

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«КАЗАНСКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ
им. А.Н. ТУПОЛЕВА-КАИ»

На правах рукописи



ШВАРЦ ИВАН ВАЛЕРЬЕВИЧ

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ
НА ОСНОВЕ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ И НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА,
ПОЛУЧАЕМЫХ ЛАЗЕРНО-АДДИТИВНЫМ МЕТОДОМ
С УЛЬТРАЗВУКОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ**

2.6.17. Материаловедение

ДИССЕРТАЦИЯ
на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор физико-математических наук,
профессор
Гильмутдинов Альберт Харисович

Казань – 2026

ОГЛАВЛЕНИЕ

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ	5
ВВЕДЕНИЕ	6
Глава 1 ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР	15
1.1 Лазерные традиционные и аддитивные методы	15
1.2 Дефекты лазерно-аддитивного производства	20
1.3 Методы управления микроструктурой и свойствами металлов.....	24
1.3.1 Оптимизация параметров лазерной обработки.....	25
1.3.2 Функционально-градиентные и композиционные материалы	27
1.3.3 Термообработка.....	29
1.3.4 Электромагнитное воздействие	31
1.3.5 Ультразвуковое воздействие.....	33
1.4 Методы лазерной сварки с ультразвуковым воздействием.....	35
1.5 Методы ПЛВ с ультразвуковым воздействием	37
Вывод по главе 1	39
Глава 2 МАТЕРИАЛЫ, ОБОРУДОВАНИЕ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ	41
2.1 Материалы исследования	41
2.2 Оборудование для ЛТО с ультразвуковым воздействием	43
2.2.1 Экспериментальная установка	43
2.2.2 Методика исследования геометрических параметров ванны расплава	45
2.2.3 Методика исследования микроструктуры	45
2.3 Оборудование для ПЛВ с ультразвуковым воздействием.....	47
2.3.1 Экспериментальная установка	47
2.3.2 Схемы выращивания образцов для исследований	48

2.3.3 Методика исследования микроструктуры	50
2.4 Вспомогательное оборудование	52
Выводы по главе 2.....	56
Глава 3 ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ЛТО	
3.1 Исследование геометрических параметров ванны расплава	57
3.1.1 Анализ площади поверхности ванны расплава	58
3.1.2 Анализ площади поперечного сечения ванны расплава.....	60
3.2 Исследование микроструктуры	62
3.2.1 Качественная оценка формирования микроструктуры.....	63
3.2.2 Анализ фазовых составляющих микроструктуры.....	65
3.3 Анализ распределения микротвердости	70
3.4 Аналитическая оценка потерь ультразвуковой энергии	72
Выводы по главе 3.....	73
Глава 4 ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ В ПРОЦЕССЕ ПЛВ	
4.1 Формирование микроструктуры и свойств аустенитного нержавеющей сплава в процессе ПЛВ с ультразвуковым воздействием.....	75
4.1.1 Анализ размеров столбчатых дендритов.....	75
4.1.2 Анализ распределения микротвердости	83
4.1.3 Анализ механических и трибологических свойств	84
4.2 Формирование микроструктуры и свойств сплава Inconel 625 в процессе ПЛВ с ультразвуковым воздействием.....	86
4.2.1 Качественная оценка формирования микроструктуры.....	86
4.2.2 Анализ распределения микротвердости	88
4.3 Формирование функционально-градиентного материала методом ПЛВ с ультразвуковым воздействием.....	90
4.3.1 Качественная оценка формирования микроструктуры.....	90
4.3.2 Анализ распределения микротвердости	92

4.3.3 Анализ распределения химических элементов	95
Выводы по главе 4.....	97
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	99
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	102
ПРИЛОЖЕНИЯ.....	119
Приложение 1	119
Приложение 2	120
Приложение 3	121

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

АН РТ – Академия наук Республики Татарстан

СЛС – селективное лазерное спекание

СЛП – селективное лазерное плавление

ПЛВ – прямое лазерное выращивание

НТW – Heat conduction welding (режим теплопроводной сварки)

DPW – Deep penetration welding (режим сварки с глубоким проплавлением)

УЗК – ультразвуковые колебания

FDM – Fused Deposition Modeling (метод послойного нанесения)

ЛТО – лазерная точечная обработка

ОМ – основной металл

ЛС – линия сплавления

ЗН – зона наплавленного металла

ЗТВ – зона термического воздействия

ЗЦ – зона центральная

ЗС – зона сплавления

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования. Одной из основных задач любой технологии производства является получение изделий или их компонентов с заданными свойствами и минимальным количеством дефектов. Технология изготовления, разработанная согласно всем требованиям и условиям эксплуатации, определяет не только скорость и качество производства, но и эффективность, а также эксплуатационную надежность изделий для конкретной отрасли промышленности. С появлением и стремительным развитием области лазерных и аддитивных технологий происходит переосмысление традиционных технологических процессов изготовления ответственных изделий в пользу их лазерного и аддитивного производства. Несмотря на неоспоримые преимущества лазерных и аддитивных способов производства – высокая производительность, высокая скорость обработки, возможность создания сложно-профильных изделий, применение способов 3D-печати в качестве перспективных ремонтных технологий – существуют проблемы при производстве изделий, связанные с повышенной пористостью, трещинообразованием, а также с формированием неравномерной микроструктуры изделий с низким уровнем механических и эксплуатационных свойств.

В настоящее время одним из активно развивающихся и прогрессивных направлений исследований и разработок является введение дополнительной ультразвуковой энергии в традиционные процессы лазерной обработки сплавов, а также 3D-печати изделий из металлического мелкодисперсного порошка. Мультидисциплинарность и сложность этой технологии заключается в разрешении таких вопросов, как разработка конструкции ультразвукового излучателя, подбор оптимальной схемы подвода ультразвуковой волны,

определение эффективной частоты и мощности ультразвуковой вибрации, анализ влияния ультразвуковых колебаний (УЗК) на особенности формирования ванны расплава, микроструктуры, дефектов, а также механических и эксплуатационных свойств.

Разнообразие способов ввода ультразвуковой вибрации в различные технологические процессы как при получении традиционных материалов, так и при синтезе новых и функционально-градиентных материалов, предопределило дополнительные усилия к детальному изучению особенностей формирования микроструктуры и свойств изделий из широкой номенклатуры материалов. Следовательно, тема диссертационного исследования, связанная с исследованием влияния ультразвукового воздействия на микроструктуру сплавов в процессе лазерно-аддитивного производства, а также установление связи микроструктурных изменений с изменениями в механических и эксплуатационных свойствах, является актуальной.

Актуальность выбранной темы исследования подтверждается ее выполнением в рамках Государственного задания №075-03-2021-126, хоздоговора №774/850-Д с РФЯЦ-ВНИИЭФ «Исследование и разработка концепции прецизионной головки для лазерной порошковой наплавки с применением акустического метода массопереноса», гранта Российского научного фонда (проект №23-29-00219) по теме «Разработка научно-технологических основ создания новых функционально-градиентных материалов на основе принципов управления структурой сплавов в процессе лазерно-акустического аддитивного производства».

Степень разработанности темы. Развитие области лазерных и аддитивных технологий неотъемлемо связано с научно-практическими результатами отечественных и зарубежных работ большого числа ученых. Среди них значительный вклад в изучение особенностей формирования микроструктуры и физико-механических свойств различных металлов и сплавов в лазерных процессах сварки, наплавки, поверхностного упрочения, полировки и т.д., в том числе с приложением ультразвуковых колебаний, внесли такие ученые как Э.М. Пархимович, А.Г. Григорянц, Г.А. Туричин, А.А. Попович, Е.А. Колубаев,

С.С. Волков, И.Н. Шиганов, А.А. Карабутов, А.Х. Гильмутдинов, А.И. Горунов, И.В. Шишковский, Е.Н. Каблов, U.E. Reisgen, M.A. Schmidt, T. Debroy, L. Huachen, L. Guan, C. Lampra, A. Yaghi и др. Однако вопрос создания оптимальной комбинированной технологии лазерной обработки и 3D-печати изделий с ультразвуковым воздействием, а также разработки эффективной методики последующего качественного и количественного анализа микроструктуры и свойств изделий остается важным и востребованным.

Научная задача, решаемая в диссертации, заключается в разработке экспериментального оборудования для апробации методов лазерно-аддитивного производства с приложением дополнительного ультразвукового воздействия для выявления особенностей формирования микроструктуры различных сплавов и установления их связи с физико-механическими и эксплуатационными свойствами. Решение данной задачи имеет научно-практическую значимость не только в возможности управления микроструктурой и свойствами материалов в процессе лазерной обработки, но и в получении или синтезе принципиально новых покрытий, сварных соединений и изделий с уникальными физико-механическими свойствами.

Объект исследования: аустенитные нержавеющие сплавы марки AISI 316L и EuTroLoy 16316D.04, жаропрочный никелевый сплав марки Inconel 625.

Предмет исследования: микроструктура, механические и трибологические свойства сплавов.

Цель диссертационной работы: повышение микротвердости, прочности и износостойкости сплавов за счет управления микроструктурой с помощью ультразвукового воздействия в процессе лазерной точечной обработки (ЛТО) и прямого лазерного выращивания (ПЛВ).

Для достижения цели необходимо решить следующие задачи:

1) разработать экспериментальное оборудование для апробации методов ЛТО и ПЛВ с ультразвуковым воздействием с учетом конструктивных особенностей ультразвуковых излучателей Ланжевена с выходной мощностью генератора 100 Вт, рабочей частотой 22 кГц и 40 кГц соответственно;

2) разработать методику исследования геометрических параметров ванны расплава и микроструктуры, а также определить микротвердость нержавеющей стали марки AISI316L для оценки степени влияния ультразвукового воздействия частотой 40 кГц и мощностью 100 Вт в процессе ЛТО;

3) разработать методику исследования микроструктуры, а также определить механические и трибологические свойства нержавеющей стали марки EuTroLoy 16316D.04 для оценки степени влияния ультразвукового воздействия частотой 22 кГц и мощностью 100 Вт в процессе ПЛВ;

4) установить влияние ультразвукового воздействия частотой 22 кГц и мощностью 100 Вт на особенности формирования микроструктуры и микротвердости сплава Inconel 625 в процессе ПЛВ;

5) установить влияние ультразвукового воздействия частотой 22 кГц и мощностью 100 Вт на особенности формирования микроструктуры, микротвердости и химического состава функционально-градиентного образца в процессе ПЛВ.

Научная новизна работы:

1. Установлено, что ультразвуковое воздействие частотой 40 кГц и мощностью 100 Вт в процессе ЛТО нержавеющей стали марки AISI 316L приводит к увеличению микротвердости ванны расплава на 12,1-14,9% за счет формирования мелкозернистой аустенитно-ферритной структуры. При этом показано количественное изменение фазового состава микроструктуры с помощью разработанной методики исследования, которая позволила выявить увеличение X-фазы в пределах 48 – 52%. Разработанная методика исследования геометрических параметров ванны расплава позволила установить максимальное относительное увеличение площади поверхности на 15%, а площади поперечного сечения на 90%.

2. Установлено, что ультразвуковое воздействие частотой 22 кГц и мощностью 100 Вт в процессе ПЛВ нержавеющей стали марки EuTroLoy 16316D.04 приводит к увеличению микротвердости зоны наплавленного металла на 12,7%, прочности при статическом растяжении на 10,2% и коэффициента трения на 26,3% за счет формирования мелкозернистой дендритной структуры. При этом показано количественное изменение размеров столбчатых дендритов с

помощью разработанной методики исследования, которая позволила установить уменьшение среднего размера столбчатого дендрита на 22-43%, а также уменьшение среднеквадратического отклонения размеров в пределах от 38,8 до 65,1%, что свидетельствует о более равномерной микроструктуре полученного сплава по сравнению с традиционным способом выращивания.

