки способствуют увеличению содержания никеля в указанных зонах.

При наплавке стали на никелевый сплав также наблюдается широкая переходная зона и большое количество участков механическо-

го перемешивания (рис. 10). Видимая граница сплавления никелевого сплава и стали ярко выражена для первых двух режимов. Выравнивание концентрации по железу и никелю при реализации режима 1 (1000 Вт, 35 мм/с) происходит на первом наплавленном слое никелевого сплава на расстоянии 300...400 мкм, и уже через 50...100 мкм концентрация железа начинает постепенно повышаться. При реализации второго режима (1250 Вт, 25 мм/с) выравнивание концен-

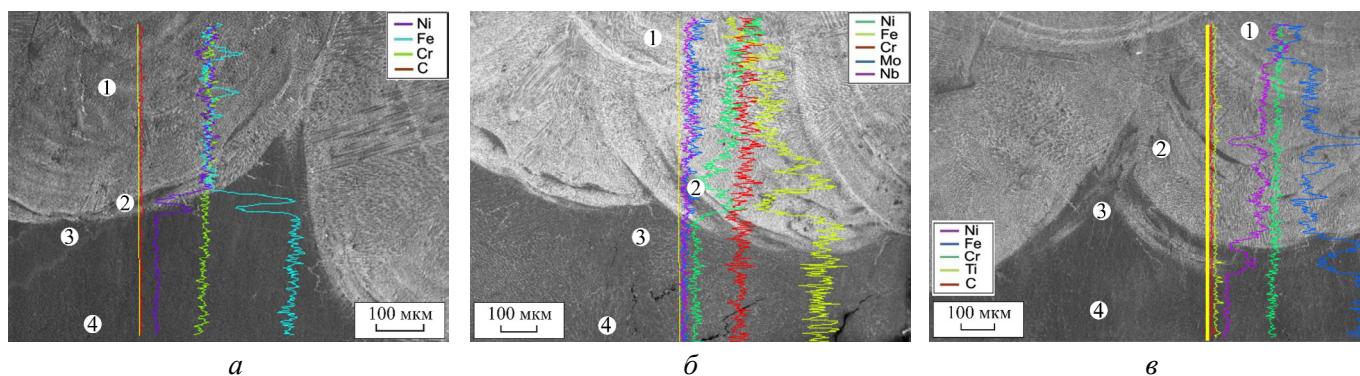


Рис. 9. Микрорентгеноспектральный анализ для соединения «сталь 316L – Inconel 625»:

а – режим 1; б – режим 2; в – режим 3

Fig. 9. Energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS) analysis results for the 316L stainless steel – Inconel 625 joint:

а – mode 1; б – mode 2; в – mode 3

Таблица 3

Table 3

Химический состав зон перемешивания в переходной зоне при наплавке Inconel 625 на сталь 316L
Chemical composition of mixing zones in the transition region when depositing Inconel 625 on 316L stainless steel

Точка / Point	Химический элемент, вес. % / Chemical element, wt. %							
	Fe	Ni	Cr	Ti	Mo	Nb	Si	Mn
Режим 1 / Mode 1								
1	35,04	35,15	20,12	0,4	5,27	2,22	0,87	0,94
2	62,4	15,55	19,45	0,77	–	–	1,13	0,7
3	67,69	10,73	18,86	0,9	0,27	–	1,11	0,44
4	67,35	11,16	18,82	1,03	–	–	1,03	0,61
Режим 2 / Mode 2								
1	22,32	45,51	21,1	0,24	6,45	2,9	0,75	0,74
2	58,92	17,91	19,23	0,55	1,36	0,5	0,86	0,66
3	68,4	9,9	18,88	0,58	0,29	0,25	0,92	0,79
4	68,13	10,41	18,79	0,42	0,4	–	1,05	0,8
Режим 3 / Mode 3								
1	22,32	44,94	20,91	0,27	7,36	3,11	0,73	0,31
2	49,3	25,42	18,98	0,58	3,22	1,31	0,67	0,52
3	67,26	11,66	18,28	0,73	0,53	–	0,92	0,61
4	68,51	10,24	18,33	0,58	0,55	0,31	0,97	0,55

траций железа и никеля происходит на расстоянии 600...700 мкм от видимой границы сплавления разнородных материалов на уровне второго наплавленного слоя стали. На третьем режиме (1500 Вт, 15 мм/с) видимая граница перехода от никелевого сплава к стали более размытая, превышение концентрации никеля железом происходит на границе второго наплавленного слоя стали – так же как и для режима 2. Концентрация

железа в диапазоне второго наплавленного слоя стали находится на уровне 40–45 вес. %. Области никелевого сплава, находящиеся ниже видимой границы сплавления, для режима 1 характеризуются исходным химическим составом, а при реализации режимов 2 и 3 – повышенным содержанием железа и несколько пониженным содержанием никеля – 9 и 52 вес. % соответственно. Состав зон механического перемешивания

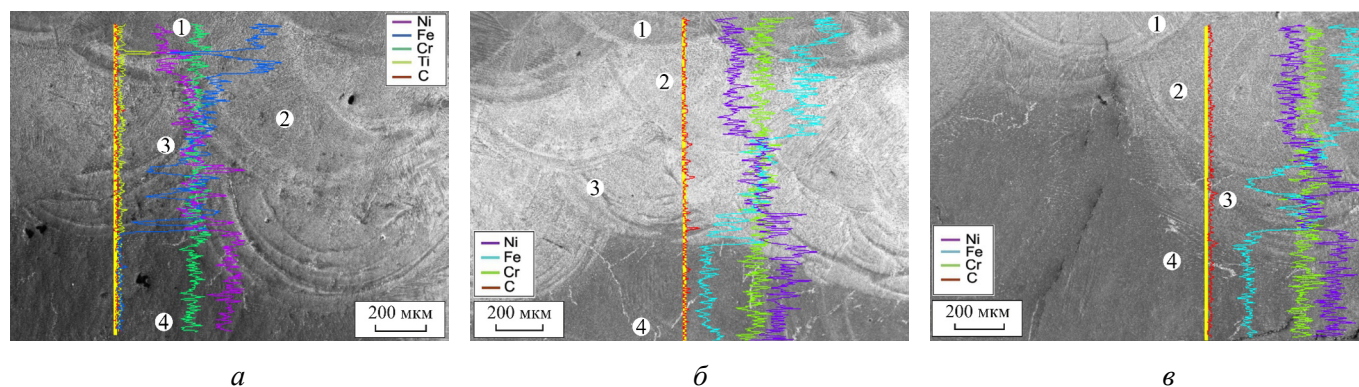


Рис. 10. Микрорентгеноспектральный анализ для соединения «Inconel 625 – сталь 316L»:

а – режим 1; б – режим 2; в – режим 3

Fig. 10. Energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS) analysis results for the Inconel 625 – 316L stainless steel joint:

а – mode 1; б – mode 2; в – mode 3

никелевого сплава в стали характеризуется повышенным содержанием железа и, следовательно, пониженным уровнем никеля по сравнению с исходным сплавом Inconel 625 (табл. 4).

Разное соотношение эквивалентов хрома и никеля свидетельствует о формировании зон с различными фазами. Согласно существующим представлениям о формировании фаз при сварке разнородных сталей [21, 22] при наплавке

Inconel 625 на сталь 316L в переходной зоне, где по химическому составу образуются сплавы на основе железа, последовательно реализуются режимы затвердевания FA (δ -Fe + γ -Fe), AF (γ -Fe + δ -Fe) и A (γ -Fe) (рис. 11, участки 1–3). Хотя атомы никеля обладают большей подвижностью в железе, температура плавления стали 316L незначительно выше температуры плавления никелевого сплава, что приводит к неболь-

Таблица 4

Table 4

Химический состав переходной зоны при наплавке стали 316L на Inconel 625

Chemical composition of mixing zones in the transition region when depositing 316L stainless steel on Inconel 625

Точка / Point	Химический элемент, вес. %. Chemical element, wt. %								
	Fe	Ni	Cr	Ti	Mo	Nb	Si	Mn	S
Режим 1 / Mode 1									
1	51,74	23,78	20,09	0,54	1,44	0,79	0,78	0,54	0,31
2	47,39	26,05	19,71	0,51	3,36	1,43	0,85	0,7	–
3	19,11	46,48	21,12	0,17	7,88	3,64	1,02	0,6	–
4	0,7	61,09	22,37	–	10,26	4,44	0,74	0,34	–
Режим 2 / Mode 2									
1	55,01	20,76	19,36	0,61	2,07	1,06	0,8	0,32	–
2	45,64	27,86	20,07	0,47	3,2	1,35	0,93	0,48	–
3	22,81	44,47	21,05	0,29	6,66	3,5	0,76	0,47	–
4	7,79	55,57	22,15	–	9,54	3,82	0,83	0,3	–
Режим 3 / Mode 3									
1	43,8	29,34	20,31	0,5	2,81	1,35	0,82	0,51	–
2	38,89	31,86	20,1	0,42	4,76	2,35	0,96	0,67	–
3	14,44	50,49	21,76	0,17	7,34	3,65	0,95	0,66	0,53
4	8,57	55,79	21,17	0,11	9,14	3,83	0,84	0,56	–