3. Экспериментально показано, что ультразвуковое воздействие частотой 22 кГц и мощностью 100 Вт в процессе ПЛВ жаропрочного никелевого сплава Inconel 625 приводит к увеличению микротвердости зоны наплавленного металла на 11,1% за счет формирования мелкозернистой дендритной структуры.

4. Установлено, что ультразвуковое воздействие частотой 22 кГц и мощностью 100 Вт при синтезе функционально-градиентного материала на основе металлопорошковых композиций из сплавов EuTroLoy 16316D.04 и Inconel 625 в процессе ПЛВ приводит к увеличению микротвердости в пределах 10,5 – 14,8% за счет формирования мелкозернистой равноосной дендритной структуры на всех структурных слоях. Методом энергодисперсионного анализа выявлено сглаживание относительной интенсивности химических элементов Fe и Ni в пределах 10 – 12% при переходе от одного структурного слоя к другому.

Теоретическая значимость диссертационного исследования. Выявлена зависимость фазового состава микроструктуры, размеров ванны расплава и микротвердости образцов из нержавеющей сплава марки AISI 316L в процессе ЛТО от ультразвукового воздействия частотой 40 кГц и мощностью 100 Вт. Показана зависимость среднеквадратического отклонения размеров столбчатых дендритов микроструктуры нержавеющей сплава марки EuTroLoy 16316D.04, а также механических свойств (микротвердость, прочность при статическом растяжении, износостойкость) в процессе ПЛВ от ультразвукового воздействия частотой 22 кГц и мощностью 100 Вт. Установлена зависимость микротвердости и химического состава функционально-градиентного материала на основе нержавеющей сплава марки EuTroLoy 16316D.04 и никелевого сплава марки Inconel 625 в процессе ПЛВ от ультразвукового воздействия частотой 22 кГц и мощностью 100 Вт в процессе ПЛВ. В работе показана теоретическая

возможность управления структурой различных сплавов и их физико-механическими свойствами в процессе лазерного и аддитивного производства за счет ультразвукового воздействия различной частоты.

Практическая значимость диссертационного исследования. Разработаны методики (программные коды) для исследования геометрических параметров ванны расплава (площадь поперечного сечения, площадь поверхности), фазового состава (процентное содержание аустенита, δ -феррита) в процессе ЛТО, а также размеров оси 1-го порядка дендритных кристаллов (средний размер, среднеквадратическое отклонение) в процессе ПЛВ нержавеющей сталей на языке MATLAB, отличающиеся автоматизацией процесса измерений на основе оптических снимков. Эффективное управление механизмами структуро- и формообразования ванны расплава в лазерных и аддитивных технологиях за счет дополнительного ультразвукового воздействия различной частоты и мощности позволяет сформировать изделия и покрытия не только с мелкозернистой структурой, но и с улучшенными физико-механическими свойствами.

Методология и методы диссертационного исследования. Для решения поставленных задач диссертационного исследования особенностей формирования микроструктуры и свойств сплавов в условиях высокотемпературной обработки (лазерное излучение) сплавов с приложением ультразвукового воздействия были использованы оптические методы исследования, метод энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии, метод лазерной дифракции, методы определения прочности и пластичности при статическом растяжении, метод определения микротвердости, метод определения износостойкости, методы вибропросеивания и смешивания металлических порошковых композиций, методы статистического анализа, методы функционального программирования. Количественный анализ результатов, определение расчетных характеристик, построение графиков и гистограмм осуществлялись при помощи программных сред MS Excel и MATLAB.

Положения, выносимые на защиту:

1. Результаты исследования геометрических параметров ванны расплава, фазового состава микроструктуры и механических свойств нержавеющей стали

AISI 316L в результате экспериментальной апробации метода ЛТО с ультразвуковым воздействием частотой 22кГц и мощностью 100 Вт.

2. Результаты исследования микроструктуры нержавеющей сплава EuTroLoy 16316D.04 с количественной оценкой размеров и распределения столбчатых дендритов, а также механических и трибологических свойств в результате экспериментальной апробации метода ПЛВ с ультразвуковым воздействием частотой 22 кГц и мощностью 100 Вт.

3. Результаты исследования микроструктуры и микротвердости жаропрочного никелевого сплава Inconel 625, а также анализ микроструктуры слоев, микротвердости и распределения химических элементов в функциональном градиентном материале, полученных методом ПЛВ с ультразвуковым воздействием частотой 22 кГц и мощностью 100 Вт.

Достоверность полученных результатов. Достоверность результатов, полученных в диссертационной работе, обеспечивается за счет использования современных методов и методик исследований, сертифицированного и поверенного научно-исследовательского оборудования: оптических микроскопов (Carl Zeiss Axio Observer.A1m, Stemi 2000-C), сканирующего электронного микроскопа с энергодисперсионным спектрометром (Auriga CrossBeam), микротвердомера (TUKON-2500), лазерного дифракционного анализатора (Mastersizer 3000), электромеханической испытательной машины (Instron 5854), просеивающей машины (HAVER EML 315 digital plus), встряхивающего смесителя (TURBULA T2F). Статистическая обработка результатов экспериментов осуществлялась с помощью специализированного программного обеспечения. Результаты работы согласуются с теоретико-экспериментальными данными других научных работ.

Основные результаты диссертации докладывались и обсуждались на следующих конференциях:

– Международная молодежная научная конференция «XXVI Туполевские чтения (школа молодых ученых)» (Казань, 2023);

- XXI Всероссийская научно-техническая конференция с международным участием «Высокие технологии в машиностроении» (Самара, 2024);
- 23-я Международная конференция «Авиация и космонавтика» (Москва, 2024);
- XI Международная конференция «Лазерные, плазменные исследования и технологии – ЛаПлаз-2025» (Москва, 2025);
- Международная научно-техническая конференция «СМИС-2025. ТЕХНОЛОГИИ УПРАВЛЕНИЯ КАЧЕСТВОМ» (Москва, 2025).

Реализация результатов работы:

- внедрены в ФГБОУ ВО «Казанский национальный исследовательский технический университет им. А.Н. Туполева-КАИ» и используются в учебном процессе при изучении дисциплин «Лазерные акустические технологии», «Материаловедение и технологии материалов»;

- внедрены в ФГУП «Российский федеральный ядерный центр – Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики».

Соответствие диссертации паспорту научной специальности.

В диссертации разработано экспериментальное оборудование для получения материалов с новыми свойствами за счет ультразвукового воздействия на процесс кристаллизации жидкой ванны расплава в процессе лазерно-аддитивного производства. Разработаны и предложены методики исследования микроструктуры сплавов, позволяющие количественно оценить фазовый состав микроструктуры и размер столбчатых дендритов аустенитных нержавеющей сплавов в процессе ЛТО и ПЛВ соответственно. Установлена связь микроструктурных изменений с комплексом механических и трибологических характеристик исследуемых сплавов.

Результаты диссертационного исследования соответствуют следующим пунктам паспорта научной специальности 2.6.17. Материаловедение:

П15. Теоретические и экспериментальные исследования фундаментальных связей состава и структуры материалов с комплексом физико-механических и

эксплуатационных свойств с целью обеспечения надежности и долговечности деталей, изделий, машин и конструкций.

П16. Разработка физико-химических и физико-механических процессов формирования новых материалов, обладающих уникальными функциональными, физико-механическими, эксплуатационными и технологическими свойствами.

П25. Разработка функциональных покрытий различного назначения и методов управления их свойствами и качеством.

По теме диссертационного исследования опубликованы 16 работ, в том числе 5 статей в российских рецензируемых научных журналах из перечня ВАК, 1 статья в журнале, индексируемом в Web of Science и Scopus, 6 статей – в других журналах и материалах научных конференций. Получены 1 патент на изобретение и 3 свидетельства о регистрации программ для ЭВМ. Получены 1 патент на изобретение и 3 свидетельства о регистрации программ для ЭВМ.

Структура и объем диссертации. Диссертация включает оглавление, список сокращений и условных обозначений, введение, 4 главы, заключение, список литературы. Общий объем диссертации – 121 страниц, 49 рисунков, 9 таблиц. Список литературы содержит 131 наименование.

Сведения о личном вкладе автора. Автор определил цель и задачи исследования, самостоятельно выполнил эксперименты по лазерной обработке и прямому лазерному выращиванию, провел пробоподготовку образцов, осуществил оптические исследования микроструктуры, механические и трибологические испытания, а также обработал и проанализировал полученные результаты с помощью оригинальных программ, написанных на языке MATLAB. Результаты диссертационной работы стали основой для подготовки научных докладов, публикаций, патента и программ ЭВМ под руководством доктора физико-математических наук, профессора, академика АН РТ Гильмутдинова Альберта Харисовича.

Глава 1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

1.1 Лазерные традиционные и аддитивные методы

Современное развитие предприятий машиностроительной отрасли неотъемлемо связано с внедрением передовых научно-технических решений, направленных на улучшение существующих или разработку новых технологических процессов обработки металлов и сплавов. Благодаря появлению и развитию технологических лазеров увеличилась не только номенклатура обрабатываемых материалов, но и область их применения для различных производственных целей.

В настоящий момент к традиционным лазерным технологиям можно отнести: лазерную сварку, лазерное упрочнение, лазерную термообработку, лазерную резку, лазерную маркировку, лазерную гравировку и т.д. Преимущество применения данных лучевых технологий по сравнению с родственными дуговыми процессами заключается в использовании высококонцентрированного источника энергии, обеспечивающего высокую скорость обработки и низкий уровень тепловложения, что определяет низкий уровень температурных деформаций и напряжений [1; 2].

Среди традиционных лазерных технологий одними из наиболее распространенных и основополагающих процессов являются процессы лазерной сварки и лазерного упрочнения или термообработки. Благодаря широкому спектру параметров для управления процессами, при обработке могут происходить как процессы поверхностного оплавления, так и интенсивного испарения материала. Более того, при различном термическом воздействии

появляется возможность для изменения микроструктуры металлов и их сплавов, и как следствие появляется способ управления физико-механическими характеристиками [3].

В зависимости от степени теплового воздействия процессы лазерной термообработки можно классифицировать согласно энергетически-временным параметрам. На рис. 1.1 представлена классификация разновидностей традиционных лазерных технологий, являющаяся адаптацией классификации, представленной в работе [4].

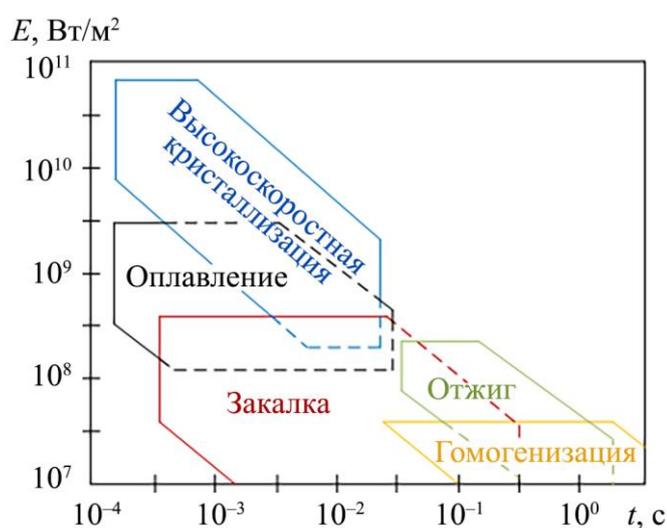


Рисунок 1.1 – Классификация традиционных лазерных технологий

Процессы гомогенизации и отжига используются для выравнивания микроструктуры поверхностного слоя, а также для борьбы с поверхностными дефектами, в частности, эффективность процессов показана при борьбе с интенсивным порообразованием в процессах плазменного и магнетронного напыления [5].

Лазерная закалка – эффективный метод для поверхностного упрочнения металлических заготовок, благодаря которому возможно повысить механические и трибологические характеристики. Применение лазерной закалки особенно актуально для термоупрочнения материалов авиационной и космической промышленности, где предъявляются особые требования к прочности и износостойкой поверхности материалов [6; 7]. Например, в исследованиях [8; 9; 10]

показано, что твердость сплавов из марок 1.7228, 50CrMo4 и AISI316 может быть увеличена с 260 до 760 HV.

Другие процессы поверхностной лазерной обработки заключаются в оплавлении, переплаве или полировке поверхностей металлических заготовок. Цель применения данных технологий заключается в изменении микрогеометрии или микрорельефа поверхностного слоя, а также в возможности текстурирования поверхности металлических заготовок [11; 12], что становится возможным благодаря действию гидродинамических сил в ванне расплава. В частности, значительный эффект может оказывать термокапиллярная конфекция или так называемый эффект Марангони.

Для высокоскоростной кристаллизации характерна обработка материалов в условиях быстрого нагрева и охлаждения, которые значительно отличаются от равновесных условий кристаллизации металлов и их сплавов. В связи с высокими скоростями роста структур возможно образование метастабильных микроструктур, способствующих образованию химически однородных микроструктур с повышенными физико-механическими свойствами [13; 14]. В научном исследовании [15] показано, что высокоскоростная кристаллизация способна приводить к улучшению износостойкости и коррозионной стойкости.

Традиционный технологический процесс лазерной сварки заключается в получении неразъемных соединений из различных металлов и сплавов. При этом процесс сваривания может осуществляться как для однородных, так и для разнородных материалов [16, 17]. Лазерная сварка изделий может происходить в двух принципиально разных режимах, отличающихся уровнем теплового вложения. Это так называемый режим сварки малых толщин или режим теплопроводной сварки (Heat conduction welding – HCW) [18], а также режим сварки с глубоким проплавлением (Deep penetration welding – DPW) [19].

Переход из режима теплопроводной лазерной сварки в режим сварки с глубоким проплавлением происходит при достижении критического значения плотности мощности лазерного излучения – 10^6 Вт/см² [20]. Стоит отметить, что в режиме сварки с глубоким проплавлением происходит интенсивное испарение

металла и образование парогазового канала в отличие от теплопроводной сварки. При таком способе сварки получаются сварные швы с высоким отношением глубины к ширине.

Неуклонное развитие машиностроения, а также постоянный поиск оптимальных конструкторских и технологических решений, направленных на определение способов сокращения времени производства изделий и улучшение качества готовой продукции, предопределило появление области аддитивных технологий.

Аддитивные методы производства или технологии *3D*-печати, появившиеся в конце 80-х годов XX века [21], противопоставлены традиционным технологиям, в которых изделие получается при удалении ненужного материала, и предлагают новую парадигму изготовления изделий, основанную на процессе послойного синтеза материалов [22; 23]. В основе аддитивного производства заложена цифровая *3D*-модель изделия. На ее основе с помощью специализированного программного обеспечения подготавливается исполнительный файл для *3D*-печати на промышленном оборудовании. Исходя из совокупности требований к изделиям, после изготовления к ним могут дополнительно применяться методы постобработки поверхности в связи с неудовлетворительным качеством поверхности.

Взрывной характер развития аддитивных технологий – движение из области быстрого прототипирования к производству компонентов сложной конфигурации – породил интерес к применению аддитивных технологий изготовления изделий и компонентов из металла [24; 25]. На данный момент аддитивно изготовленные металлические изделия находят широкое применение в различных отраслях: в аэрокосмической промышленности для изготовления ответственных изделий аэрокосмической промышленности, в частности, топливных инжекторов [26]; в медицине для изготовления имплантов с улучшенной биосовместимостью с человеческими тканями, используемыми для замены костей или поддержки процессов заживления травм и ран [27, 28]; в автомобилестроении для производства топологически оптимизированных изделий [29, 30], например,

компания Honda реализовала производство коленчатого вала с 50%-ным сниженным весом [31].

В настоящий момент аддитивные методы производства предлагают широкий спектр технологий под различные задачи и материалы. На рис. 1.2 представлена адаптированная классификация основных аддитивных технологий для производства изделий из металлов и сплавов, заимствованная из работы [32].

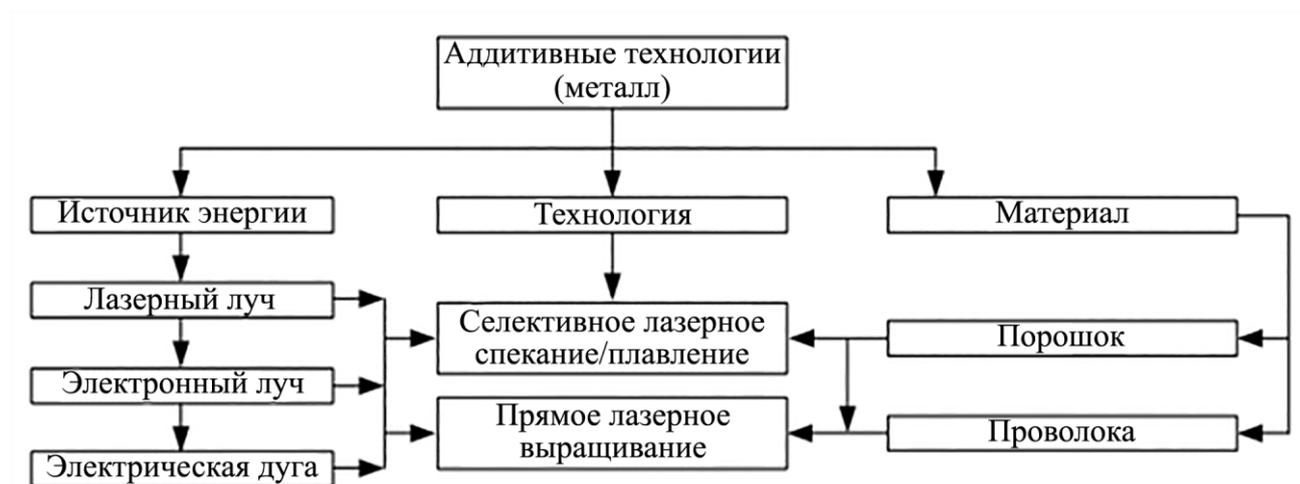


Рисунок 1.2 – Классификация аддитивных технологий для производства изделий из металла

В качестве основных материалов для производства металлических изделий для аддитивного производства используются два типа исходных материалов: металлический порошок и проволока различного химического состава. В качестве широко используемых материалов для 3D-печати применяются нержавеющие, титановые, никелевые сплавы, а также их смеси с такими металлами как тантал, вольфрам, цирконий и др. [33; 34].

Основными и наиболее распространенными аддитивными технологиями по металлу являются селективное лазерное спекание (СЛС), селективное лазерное плавление (СЛП) и прямое лазерное выращивание (ПЛВ). Отличие между процессами заключается в том, что при СЛС или СЛМ формируется заранее выровненный слой композиции из металлического порошка, тогда как при ПЛВ материал в виде порошка или проволоки подается напрямую в место контакта источника нагрева и подложки.

Область применения технологий СЛС и СЛП заключается в производстве изделий сложной конфигурации. Эта сложность может заключаться в возможности изготовления многоканальных систем охлаждения или печати изделий с учетом предварительно выполненной топологической оптимизации его формы [35; 36].

Стоит отметить, что технология ПЛВ в отличие от технологии СЛС и СЛП, применяется для ремонта и восстановления поверхностей металлических изделий, а также для выращивания изделий несложной формы. Однако потенциал данной технологии заключается в возможности синтеза новых материалов с уникальными физико-механическими свойствами в процессе 3D-печати [37]. Это становится возможным благодаря подбору металлических композиций и их оптимальному соотношению, а также параметрам настроек 3D-печати – массовый расход, мощность, скорость движения лазерной головки и т.д. Данный подход успешно апробируется при производстве функционально-градиентных и композиционных материалов [38; 39].

1.2 Дефекты лазерно-аддитивного производства

Несмотря на ряд преобладающих преимуществ лазерных традиционных и аддитивных технологий перед классическими дуговыми и другими родственными технологиями, полученные изделия не лишены возможных геометрических, внутренних и поверхностных дефектов.

Среди многочисленных дефектов, определяющих физико-механические характеристики металлов и сплавов, можно выделить три наиболее важные группы дефектов лазерных и аддитивных технологий: 1) внутренние дефекты типа пор, несплавлений и трещин, нарушающих сплошность и однородность структуры изделий; 2) иррегулярная и неоднородная микроструктуры и различные интерметаллические включения (в процессе сварки, наплавки или печати изделий сформированный тип микроструктуры в значительной степени определяет механические, трибологические, химические и другие свойства

изделий. Кроме этого, детальный анализ микроструктуры позволяет определить тип и количество неблагоприятных интерметаллических включений (фаза Лавеса, σ -фаза, карбиды и др.), которые значительно ухудшают эксплуатационные характеристики изделий); 3) остаточные деформации и напряжения, связанные с неравномерным распределением тепла в процессе обработки материалов. В результате полученная геометрия может не удовлетворять требованиям конструкторской документации.

Формирование пористости в сварных швах, покрытиях и выращенных изделиях обусловлено различными причинами. Во-первых, это нестабильность процесса сварки с глубоким проплавлением в связи с образованием парогазового канала. При этом, авторы работы [40] выделяют несколько типов пор: выпуклая пора (bulging pores), мигрирующая пора (travelling pores), остроконечные поры (spiking pores) и вдавленные поры (depression pores) (рис. 1.3, а). Во-вторых, это микроскопические поры в исходном материале для наплавки и сварки. Например, металлический порошок, полученный методом газовой атомизации, может содержать микроскопические поры. В результате в микроструктуре сварных швов и покрытий могут наблюдаться поры сферической формы. В-третьих, это газовые поры [41], образующиеся вследствие недостаточной защиты расплавленного металла от воздействия окружающей среды, а также реакция и развитие растворенных газов внутри жидкой ванны расплава (рис. 1.3, б).