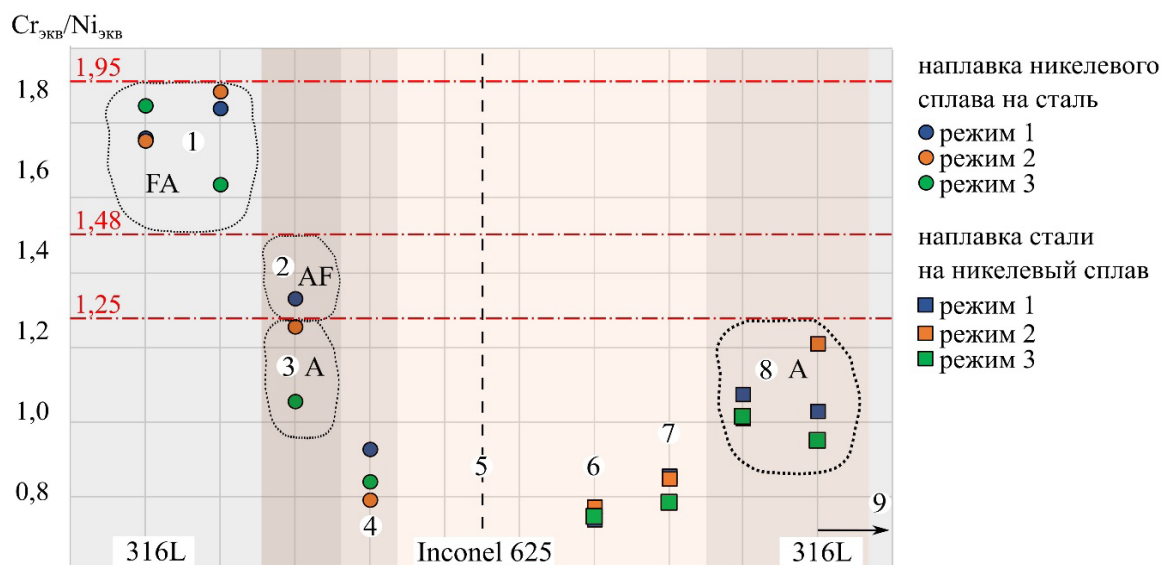


Рис. 11. Соотношение хромового и никелевого эквивалентов в различных областях комбинированного материала. Режимы затвердевания AF, FA – с формированием аустенита и феррита, режим A – с формированием только аустенитной фазы

Fig. 11. Chromium and nickel equivalent ratios in different regions of the combined material. Solidification modes: AF, FA (austenite-ferrite); A (austenite)

шой переходной зоне. При этом миграция никеля достаточно интенсивная и приводит к смене соотношений эквивалентов хрома и никеля на данных участках. Формирование феррита в переходных слоях «сталь – никелевый сплав» было подтверждено результатами рентгенофазового анализа (рис. 12) и с использованием растровой электронной микроскопии (рис. 13).

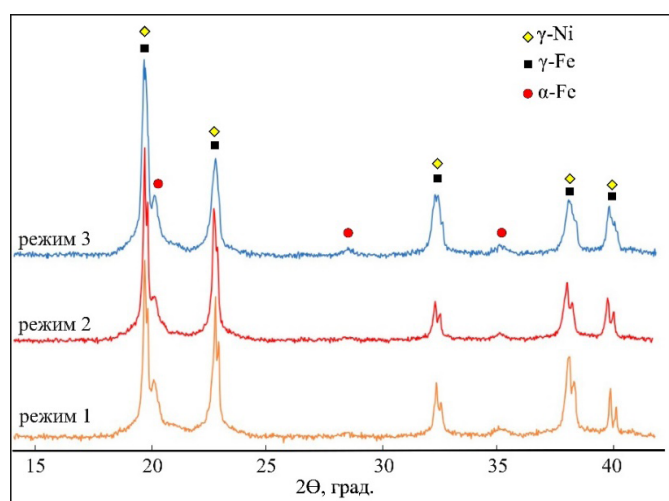


Рис. 12. Дифрактограммы разнородных композиций, полученных при различных режимах печати

Fig. 12. X-Ray diffraction (XRD) patterns of heterogeneous compositions fabricated using different deposition modes