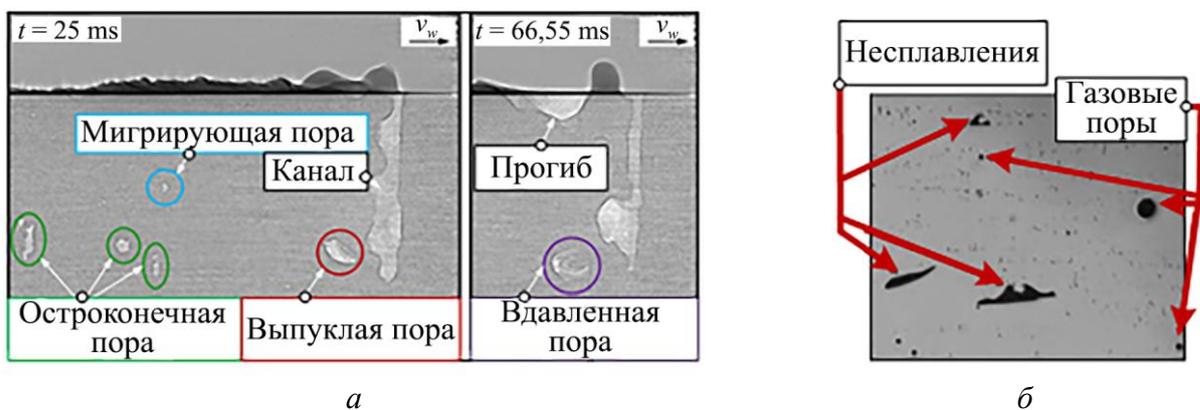


Рисунок 1.3 – Образование пор и несплавлений в результате лазерной обработки:

а – типы пор при лазерной сварке с глубоким проплавлением [40];

б – газовые поры и несплавления [42]

Среди наиболее распространенных типов трещин и других нарушений сплошности и целостности изделия можно выделить кристаллизационные и ликвационные трещины, а также деламинацию или расслоение слоев при 3D-печати [43]. Кристаллизационные (или горячие) трещины образуются по границам зерен в результате затвердевания металла (рис. 1.4, *а*). Это происходит в связи с тем, что в ходе кристаллизации жидкой ванны расплава материал испытывает растягивающие напряжения, возникновение которых становится возможным благодаря окружающему металлу или ранее наплавленному слою, температура которых гораздо меньше, чем температура расплавленного металла. [44]. В результате неравномерной усадки металла, при значениях растягивающих напряжений, превышающих значение прочности затвердевающего металла, возникают горячие трещины. Образование ликвационных трещин обусловлено различными скоростями нагрева и охлаждения в процессе лазерной сварки или наплавки (рис. 1.4, *б*).

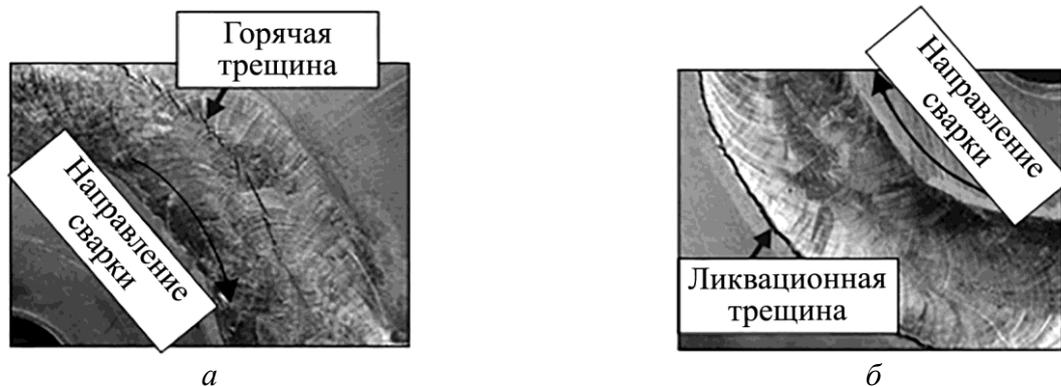


Рисунок 1.4 – Типы трещин в процессах лазерной обработки [46]:

а – кристаллизационная; *б* – ликвационная

Таким образом, в условиях быстрого нагрева может происходить расплавление вторичных фаз и легирующих элементов, или так называемых примесей. При кристаллизации ванны расплава эти различные примеси концентрируются по границам зерен и служат как центры будущих растрескиваний из-за растягивающих напряжений, превышающих прочность материала [45].

Расслоение или деламинация слоев наплавленного металла происходит в результате несплавления слоев, а также остаточных напряжений, которые превышают предел текучести материала [47].

В зависимости от параметров режима лазерной обработки, определяющих уровень термического воздействия, а также от условий кристаллизации (скорости охлаждения), микроструктура металлов и сплавов может быть представлена в различном виде: планарная, ячеистая, столбчатая дендритная и ячеистая равноосная дендритная (рис. 1.5, *а*). При этом значение имеет соотношение между температурным градиентом и скоростью кристаллизации. Их отношение (G/R) определяет тип микроструктуры, а произведение ($G \times R$) ее размер [48]. Стоит отметить, что в аддитивных технологиях один из преобладающих дефектов – анизотропия свойств, связанная с особенностью выращивания изделий (построение от платформы вверх). В результате эпитаксиального роста дендритов по градиенту температур образуется иррегулярная микроструктура, представленная в виде вытянутых столбчатых дендритов (рис. 1.5, *б*).

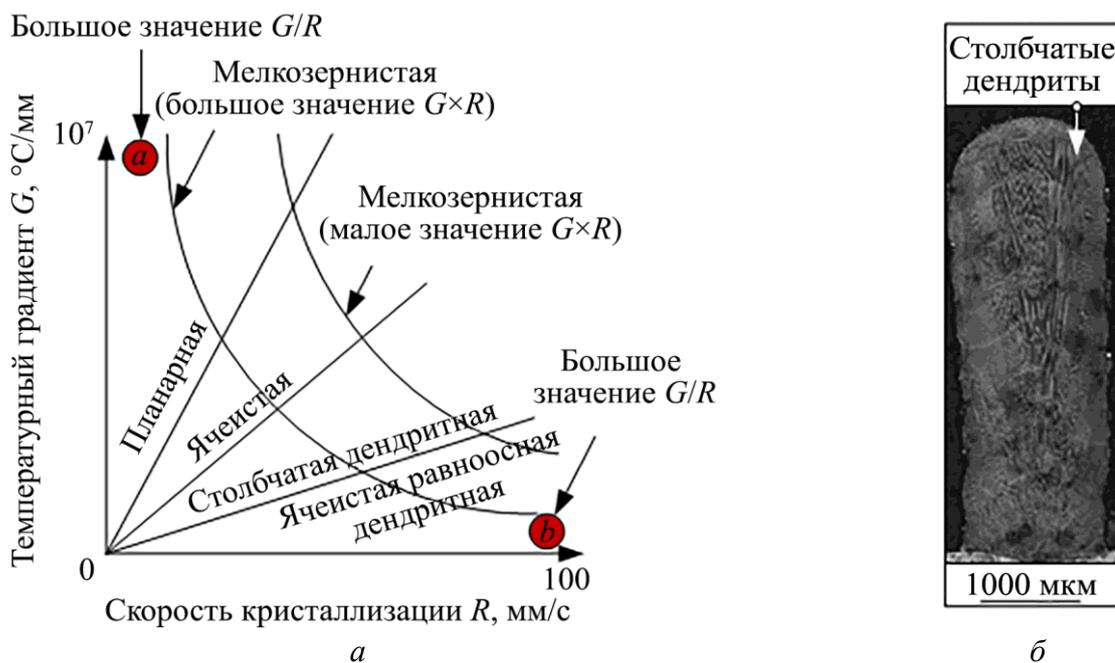


Рисунок 1.5 – Образование пор и несплавлений в результате лазерной обработки:

a – вид микроструктуры в зависимости от температурного градиента и скорости кристаллизации [48]; *б* – вид смешанной микроструктуры [49]

Поиск способов предотвращения образования микроструктуры в виде столбчатых дендритов является отдельной важной задачей в аддитивных технологиях. Столбчатые дендриты в микроструктуре покрытий и изделиях не только снижают механические и трибологические характеристики, но и обладают высокой склонностью к образованию и распространению трещин, что значительно ограничивает область применения изготавливаемых изделий. Более того, в результате неравномерного нагрева и различной скорости охлаждения в микроструктуре могут наблюдаться различного рода примеси, ухудшающие физико-механические характеристики.

Ключевые факторы, определяющие уровень остаточных напряжений и деформаций: градиент температур, возникающий вследствие локализованного лазерного нагрева, и связанные с ним тепловое расширение и сжатие обрабатываемого материала [50]. В результате искажается геометрия изделий, а при критических значениях деформаций происходит трещинообразование.

1.3 Методы управления микроструктурой и свойствами металлов

В настоящее время активно проводятся научно-исследовательские работы по разработке методов и мер по предотвращению проблем и дефектов лазерных и аддитивных технологий. Эти методы направлены на изменение традиционных условий обработки, что неизбежно приводит к микроструктурным изменениям и, как следствие, к определению нового состояния металлов и сплавов с новыми физико-механическими характеристиками.

Среди методов борьбы с дефектами лазерных и аддитивных технологий выделяют: оптимизацию параметров режимов обработки и выращивания изделий, различные виды процесса термообработки, применение функционально-градиентных и композиционных материалов, а также использование внешних источников воздействия – электромагнитное и ультразвуковое.

На рис. 1.6 представлена заимствованная и адаптированная из работы [51] классификация проблем, методов борьбы, а также предполагаемый результат от принятых методов.

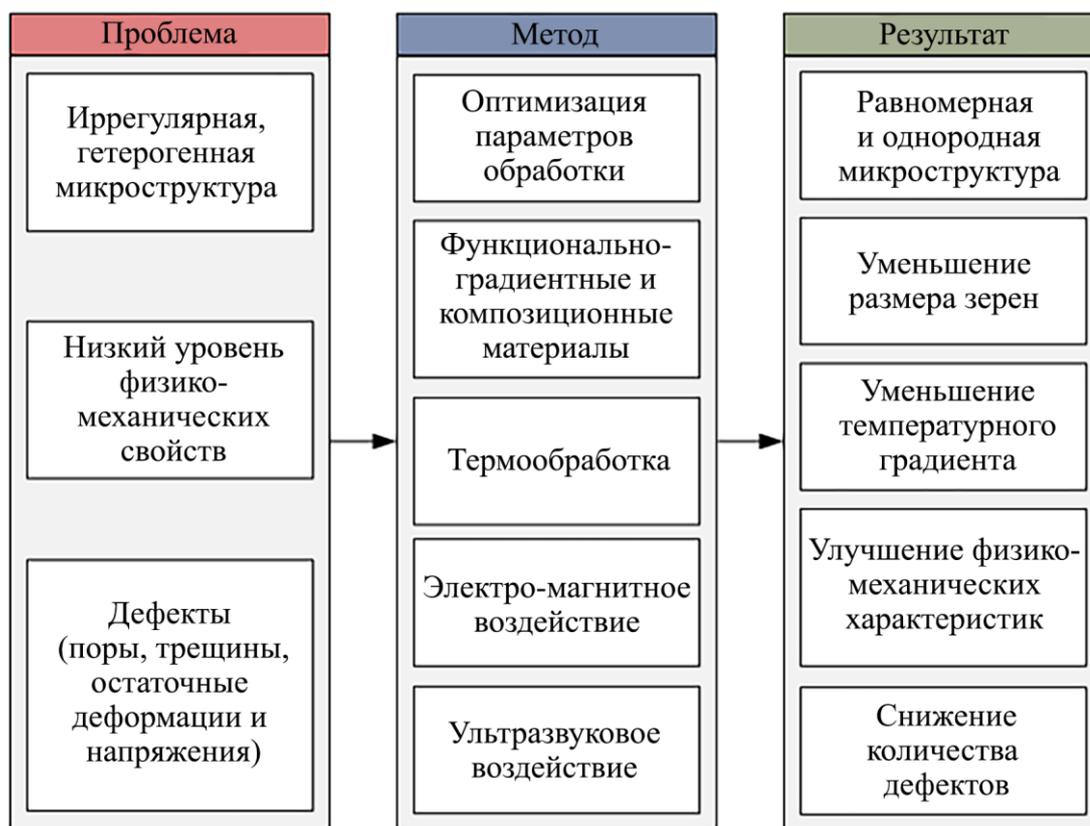


Рисунок 1.6 – Проблемы лазерно-аддитивного производства, методы борьбы и результат

В результате применения методов борьбы с указанными проблемами лазерного и аддитивного производства существует возможность управления температурным градиентом, размером зерен, дефектообразованием, типом микроструктуры и ее свойствами.

1.3.1 Оптимизация параметров лазерной обработки

Стандартным и наиболее простым подходом к управлению свойствами и микроструктурным состоянием изделий, подверженных лазерной обработке, является подбор оптимальных параметров режима: мощность лазерного излучения, скорость обработки, массовый расход материалов, защитного и транспортного газа и т.д.

В научных исследованиях [52, 53] проведена оптимизация параметров режима процесса ПЛВ высокоэнтропийного сплава марки CoCrFeNiTiAl и показано влияние параметров лазерного излучения, ширины импульса воздействия, скорости сканирования на микротвердость и коэффициент наплавки.

Рассчитанные параметры режима позволили получить микроструктуру без дефектов.

Оптимизация параметров была успешно проведена при отработке технологии лазерной сварки разнородных материалов с целью максимизации прочности и теплового вложения, в частности, при получении неразъемного соединения из высокопрочной и мартенситной марки стали [54]. В качестве исследуемых и варьируемых параметров были приняты лазерное излучение, положение фокуса и скорость сварки.

В рамках четвертой индустриальной революции активно внедряются методы искусственного интеллекта и машинного обучения. Данные инструменты эффективны при оптимизации и подборе оптимальных параметров режимов обработки, а также для предсказания деформаций, напряжений и механических свойств [55; 56]. В научной публикации [57] была разработана нейронная сеть для определения параметров режима лазерной сварки из образцов нержавеющей стали внахлест с целью уменьшения пористости, зоны термического влияния и остаточных напряжений, а также для определения и контроля геометрических параметров ванны расплава. В результате рассчитанных параметров лазерной сварки удалось добиться повышения прочности шва на 32% по сравнению с прочностью основного металла.

В работе [58] технология машинного обучения применена для прогнозирования микроструктуры в процессе лазерного спекания оксида алюминия. Алгоритм разработан и обучен на основе экспериментальных данных, полученных методом сканирующей электронной микроскопии. Результаты показывают сформированные микроструктуры для новых параметров мощности лазерного излучения, которые сходятся с экспериментальными данными. При этом совпадает как морфология спеченных частиц, так и дефекты структуры в виде пор.

Эффективность машинного обучения показана при предсказании и анализе механизмов формирования пор при лазерной сварке [59]. Анализ результатов позволил сделать вывод о том, что скорость движения потока ванны расплава и

глубина парогазового канала – наиболее значимые параметры, определяющие возникновение и развитие пористости в сварных швах.

Процесс оптимизации параметров режима может быть проведен с помощью математического моделирования. При этом могут быть проанализированы: геометрические характеристики изделия, его напряженно-деформированное состояние, микроструктура и механические свойства [60]. В работе [61] разработана многомасштабная модель при выращивании тонкостенной структуры из никелевого сплава. При этом модель позволяет связывать данные параметров процесса с распределением температур, процессами плавления и кристаллизации, распределением деформаций и напряжений. Представленная модель позволяет прогнозировать структурообразование сплава в процессе выращивания.

Разработанная модель в работе [62] предлагает инструмент для анализа эволюции микроструктуры никелевого сплава в процессе селективного лазерного плавления. При этом используется метод конечных элементов для анализа тепловой истории, а для моделирования микроструктуры – метод фазового поля. Модель позволяет количественно оценить концентрацию растворенного Nb в ванне расплава и рассчитывает необходимые условия для благоприятного роста зерен.

1.3.2 Функционально-градиентные и композиционные материалы

Среди многочисленных параметров режимов обработки и их последующей оптимизации в отдельную группу стоит выделить подбор материалов для формирования функциональных-градиентных покрытий или изделий – применение смесей металлических порошков, введение упрочняющих частиц типа W и Ta, а также композиционных металлических материалов [63; 64].

Создание композитов с металлической матрицей является активно развивающимся направлением в аддитивных технологиях. Например, благодаря дополнительному введению таких частиц, как диоксид циркония, стабилизированного оксидом иттрия в процессах лазерной наплавки титановых сплавов, существует возможность получения изделий с улучшенной коррозионной и эрозионной стойкостью, а также высокой теплостойкостью [65].

В научном исследовании [66] проводятся эксперименты по формированию образцов из материала Mo_2FeB_2 , смешанного с частицами карбида кремния. Результаты позволили сделать выводы о получении измельченной микроструктуры, а также об улучшении механических характеристик. Благодаря введению 7% карбида кремния удалось улучшить твердость на 57% по сравнению с базовым образцом наплавки из Mo_2FeB_2 . При этом дальнейшее увеличение процентного содержания карбида кремния приводит к ухудшению свойств и формированию пор и трещин.

Авторами работы [67] проведено исследование формирования композита из металлической матрицы на основе титанового сплава марки Ti-6Al-4V с наполнителем в виде карбида кремния. В процессе лазерного выращивания в результате взаимодействия наполнителя и матрицы выпадают фазы карбида и силицида титана. При повышении концентрации армирующих частиц происходит измельчение микроструктуры, а также повышение твердости. Отмечается значительное повышение прочности материала до 1300 МПа, полученного при концентрации карбида кремния 1%.

Одно из важных свойств металлических поверхностей – износостойкость. В работе [68] показана возможность снижения коэффициента трения за счет разработки композиционного материала на основе кобальта с включениями частиц карбида вольфрама. Отмечается, что при некотором критическом значении концентрации армирующих частиц происходит растрескивание, при этом частицы карбида вольфрама служат как центры зарождения трещин.

Формирование переходных микроструктур, а также физико-механических характеристик может достигаться при получении функционально-градиентных материалов. В научном исследовании [69] показано получение функционал-градиентных материалов на основе суперсплава Tribaloy T-800 и нержавеющей стали AISI 316L . Эта разработка связана с высокой склонностью к образованию трещин материала Tribaloy T-800 и фаз Лавеса, вызывающих охрупчивание материала. В данной работе продемонстрировано положительное влияние постепенного увеличения доли нержавеющей порошка при послойной печати,

что позволило достичь уровня необходимых свойств, снизив при этом вероятность трещинообразования. В работах [70] и [71] показана разработка градиентных материалов на основе никелевого и нержавеющей сплава. Показана возможность создания переходной микроструктуры с постепенным изменением твердости. Микроструктура претерпевает эволюцию от столбчатой к ячеистой равноосной структуре, при этом может происходить их чередование в связи с непрерывностью процесса синтеза. Отмечается, что с увеличением содержания химических элементов Ti, Mo и Nb увеличивается износостойкость материалов.

Разработка функционально-градиентных материалов не ограничивается печатью изделий на основе железа и никеля. В работе [72] показана возможность получения градиентного материала на основе нержавеющей стали и медного сплава. Такие материалы характеризуются хорошей теплопроводностью и электропроводностью, а также высокой коррозионной стойкостью.

1.3.3 Термообработка

Одним из широко распространенных методов воздействия на микроструктуру и свойства является процесс термообработки, заключающийся в предварительном или сопутствующем нагреве, а также посттермообработке изделий.

В научной работе [73] было проведено исследование влияния посттермообработки при температурах 650, 700, 750 и 800 °C на коррозионную стойкость выращенных образцов из смеси металлических порошков нержавеющей стали и никелевого сплава. Показана возможность улучшения коррозионной стойкости в ограниченном интервале температур в связи с увеличением количества выпадающих фаз типа Fe₁₉Ni и уменьшенной зеренной структурой.

Исследование [74] установило положительное влияние посттермообработки на образцы, полученные при лазерной сварке разнородных материалов Inconel 718 и AISI 316L. Показано, что при температурах постобработки 450 и 600 °C предел прочности остается неизменным и коррозионная стойкость улучшается, в то время как отмечается значительный прирост в удлинении образцов на 67 и 63,7%

соответственно. При температуре 850 °С с связи со значительным выпадением дисперсных фаз Лавеса, Al₂O₃ и других фаз, коррозионная стойкость падает. Во всех проведенных экспериментах подтверждается сниженный уровень остаточных напряжений.

В работе [75] приведены результаты исследований влияния термообработки на образцы, полученных методом ПЛВ из материала на основе железа марки Fe60 на подложку из нержавеющей стали AISI 304. Показана эффективность метода на управление микроструктурой, а именно на получение мелкозернистой микроструктуры металла наплавки. При этом удалось улучшить характеристики прочности, а также уменьшить количество выпадающих дисперсионных фаз. В исследовании [76] показано влияние предварительного подогрева при прямом лазерном выращивании из материала марки M4 на подложку из AISI D2. Нагрев образцов проводился в интервале температур 100 – 500 °С. Авторы отмечают снижение температурного градиента, что способствовало снижению термических напряжений и предотвращению образования горячих трещин. Использование предварительного подогрева при выращивании материала марки Inconel 738LC в работе [77] подтвердило его эффективность в борьбе с трещинообразованием. Авторами также выявлено, что изначальная попытка оптимизации параметров режимов не повлияла на склонность к образованию горячих трещин.

Посттермообработка была успешно применена для образцов из никелевого сплава марки Inconel 718 [78]. При этом результаты исследований показывают, что размер и количество интерметаллидов может изменяться в зависимости от условий нагрева. Благодаря термообработке удалось повысить пределы текучести и прочности на 140,6 и 83,9% соответственно. В исследованиях [79] при термообработке образцов из никелевого сплава Inconel 625 показана эффективность термообработки в снижении уровня остаточных напряжений. В работе подчеркивается улучшение коррозионных свойств полученных образцов. В научной публикации [80] авторами исследовано влияние посттермообработки на образцы из сплава Ti–6Al–4V, полученные методом селективного лазерного плавления. В результате нагрева образцов при температуре 750°С в течение

2 часов микроструктура, представленная α' -мартенситом и β -фазой, перешла в α -фазу с практически неизменным количеством β -фазы. Анализ механических характеристик посттермообработанных образцов свидетельствует о снижении предела текучести и увеличении относительного удлинения.

Авторами работы [81] проведено исследование посттермообработанных образцов из материала GH4169/V. Результаты свидетельствуют о значительном улучшении ряда механических свойств: прочность при растяжении увеличилась на 40%, среднее значение твердости на 69%, прочность на сдвиг – на 50%. Отмечается, что при повышении температуры обработки происходит улучшение износостойкости за счет выпадения армирующих фаз.

1.3.4 Электромагнитное воздействие

Управление микроструктурой и свойствами металлов и сплавов может осуществляться не только за счет оптимизации параметров процесса, но и за счет применения различных схем нагрева или подбора материалов. Одно из активно развивающихся направлений – использование дополнительного источника энергии в виде электромагнитного воздействия [82; 83].

В работе [84] проведены эксперименты по лазерному выращиванию образцов из материала марки Fe901. Показано, что дополнительное электромагнитное воздействие в процессе выращивания привело к микроструктурным изменениям – произошел переход от столбчатых вытянутых дендритов к ячеистой равноосной форме. Авторами отмечается, что критических изменений в фазовом составе не произошло, при этом удалось повысить абразивную стойкость и твердость покрытий. Массовая потеря на 72,8% меньше, чем при традиционном выращивании.