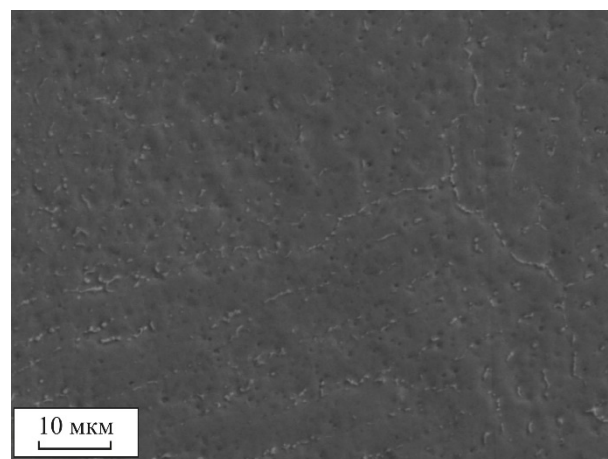


Рис. 13. Феррит, сформировавшийся в переходной зоне при наплавке никелевого сплава на сталь

Fig. 13. Ferrite formed in the transition region during deposition of nickel alloy on steel

На участках 4–7 (рис. 11) формируются сплавы на основе никеля. При этом участки 5 и 6 соответствуют исходному никелевому сплаву, а участки 4 и 7 характеризуются меньшим содержанием никеля по сравнению с исходным составом Inconel 625.

При наплавке стали на никелевый сплав за счет более высокой температуры формируется более широкая переходная зона, однако количество никеля в ней достаточно высокое,

что в итоге приводит к реализации режима затвердевания А (рис. 11, участок 8). Участок 9 соответствует по составу исходной стали 316L.

При переходе от стали к никелевому сплаву в градиентных композициях наблюдается резкое изменение уровня микротвердости (рис. 14), что характерно для разнородных конструкций, при этом разница в уровне микротвердости для материалов, полученных на различных режимах, незначительная. Следует отметить, что вблизи границы сплавления уровень микротвердости стали 316L, наплавленной на никелевый сплав, несколько выше, чем в слоях стали, на которые наплавливали никелевый сплав. Среднее значение микротвердости для стальных участков в первом и втором случаях составляет около 230 ± 15 HV, а для Inconel 625 оно равно 298 ± 20 HV. При реализации второго и третьего режимов происходит некоторое понижение уровня микротвердости никелевого сплава, что связано с более высоким тепловложением по сравнению с первым режимом. Эти показатели хорошо согласуются с результатами ранее проведенных исследований независимо от способа наплавки [10, 11, 19].

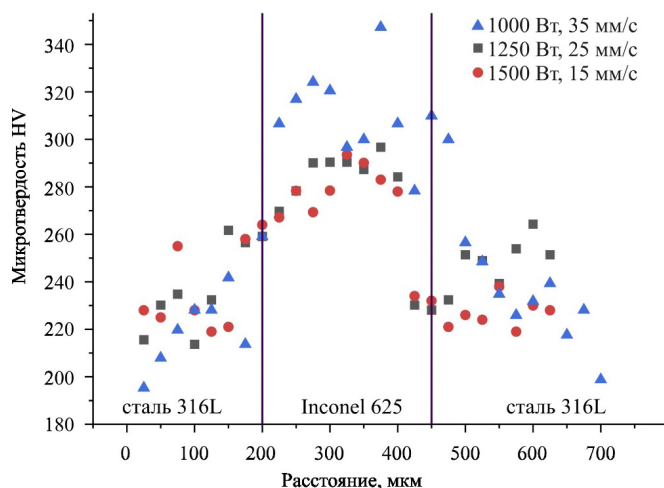


Рис. 14. Результаты исследования микротвердости комбинированных материалов

Fig. 14. Results of microhardness testing of the combined materials

Заключение

В работе проанализированы особенности строения градиентных композиций «сталь 316L – Inconel 625 – сталь 316L», полученных методом прямого лазерного выращивания. Про-

веденные исследования показали, что при реализации послойного выращивания градиентных композиций, состоящих из 12 слоев, максимальная высота массивов (до 7 мм) формируется при реализации режимов 1000 Вт, скорость сканирования 35 мм/с, а также 1500 Вт, скорость сканирования 15 мм/с, при этом в первом случае (1000 Вт, 35 мм/с) происходит минимальное перемешивание материалов на границе сплавления. Для всех композиций характерно формирование незначительного количества дефектов в виде не растворившихся частиц исходного порошка, расположенных по краям массива. Наибольшее количество трещин фиксируется в первых слоях стали при реализации режимов с высокими мощностями лазерного излучения.

Соотношения эквивалентов хрома и никеля свидетельствуют о формировании зон перемешивания с различными режимами затвердевания и различными фазами. При наплавке Inconel 625 на сталь 316L в переходной зоне, где по химическому составу образуются сплавы на основе железа, последовательно реализуются режимы затвердевания FA (феррит – аустенит), AF (аустенит – феррит) и A (аустенит). При наплавке стали 316L на Inconel 625 в переходной зоне реализуется режим затвердевания с образованием только фазы аустенита. Результаты подтверждены данными рентгенофазового анализа. Со стороны стали феррит в междендритном пространстве зафиксирован с использованием метода растровой электронной микроскопии.