Механизм микроструктурных изменений связан с действием силы ампера и магнитного поля, а также постоянной смены направления их воздействия внутри ванны расплава. Из-за этого возникает дополнительная циркуляция потока жидкого металла, что способствует снижению градиента температур, а также однородному распределению химических элементов в ванне расплава [85; 86].

На рис. 1.7 показан схематичный процесс эволюции микроструктуры при электромагнитном воздействии, адаптированный из работы [84].

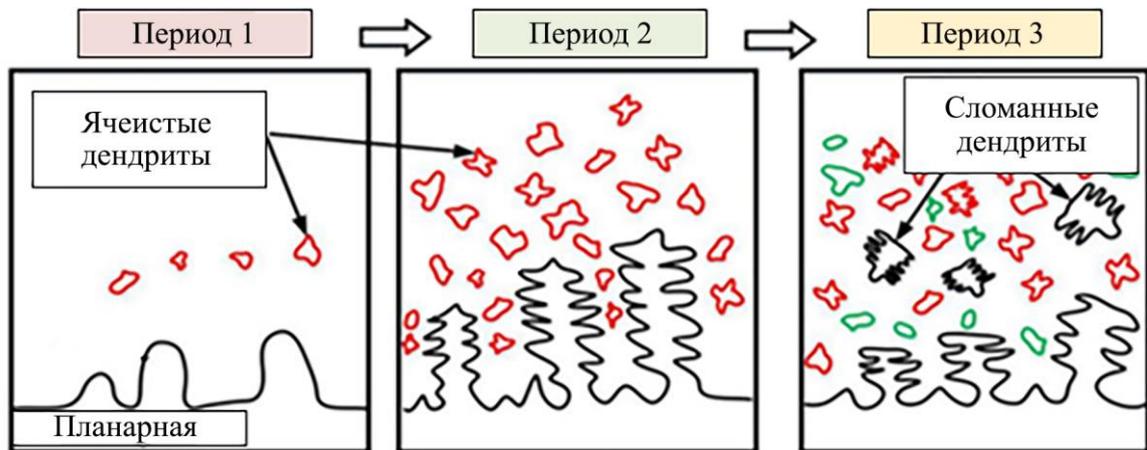


Рисунок 1.7 – Эволюция микроструктуры при электромагнитном воздействии

В период 1 обработки происходит формирование ячеистых дендритов на интерфейсе между подложкой и ванной расплава, далее в периоде 2 начинается рост дендритных кристаллов, однако конвекционных сил еще недостаточно для разламывания столбчатых дендритов. В периоде 3 при критической длине столбчатого дендрита происходит его разламывание [87]. Сломанные дендриты способствуют формированию мелкозернистой структуры.

Комбинированный способ обработки активно применяется для изучения микроструктуры и свойств никелевых сплавов. В публикации [88] при исследовании стали Inconel 825 отмечается измельчение микроструктуры: доля равноосных ячеистых зерен увеличилось с 16,7 до 77,5% и средний размер зерна уменьшен с 5,8 до 2,1 мм. Дальнейший анализ механических свойств показал увеличение прочности и относительного удлинения для всех образцов, полученных с электромагнитным воздействием. При анализе другого никелевого сплава марки Inconel 718 в [89] отмечается растворение элементов Nb и Ni, а также изменение морфологии и уменьшение фаз Лавеса с 6,44 до 4,04%. Результаты электромагнитного воздействия при выращивании образцов из сплава Ni60 в [90] свидетельствуют о повышении роста центров кристаллизации и получении мелкозернистой структуры. Отмечается, что электромагнитное воздействие

способствует снижению трещинообразования и остаточных напряжений. Результаты исследований аналогичного сплава в работе [2] дополнительно свидетельствуют о повышении твердости сформированных покрытий.

В работе [91] проводились экспериментальные исследования влияния электромагнитного воздействия на магниевый сплав марки AZ91D. Полученные результаты показали улучшенную износо- и коррозионную стойкость, благодаря равномерному распределению фазы β -Mg₁₇Al₁₂. Отмечается воздействие силы Лоренца на форму дендритной структуры, при котором происходит дробление фаз β -Mg₁₇Al₁₂. В связи с полученной мелкозернистой и равномерной структурой образцов удалось повысить твердость на 27,5%.

1.3.5 Ультразвуковое воздействие

В настоящее время активно развивается направление по созданию комбинированной технологии, известной как лазерно-акустическая или лазерная обработка с ультразвуковым воздействием. В качестве дополнительного источника воздействия на микроструктуру и свойства металлов и сплавов в данной комбинированной технологии используются высокочастотные вибрации различного диапазона и мощности. Концепция обработки материалов с ультразвуковым воздействием известна с конца 1950 года и с тех пор успешно применяется для различных технологических процессов [92; 93]. Особенный интерес представляют процессы, связанные с изменением агрегатного состояния материала – его переходом из твердого состояния в жидкое и обратно. В таком случае ультразвуковая вибрация оказывает влияние как на процесс формирования и развития жидкой ванны расплава, так и на процесс ее последующей кристаллизации.

Эффективность ультразвуковой передачи зависит от многих факторов: параметров ультразвуковой обработки, используемых материалов, способов подвода ультразвуковой волны и т.д. Стоит отметить, что дополнительные потери ультразвуковой энергии происходят при переходе через границу раздела между различными фазами: жидкость, газ или твердое вещество. Основными эффектами,

отвечающими как за ослабление акустической волны, так и за изменения микроструктуры и свойств материалов при ультразвуковой обработке являются акустические течения и эффект кавитации [94]. Эти два нелинейных эффекта способствуют развитию жидкой ванны расплава и могут оказывать на нее различное воздействие.

Акустическое течение способно вносить дополнительный энергетический вклад в картину общего течения расплавленного металла. В результате происходит интенсификация течений, благодаря которым улучшается перемешивание химических элементов, а структура течений становится более равномерной [95]. Эффект кавитации заключается в образовании пузырьков или полостей в жидкости, которые при достижении критического значения давления схлопываются или взрываются. Высвобожденная в этот момент энергия оказывает значительное влияние на теплоперенос, а также на процесс кристаллизации ванны расплава.

На рис. 1.8 показаны основные эффекты от ультразвукового воздействия, а также промежуточный и конечный результаты их воздействия на обрабатываемый материал. Схема заимствована, дополнена и адаптирована из работы [96].

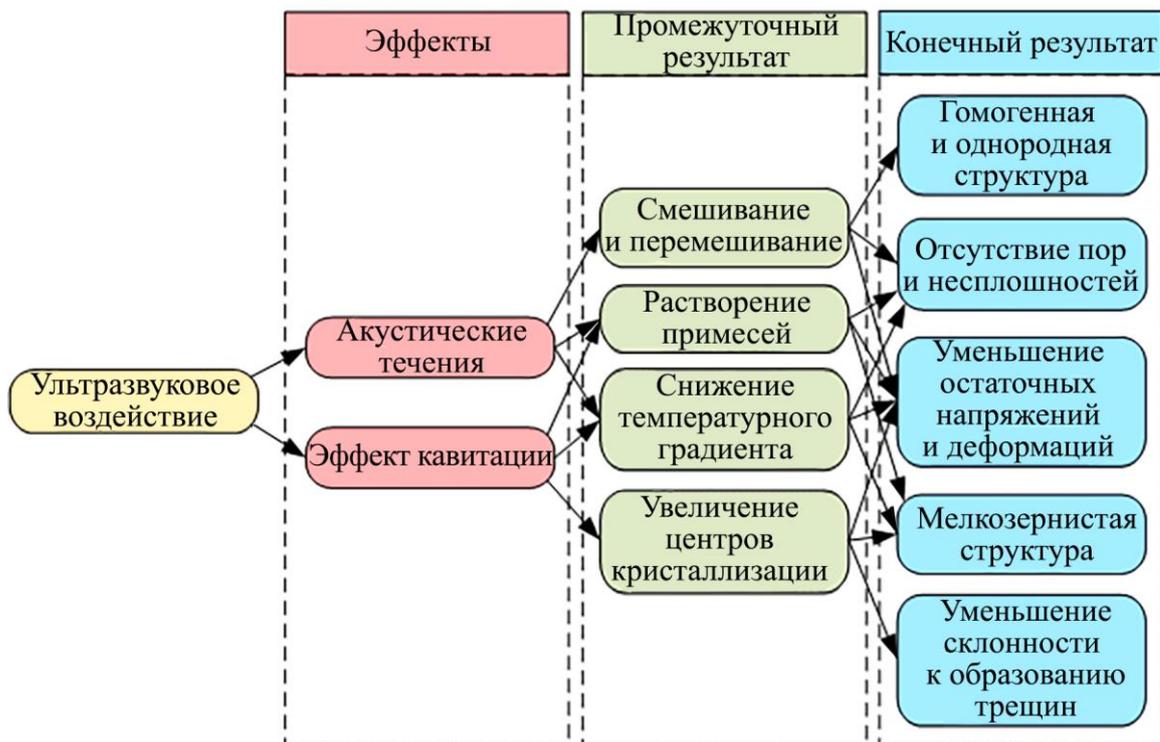


Рисунок 1.8 – Эффекты от ультразвукового воздействия в производственных процессах

Конечные результаты от воздействия ультразвуковой вибрации заключаются в возможности создания материалов с улучшенной микроструктурой, т.е. в получении мелкозернистой микроструктуры с однородным распределением химических элементов. При этом могут быть повышены механические, трибологические и другие характеристики обрабатываемых материалов [97]. Не менее важным результатом ультразвуковой обработки является способность управления дефектностью материала – снижением или повышением пористости материала, что особенно актуально при создании имплантов медицинского назначения. Ультразвуковая вибрация способствует сглаживанию температурного градиента и приводит к снижению остаточных деформаций и напряжений в изделии.

Создание и развитие комбинированных технологий – экспериментальные работы по совмещению лазерных технологий с ультразвуковыми – имеют огромный научно-практический потенциал развития и применения в различных отраслях промышленности [98]. Наиболее распространенными направлениями научно-исследовательских работ на данный момент являются разработка лазерной сварки и процесса ПЛВ с ультразвуковым воздействием.

1.4 Методы лазерной сварки с ультразвуковым воздействием

В научном исследовании [99] разработан экспериментальный стенд для лазерной сварки с ультразвуковым воздействием высокопрочного алюминиевого сплава марки АА6082. Отмечается, что сварные швы, полученные традиционным методом лазерной сварки, характеризуются сниженными значениями механических характеристик, а также образованием дефектов в виде горячих трещин. Для борьбы с указанными недостатками авторами предлагается использование излучателей Ланжевена в процессе лазерной сварки для передачи ультразвуковых колебаний (УЗК). Результаты экспериментов показали, что благодаря ультразвуковым вибрациям удалось получить сварной шов, предел прочности которого на 25% выше по сравнению

с традиционным методом лазерной сварки. Авторами отмечается измельчение зерна, что непосредственно улучшило трещиностойкость, а также изменение геометрии сварного шва.

Для изучения процесса лазерной сварки с ультразвуковым воздействием применяются не только экспериментальные методы, но и активно разрабатываются численные модели. Разработанная авторами [100] математическая модель показала, что ультразвуковая вибрация способствует снижению температурного градиента, при этом создаются благоприятные условия для формирования равноосной микроструктуры. Дальнейшие экспериментальные работы показали эффективность метода при обработке материала из нержавеющей стали марки AISI 321. Авторам удалось улучшить характеристики прочности и пластичности. В работе [101] при исследовании аналогичного материала отмечается влияние мощности ультразвукового излучателя на прочность, а также разлом дислокаций, способствующий повышению твердости сварного шва.

В исследовании [102] способ лазерной сварки с ультразвуковым воздействием применяется для соединения разнородных материалов из никелевого и нержавеющей сплава. Традиционные проблемы таких соединений заключаются в образовании несмешанной зоны, а также в неравномерном распределении химических элементов. Авторами разработан стенд, в котором используются 4 ультразвуковых излучателя с максимально возможной мощностью 500 Вт и частотой 20 кГц. Результаты показали, что УЗК привела к изменению геометрических характеристик сварного шва – увеличилась глубина проплавления и снизилась ширина несмешанной зоны. Авторами отмечается, что применение ультразвуковой вибрации способствует подавлению сегрегации элемента Mo, а также уменьшению вторичной ρ -фазы с 2,44 до 0,72%. Показано, что с увеличением мощности ультразвуковой вибрации с 250 до 500 Вт распределение Ni в сварном шве выравнивается (рис. 1.9).

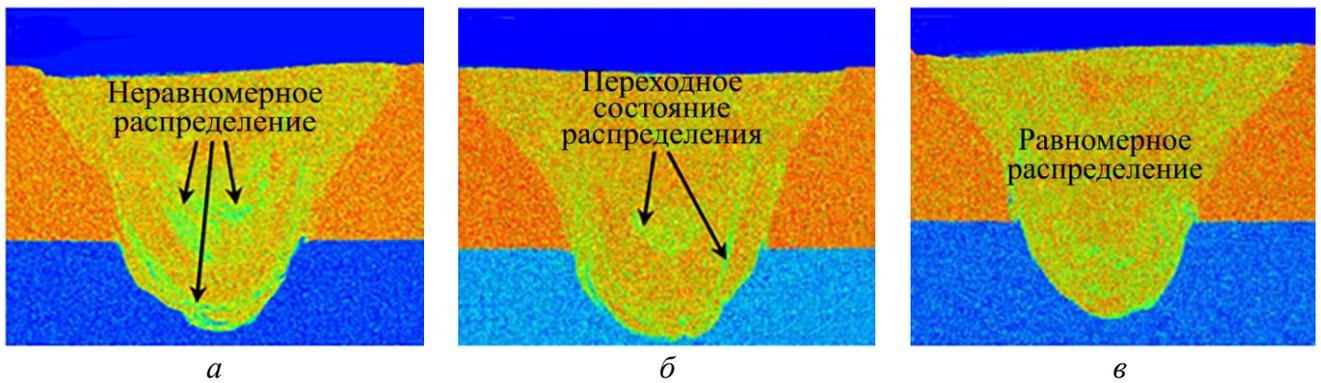


Рисунок 1.9 – Влияние ультразвуковых колебаний на распределение химического элемента Ni в сварном шве: *а* – без УЗК; *б* и *в* – с УЗК мощностью 250 и 500 Вт соответственно

В работе [103] проводятся исследования получения неразъемного соединения из суперсплава на основе кобальта марки L605. Авторами отмечаются проблемы сварных швов, связанные с охрупчиванием и склонностью к образованию горячих трещин. Результаты исследований показали, что ультразвуковые колебания приводят к уменьшению количества фаз Лавеса, что способствует повышению стойкости к охрупчиванию сварного шва. Авторами отмечается, что полученная мелкозернистая микроструктура сварного шва позволила повысить прочность сварного соединения с 9666 до 1034 МПа и пластичность с 16 до 22%.

1.5 Методы ПЛВ с ультразвуковым воздействием

Одним из наиболее распространенных материалов при формировании изделий и покрытий методов ПЛВ является нержавеющая сталь марки AISI 316L. В научной публикации [104] разработан способ ПЛВ с ультразвуковым воздействием. При этом в качестве источника УЗК используется ролик, который перемещается синхронно с источником лазерного излучения. Данный процесс ПЛВ, совмещенный с процессом ультразвуковой прокатки, позволил получить мелкозернистую структуру с уменьшенным средним размером зерна с 76,10 до 26,23 мкм. Дальнейшие исследования механических свойств показали

увеличение микротвердости с 214 до 268 HV0.2, предела текучести с 396 до 442 МПа и предела прочности с 682 до 771 МПа.

Результаты исследования формирования образцов из аналогичного материала в работах [105 и 106], но при различных схемах ультразвукового ввода показали эффективность ультразвуковой вибрации в улучшении износостойкости, а также улучшении шероховатости поверхности образцов. Авторами работы [107] отмечается, что несмотря на формирования равноосных зерен в некоторых областях исследуемых образцов, это не всегда способствует значительному повышению прочности и твердости всего изделия. В публикации [108] проводились экспериментальные работы по формированию образцов из нержавеющей стали марки AISI 304. Показано эффективное дробление столбчатых дендритов и, как следствие, формирование равноосной ячеистой микроструктуры. В микроструктуре металла, полученном как с ультразвуковым воздействием, так и при его отсутствии наблюдаются поры, однако их размер и количество отличаются. Благодаря ультразвуковому воздействию удалось уменьшить средний диаметр пор на 62,4%.

Применение УЗК в процессе ПЛВ не ограничивается формированием изделий из нержавеющей стали. Проводятся исследования данной технологии при производстве изделий из никелевых сплавов. Результаты, полученные в научной работе [109], свидетельствуют о влиянии ультразвуковых вибраций на формирование фаз Лавеса. Благодаря воздействию ультразвуковой кавитации и акустическим течениям, повышается скорость кристаллизации ванны расплава, при которой можно добиться уменьшения фаз Лавеса на 30%. Авторами отмечается, что при определенном подборе параметров ультразвуковой обработки возможно повысить массу наплавленного металла более чем на 25%. Исследования в работе [110] показали, что ультразвуковая вибрация способствует уменьшению пористости материала, а также снижению коэффициента трения.

В работе [111] проводится апробация ПЛВ образцов с ультразвуковым воздействием из титанового сплава. При этом отмечается возможность формирования структурно-градиентных материалов с варьируемыми свойствами.

Результаты свидетельствуют о повышении износостойкости образцов более чем в 2 раза. В исследовании [112] удалось повысить прочность образцов с 373 до 1386 МПа за счет формирования мелкозернистой структуры и увеличения плотности дислокаций.

Применение процесса ПЛВ неотъемлемо связано с формированием композиционных и функционально-градиентных материалов. В работе [113] выполнена разработка покрытия на основе Fe, Ni и Ni с дополнительным ультразвуковым воздействием в процессе ПЛВ. Авторами отмечается снижение остаточных напряжений на 12-13%. Полученное покрытие обладает повышенной коррозионной стойкостью и износостойкостью. В научном исследовании [114] выполнено формирование покрытия на основе железа с включениями карбида и диборида титана. Показано, что при введении УЗК произошло выравнивание армирующих частиц по объему образца, а также эффективная фрагментация столбчатых дендритов, что способствовало улучшению трибологических характеристик сформированных покрытий.

Вывод по главе 1

В гл. 1 рассмотрены основные технологии лазерного традиционного и аддитивного производства. Показано, что перспективным направлением развития машиностроительной области является внедрение прогрессивных аддитивных технологий, направленных на изменение классических подходов к проектированию и изготовлению конструкций с учетом специфики метода послойной 3D-печати. В данной работе отмечается, что несмотря на ряд преимуществ лазерных традиционных и аддитивных технологий, существуют группы дефектов, на порядок ухудшающие физико-механические характеристики изделий. В связи с этим в работе приведены наиболее распространенные дефекты лазерно-аддитивного производства, разделенные на три группы: 1) внутренние и поверхностные дефекты изделий; 2) иррегулярная и неоднородная микроструктуры; 3) остаточные напряжения и деформации.

Для каждой рассматриваемой группы приведены причины образования дефектов. При определении эффективных методов борьбы с указанными

дефектами лазерно-аддитивного производства в данной работе приведен обзор перспективных направлений научно-исследовательских работ. В данной работе выделены пять направлений: оптимизация параметров лазерной обработки, функционально-градиентные и композиционные материалы, термообработка, электромагнитное и ультразвуковое воздействия. Наиболее сильный акцент литературного обзора сделан на научных изысканиях по созданию комбинированных технологий лазерной сварки и ПЛВ с применением УЗК. Их преимущество перед другими технологическими процессами обусловлено эффективностью управления структурообразованием в процессе обработки, снижением количества дефектов и повышением физико-механических характеристик формируемых покрытий, соединений и изделий в целом. Однако разнообразие способов ультразвукового воздействия на жидкую ванну расплава предопределило поиск наиболее оптимального решения к созданию комбинированной технологии обработки различных металлов и сплавов.

В данной работе предлагается рассмотреть два отдельных, но взаимосвязанных технологических процесса:

1) исследование ультразвукового воздействия в процессе лазерной точечной обработки (ЛТО) нержавеющей стали с целью изучения влияния УЗК на микроструктуру поверхностного слоя, распределения микротвердости, а также на геометрию ванны расплава (в данном случае исключается использование какого-либо присадочного материала);

2) исследование ультразвукового воздействия в процессе ПЛВ на микроструктуру, распределение химических элементов, а также механические и трибологические характеристики формируемых образцов (в данном случае, в качестве присадочного материала используется мелкодисперсный металлический порошок).

Глава 2 МАТЕРИАЛЫ, ОБОРУДОВАНИЕ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Материалы исследования

В качестве основного материала для ПЛВ были выбраны аустенитный нержавеющий сплав марки EuTroLoy 16316D.04 и сплав на основе никеля марки Inconel 625, химический состав которых приведен в табл. 2.1.

Таблица 2.1 – Химический состав сплава марки EuTroLoy 16316D.04 и Inconel 625

Сплав	Fe	Ni	Cr	Si	Mo	C	Nb	Al	Mn	S
EuTroLoy 16316D.04	Основа	13	16,8	0,85	2,2	0,02	-	-	-	-
Inconel 625	0,5	58	20,0	0,5	8,0	0,1	3,15	0,4	0,5	0,015

Гранулометрический состав металлических порошков был определен с помощью лазерного дифракционного анализатора Mastersizer 3000 (рис. 2.1, *а*). Методом вибрационного просеивания на оборудовании HAVER EML 315 digital plus для непосредственных экспериментов была отобрана фракция 60-90 мкм для обоих исследуемых материалов (рис. 2.1, *б*).

Для проведения экспериментов по ЛТО и ПЛВ были подготовлены пластины (подложки) из листового проката нержавеющей стали марки AISI 316L.