При проведении дюрOMETрических исследований было установлено, что с изменением режима наплавки средняя твердость материалов практически не изменяется. Уровень микротвердости для стали 316L составляет 230 ± 15 HV, для Inconel 625 она равна 298 ± 20 HV.

Список литературы

1. Effect of nickel-based filler metal types on creep properties of dissimilar metal welds between Inconel 617B and 10 % Cr martensitic steel / Y. Zhang, M. Hu, Z. Cai, C. Han, X. Li, X. Huo, M. Fan, S. Rui, K. Li, J. Pan // Journal of Materials Research and Technology. – 2021. – Vol. 14. – P. 2289–2301. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.07.131.
2. Fabrication of steel-Inconel functionally graded materials by laser melting deposition integrating with laser synchronous preheating / W. Meng, W. Zhang,

- W. Zhang, X. Yin, B. Cui // Optics & Laser Technology. – 2020. – Vol. 131. – P. 106451. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2020.106451.
3. Naffakh H., Shamanian M., Ashrafizadeh F. Dissimilar welding of AISI 310 austenitic stainless steel to nickel-based alloy Inconel 657 // Journal of Materials Processing Technology. – 2009. – Vol. 209 (7). – P. 3628–3639. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2008.08.019.
4. Reed R.C. The superalloys: fundamentals and applications. – Cambridge: Cambridge university press, 2008. – 363 p. – ISBN 9780511541285. – DOI: 10.1017/CBO9780511541285.
5. Inconel 718: A solidification diagram / G.A. Knorovsky, M.J. Cieslak, T.J. Headley, A.D. Romig, W.F. Hammett // Metallurgical transactions A. – 1989. – Vol. 20 (10). – P. 2149–2158. – DOI: 10.1007/BF02650300.
6. Investigation on the Laves phase formation during laser cladding of IN718 alloy by CA-FE / H. Xie, K. Yang, F. Li, C. Sun, Z. Yu // Journal of Manufacturing Processes. – 2020. – Vol. 52. – P. 132–144. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.01.050.
7. Effects of heat treatments on the microstructure of IN792 alloy / J. Yang, Q. Zheng, H. Zhang, X. Sun, H. Guan, Z. Hu // Materials Science and Engineering: A. – 2010. – Vol. 527 (4–5). – P. 1016–1021. – DOI: 10.1016/j.msea.2009.10.026.
8. Раишковец М.В. Структура и свойства никелевых сплавов, полученных по аддитивной технологии с использованием метода прямого лазерного выращивания: дис. ... канд. техн. наук. – Новосибирск, 2022. – 164 с.
9. Deshpande A. Additive manufacturing of nickel alloys // Springer handbook of additive manufacturing. – Cham: Springer, 2023. – P. 655–669. – ISBN 978-3-031-20751-8. – DOI: 10.1007/978-3-031-20752-5_39.
10. Microstructures and mechanical behavior of the bimetallic additively-manufactured structure (BAMS) of austenitic stainless steel and Inconel 625 / Md. R.U. Ahsan, X. Fan, G.-J. Seo, C. Ji, M. Noakes, A. Nycz, P.K. Liaw, D.B. Kim // Journal of Materials Science & Technology. – 2021. – Vol. 74. – P. 176–188. – DOI: 10.1016/j.jmst.2020.10.001.
11. Functionally graded material of 304L stainless steel and Inconel 625 fabricated by directed energy deposition: Characterization and thermodynamic modeling / B.E. Carroll, R.A. Otis, J.P. Borgonia, J. Suh, R.P. Dillon, A.A. Shapiro, D.C. Hofmann, Z.-K. Liu, A.M. Beese // Acta Materialia. – 2016. – Vol. 108. – P. 46–54. – DOI: 10.1016/j.actamat.2016.02.019.
12. Inconel-steel functionally bimetal materials by hybrid directed energy deposition and thermal milling: Microstructure and mechanical properties / P. Li, Y. Gong, Y. Xu, Y. Qi, Y. Sun, H. Zhang // Archives of Civil and Mechanical Engineering. – 2019. – Vol. 19 (3). – P. 820–831. – DOI: 10.1016/j.acme.2019.03.002.
13. Microstructure and mechanical properties of stainless steel 316L-Inconel 625 bimetallic structure fabricated by laser wire direct energy deposition / S. Tyagi, S.K. Balla, M. Manjaiah, C. Aranas // Journal of Materials Research and Technology. – 2024. – Vol. 33. – P. 8361–8371. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.11.130.
14. Design optimization for defect-free AISI 316 L/IN718 functionally graded materials produced by laser additive manufacturing / R. Ghanavati, H. Naffakh-Moosavy, M. Moradi, F. Mazzucato, A. Valente, S. Bagherifard, A. Saboori // Materials Characterization. – 2025. – Vol. 220. – P. 114697. – DOI: 10.1016/j.matchar.2024.114697.
15. High temperature fracture behavior of 316L stainless steel-Inconel 718 functionally graded materials manufactured by directed energy deposition: Role of interface orientation and heat treatment / Y. Li, M. Koukolíková, J. Džugan, M. Brázda // Materials Science and Engineering: A. – 2024. – Vol. 898. – P. 146389. – DOI: 10.1016/j.msea.2024.146389.
16. Влияние режимов лазерной наплавки на геометрические размеры стального трека / С.В. Долгова, А.Г. Маликов, А.А. Голышев, А.А. Никулина // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 57–70. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-57-70.
17. Microstructural characteristics and crack formation in additively manufactured bimetal material of 316L stainless steel and Inconel 625 / N. Chen, H.A. Khan, Z. Wan, J. Lippert, H. Sun, S.-L. Shang, Z.-K. Liu, J. Li // Additive Manufacturing. – 2020. – Vol. 32. – P. 101037. – DOI: 10.1016/j.addma.2020.101037.
18. Review of in-situ process monitoring and in-situ metrology for metal additive manufacturing / S.K. Everton, M. Hirsch, P. Stravroulakis, R.K. Leach, A.T. Clare // Materials & Design. – 2016. – Vol. 95. – P. 431–445. – DOI: 10.1016/j.matdes.2016.01.099.
19. Interfacial characterization and mechanical properties of 316L stainless steel/Inconel 718 manufactured by selective laser melting / X. Mei, X. Wang, Y. Peng, H. Gu, G. Zhong, S. Yang // Materials Science and Engineering: A. – 2019. – Vol. 758. – P. 185–191. – DOI: 10.1016/j.msea.2019.05.011.
20. Laser Beam Direct Energy Deposition of graded austenitic-to-martensitic steel junctions compared to dissimilar Electron Beam welding / F. Villaret, X. Boulmat, P. Aubry, Y. Yano, S. Ohtsuka, D. Fabrègue, Y. de Carlan // Materials Science and Engineering: A. – 2021. – Vol. 824. – P. 141794. – DOI: 10.1016/j.msea.2021.141794.
21. Astafurov S., Astafurova E. Phase composition of austenitic stainless steels in additive manufacturing:



A review // *Metals*. – 2021. – Vol. 11 (7). – P. 1052. – DOI: 10.3390/met11071052.

22. *Pouranvari M., Khorramifar M., Marashi S.P.H.* Ferritic–austenitic stainless steels dissimilar resistance

spot welds: metallurgical and failure characteristics // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2016. – Vol. 21 (6). – P. 438–445. – DOI: 10.1080/13621718.2015.1124491.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2025 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).

Features of the structure of gradient layers «steel - Inconel - steel», obtained by laser direct metal deposition

Svetlana Dolgova^{1, a}, Alexandr Malikov^{2, b}, Alexander Golyshev^{2, c}, Aelita Nikulina^{3, d, *}

¹ Novosibirsk semiconductor device plant Vostok, 60 Dachnaya st., Novosibirsk, 630082, Russian Federation

² Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS, 4/1 Institutskaya str., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

³ Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0003-3918-273X>, svetlanadolgova99@gmail.com; ^b <https://orcid.org/0000-0003-1268-8546>, smalik707@yandex.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0002-4243-0602>, alexgol@itam.nsc.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0001-9249-2273>, a.nikulina@corp.nstu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 13 June 2025

Revised: 27 June 2025

Accepted: 22 July 2025

Available online: 15 September 2025

Keywords:

Additive manufacturing

Microstructure

Gradient layers

Phase composition

Austenitic stainless steel 316L

Nickel alloy Inconel 625

Funding

The work was carried out within the framework of the state assignment of the S.A. Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS No. 124021500015-1.

Acknowledgements

Experiments on direct laser deposition were carried out at the Center of Collective Use “Mechanics” of ITAM SB RAS. Structural research was conducted at core facility “Structure, mechanical and physical properties of materials” NSTU and scientific and educational center in the field of mechanical engineering of NSTU.

ABSTRACT

Introduction. Traditionally, the most common technology for producing parts from nickel alloys involves casting followed by heat treatment to achieve the required phase composition. Significant disadvantages of this method include the segregation of chemical elements, the presence of large undesirable inclusions such as *Laves* phase and eutectic structures, and the non-uniform distribution of strengthening phases throughout the workpiece cross-section. At the same time, many complex-shaped parts are assembled into a single combined structure using welding. An analysis of the hardening characteristics of nickel alloys and the products derived from them suggests that additive manufacturing techniques are a promising approach for fabricating such workpieces. The structure and phase composition of the material volumes formed via layer-by-layer deposition will differ significantly from those obtained by conventional methods. In the case of producing combined structures using additive methods, identifying the patterns of structure and phase composition formation becomes an even more complex challenge. Therefore, **the purpose of this work** is to identify the structural features of “steel - nickel alloy - steel” gradient layers fabricated by direct metal deposition. The study examines dissimilar joints produced using the “Welding and Surfacing Complex based on a Multi-Coordinate Arm and a Fiber Laser” at the S.A. Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, employing direct metal deposition technology. **Research methods.** A Carl Zeiss *Axio Imager A1m* light microscope and a Carl Zeiss *EVO 50 XVP* scanning electron microscope, equipped with an *INCA X-Act* energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS) attachment, were utilized for microstructural investigations of the fabricated layers. Phase composition analysis of the samples was performed using an *ARL X'TRA* X-ray diffractometer. Microhardness testing was conducted using a *Wolpert Group 402 MVD Vickers* hardness tester. **Results and discussion.** It was observed that the maximum layer height (up to 7 mm) was achieved when implementing the following parameters: 1,000 W laser power with a scanning speed of 35 mm/s, and 1,500 W laser power with a scanning speed of 15 mm/s. In the first case, minimal material mixing at the fusion boundary was noted. In all fabricated compositions, defects in the form of unmelted powder particles were observed, as well as cracks in the first steel layers. During the deposition of *Inconel 625* onto *316L* stainless steel, the transition zone exhibited solidification modes consistent with the formation of iron-based alloys, specifically *FA* (ferrite-austenite), *AF* (austenite-ferrite), and *A* (austenite) sequentially. When depositing *316L* stainless steel onto *Inconel 625*, the transition zone exhibited a solidification mode characterized by the formation of only the austenite phase. The microhardness values were found to be 230 ± 15 HV for *316L* stainless steel and 298 ± 20 HV for *Inconel 625*.

For citation: Dolgova S.V., Malikov A.G., Golyshev A.A., Nikulina A.A. Features of the structure of gradient layers «steel - Inconel - steel», obtained by laser direct metal deposition. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 3, pp. 205–220. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-205-220. (In Russian).

* Corresponding author

Nikulina Aelita A., D.Sc. (Engineering), Professor
Novosibirsk State Technical University,
20 Prospekt K. Marksa,
630073, Novosibirsk, Russian Federation

Tel.: +7 383 346-11-71, e-mail: a.nikulina@corp.nstu.ru

References

1. Zhang Y., Hu M., Cai Z., Han C., Li X., Huo X., Fan M., Rui S., Li K., Pan J. Effect of nickel-based filler metal types on creep properties of dissimilar metal welds between Inconel 617B and 10 % Cr martensitic steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, vol. 14, pp. 2289–2301. DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.07.131.
2. Meng W., Zhang W., Zhang W., Yin X., Cui B. Fabrication of steel-Inconel functionally graded materials by laser melting deposition integrating with laser synchronous preheating. *Optics & Laser Technology*, 2020, vol. 131, p. 106451. DOI: 10.1016/j.optlastec.2020.106451.
3. Naffakh H., Shamanian M., Ashrafizadeh F. Dissimilar welding of AISI 310 austenitic stainless steel to nickel-based alloy Inconel 657. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, vol. 209 (7), pp. 3628–3639. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2008.08.019.
4. Reed R.C. *The superalloys: fundamentals and applications*. Cambridge, Cambridge university press, 2008. 363 p. ISBN 9780511541285. DOI: 10.1017/CBO9780511541285.
5. Knorovsky G.A., Cieslak M.J., Headley T.J., Romig A.D., Hammetter W.F. Inconel 718: A solidification diagram. *Metallurgical Transactions A*, 1989, vol. 20 (10), pp. 2149–2158. DOI: 10.1007/BF02650300.
6. Xie H., Yang K., Li F., Sun C., Yu Z. Investigation on the Laves phase formation during laser cladding of IN718 alloy by CA-FE. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, vol. 52, pp. 132–144. DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.01.050.
7. Yang J., Zheng Q., Zhang H., Sun X., Guan H., Hu Z. Effects of heat treatments on the microstructure of IN792 alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, vol. 527 (4–5), pp. 1016–1021. DOI: 10.1016/j.msea.2009.10.026.
8. Rashkovets M.V. *Struktura i svoistva nikelevykh splavov, poluchennykh po additivnoi tekhnologii s ispol'zovaniem metoda pryamogo lazernogo vyrashchivaniya*. Diss. kand. tekhn. nauk [Structure and properties of nickel alloys obtained by additive technology using the direct laser deposition method. PhD, eng. sc. diss.]. Novosibirsk, 2022. 164 p.
9. Deshpande A. Additive manufacturing of nickel alloys. *Springer handbook of additive manufacturing*. Cham, Springer, 2023, pp. 655–669. ISBN 978-3-031-20751-8. DOI: 10.1007/978-3-031-20752-5_39.
10. Ahsan Md. R.U., Fan X., Seo G.-J., Ji C., Noakes M., Nycz A., Liaw P.K., Kim D.B. Microstructures and mechanical behavior of the bimetallic additively-manufactured structure (BAMS) of austenitic stainless steel and Inconel 625. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, vol. 74, pp. 176–188. DOI: 10.1016/j.jmst.2020.10.001.
11. Carroll B.E., Otis R.A., Borgonia J.P., Suh J., Dillon R.P., Shapiro A.A., Hofmann D.C., Liu Z.-K., Beese A.M. Functionally graded material of 304L stainless steel and Inconel 625 fabricated by directed energy deposition: Characterization and thermodynamic modeling. *Acta Materialia*, 2016, vol. 108, pp. 46–54. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.02.019.
12. Li P., Gong Y., Xu Y., Qi Y., Sun Y., Zhang H. Inconel-steel functionally bimetal materials by hybrid directed energy deposition and thermal milling: Microstructure and mechanical properties. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2019, vol. 19 (3), pp. 820–831. DOI: 10.1016/j.acme.2019.03.002.
13. Tyagi S., Balla S.K., Manjaiah M., Aranas C. Microstructure and mechanical properties of stainless steel 316L-Inconel 625 bimetallic structure fabricated by laser wire direct energy deposition. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, vol. 33, pp. 8361–8371. DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.11.130.
14. Ghanavati R., Naffakh-Moosavy H., Moradi M., Mazzucato F., Valente A., Bagherifard S., Saboori A. Design optimization for defect-free AISI 316 L/IN718 functionally graded materials produced by laser additive manufacturing. *Materials Characterization*, 2025, vol. 220, p. 114697. DOI: 10.1016/j.matchar.2024.114697.
15. Li Y., Koukolíková M., Džugan J., Brázda M. High temperature fracture behavior of 316L stainless steel-Inconel 718 functionally graded materials manufactured by directed energy deposition: Role of interface orientation and heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, vol. 898, p. 146389. DOI: 10.1016/j.msea.2024.146389.
16. Dolgova S.V., Malikov A.G., Golyshchev A.A., Nikulina A.A. The effect of laser surfacing modes on the geometrical characteristics of the single laser tracks. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 2, pp. 57–70. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-57-70.
17. Chen N., Khan H.A., Wan Z., Lippert J., Sun H., Shang S.-L., Liu Z.-K., Li J. Microstructural characteristics and crack formation in additively manufactured bimetal material of 316L stainless steel and Inconel 625. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 32, p. 101037. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101037.

18. Everton S.K., Hirsch M., Stravroulakis P., Leach R.K., Clare A.T. Review of in-situ process monitoring and in-situ metrology for metal additive manufacturing. *Materials & Design*, 2016, vol. 95, pp. 431–445. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.01.099.
19. Mei X., Wang X., Peng Y., Gu H., Zhong G., Yang S. Interfacial characterization and mechanical properties of 316L stainless steel/Inconel 718 manufactured by selective laser melting. *Material Science and Engineering: A*, 2019, vol. 758, pp. 185–191. DOI: 10.1016/j.msea.2019.05.011.
20. Villaret F., Boulnat X., Aubry P., Yano Y., Ohtsuka S., Fabrègue D., De Carlan Y. Laser Beam Direct Energy Deposition of graded austenitic-to-martensitic steel junctions compared to dissimilar Electron Beam welding. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, vol. 824, p. 141794. DOI: 10.1016/j.msea.2021.141794.
21. Astafurov S., Astafurova E. Phase composition of austenitic stainless steels in additive manufacturing: A review. *Metals*, 2021, vol. 11 (7), p. 1052. DOI: 10.3390/met11071052.
22. Pouranvari M., Khorramifar M., Marashi S.P.H. Ferritic–austenitic stainless steels dissimilar resistance spot welds: metallurgical and failure characteristics. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2016, vol. 21 (6), pp. 438–445. DOI: 10.1080/13621718.2015.1124491.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).