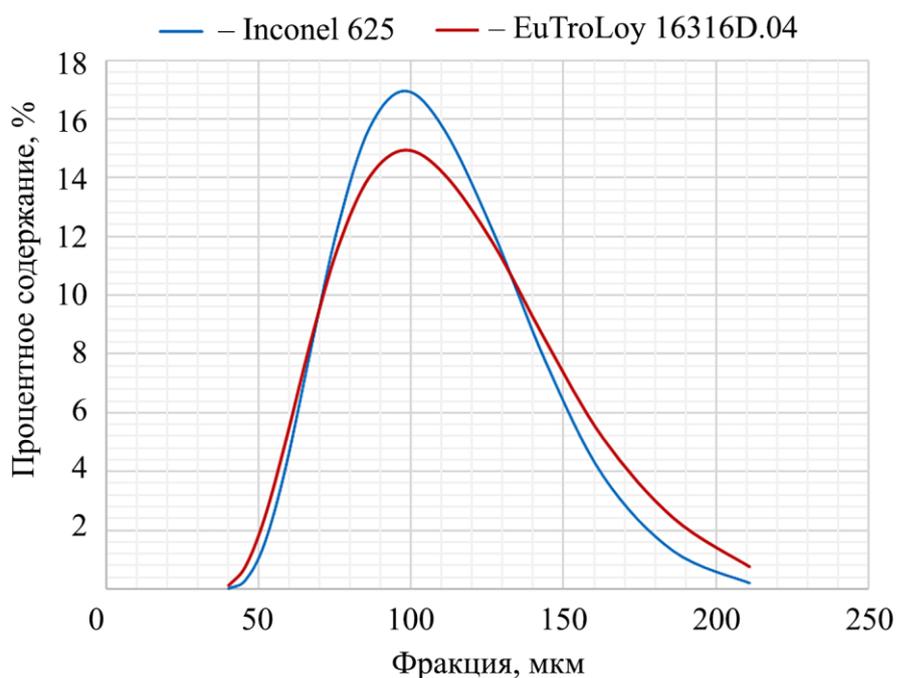
В табл. 2.2 приведен план экспериментов, где указана информация о размере пластин, применяемом технологическом процессе и плане исследований.



а



б



в

Рисунок 2.1 – Исследование исходного материала для ПЛВ:
 а – Mastersizer 3000M; б – HAVER EML 315 digital plus; в – фракционный состав
 металлических порошков EuTroLoy 16316D.04 и Inconel 625

Таблица 2.2 – План экспериментов

№ п/п	Размер пластины	Материал	Процесс	План исследований
1	100x50x1	AISI316L	ЛТО	Исследование поперечных сечений, качественный анализ микроструктуры
2	100x50x1.5	AISI316L	ЛТО	Качественный и количественный анализы микроструктуры и микротвердости

№ п/п	Размер пластины	Материал	Процесс	План исследований
3	100x50x2	EuTroLoy 16316D.04.	ПЛВ	Качественный и количественный анализы микроструктуры
4	100x50x2	Inconel 625	ПЛВ	Качественный анализ микроструктуры
5	100x50x6	EuTroLoy 16316D.04. Inconel 625	ПЛВ	Изготовление функционально-градиентного материала. Анализ распределения химических элементов, анализ микротвердости
6	100x50x10	EuTroLoy 16316D.04.	ПЛВ	Анализ механических характеристик: прочность, твердость, износостойкость

Для формирования порошковых смесей использовалось оборудование TURBULA T2F. Смешивание исследуемых порошков происходило в течение 30 минут для достижения однородного распределения. Все исследуемые порошковые материалы и их смеси подвергались просушиванию в печи при температуре 120 °С в течение трех часов.

2.2 Оборудование для ЛТО с ультразвуковым воздействием

2.2.1 Экспериментальная установка

Лазерный нагрев проводился с помощью иттербиевого волоконного лазера ЛС-6-К производства фирмы IPG Photonics. Ультразвуковое воздействие осуществлялось с помощью излучателя Ланжевена мощностью 100 Вт и частотой 40 кГц. Для осуществления процесса ЛТО с ультразвуковым воздействием была спроектирована и изготовлена специальная оснастка, учитывающая конфигурацию ультразвукового излучателя Ланжевена. Оснастка была изготовлена с помощью аддитивных технологий методом послойного нанесения по принципу FDM (Fused Deposition Modeling). В качестве основного материала для печати использовался термопластичный пластик марки ABS – термопластической смолы на основе сополимера акрилонитрила с бутадиеном и стиролом. Эффективность передачи

УЗК обеспечивается за счет болтовых соединений через заранее предусмотренные технологические отверстия в оснастке и пластине (рис. 2.2).

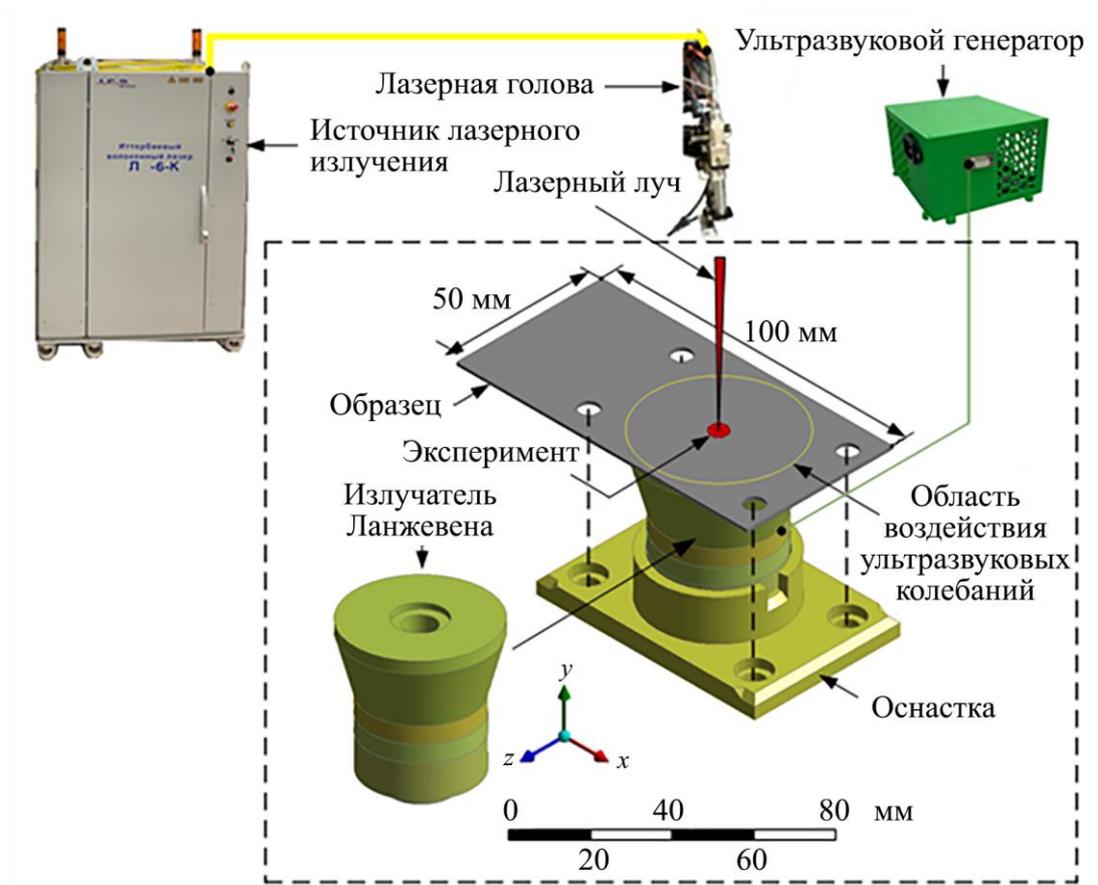


Рисунок 2.2 – Схема экспериментальной установки ЛТО с ультразвуковым воздействием

Для каждой из пластин в области воздействия УЗК было проведено по четыре эксперимента с ультразвуковым воздействием и без него согласно режимам, представленным в табл. 2.3.

Таблица 2.3 – Параметры режимов ЛТО

Номер эксперимента	Толщина, мм	Мощность, Вт	Время воздействия, с	Диаметр пятна лазерного луча, мм
1	1	1250	4	3
2	1	1500	3,5	3
3	1	1000	5	3
4	1,5	1375	4,5	3
5	1,5	1625	4,0	3
6	1,5	1875	3,5	3

2.2.2 Методика исследования геометрических параметров ванны расплава

Для количественной оценки степени воздействия УЗК на процесс точечного лазерного нагрева реализован алгоритм полуавтоматического измерения площади поверхности ванны расплава. Для определения границы фазового перехода материала и подсчета количества пикселей в данной области используется концепция «область интереса», позволяющая в ручном режиме ограничить область программного поиска границ ванны расплава, так как общая картина не позволяет в автоматическом режиме выделить «маску». Пример определения границы ванны расплава представлен на рис. 2.3.

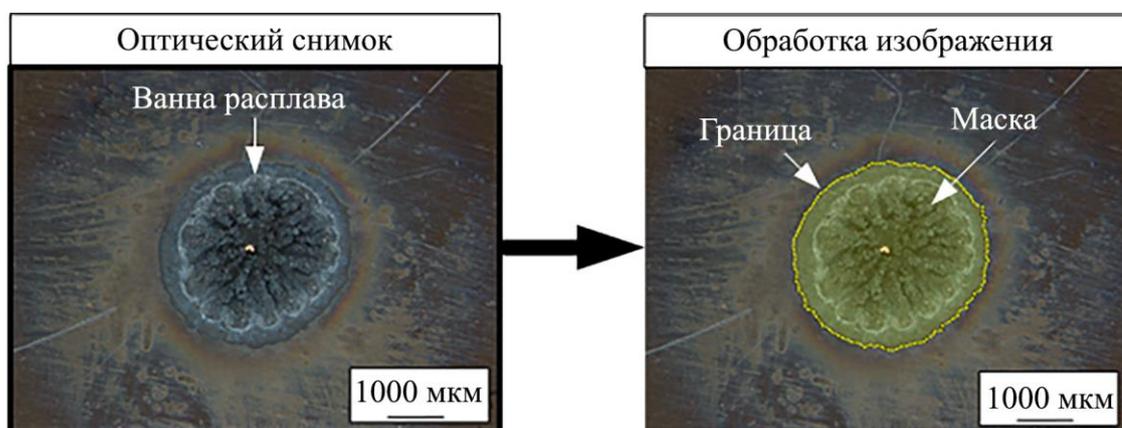


Рисунок 2.3 – Определение границы ванны расплава и наложения расчетной «Маски»

Программный подсчет пикселей, укладывающийся в масштабную линейку, и деление на ее известную длину позволяет найти площадь одного пикселя. Умножая площадь пикселя на количество пикселей в выделенной ранее области (маска), вычисляется площадь искомой фигуры с погрешностью, укладывающейся в линейный размер пикселя.

2.3.3 Методика исследования микроструктуры

Для количественной оценки степени воздействия УЗК на микроструктуру в процессе точечного лазерного нагрева реализован алгоритм определения процентного содержания фазовых составляющих микроструктуры на основе

подготовленных оптических снимков. Известно, что в аустенитных сталях при кристаллизации образуется аустенитно-ферритная структура шва [2]. Благодаря образованию второй фазы – феррита – происходит измельчение аустенитных зерен, а также уменьшение концентрации примесей (Si, P, S и т.д.) в межкристаллитных прослойках за счет их большей растворимости в феррите [9]. Стоит отметить, что в связи с быстрым охлаждением и в зависимости от разного химического состава исходной аустенитной стали в микроструктуре также могут наблюдаться различные выделения типа карбидов и другие типы фаз – сигма, хи, g и Лавеса [2].

В данной работе принято решение разделить микроструктуру на две составляющие: Аустенит и X-фаза, где X включает в себя феррит, а также различные карбиды и другие возможные фазы. Для разграничения указанных структурных составляющих разработанная программа позволяет переводить оптические цветные (RGB) снимки в черно-белые (Black & White – B&W), а после программа подсчитывает общее количество пикселей и отдельное количество белых и черных пикселей для определения их процентного соотношения. Пример работы программы представлен на рис. 2.4.

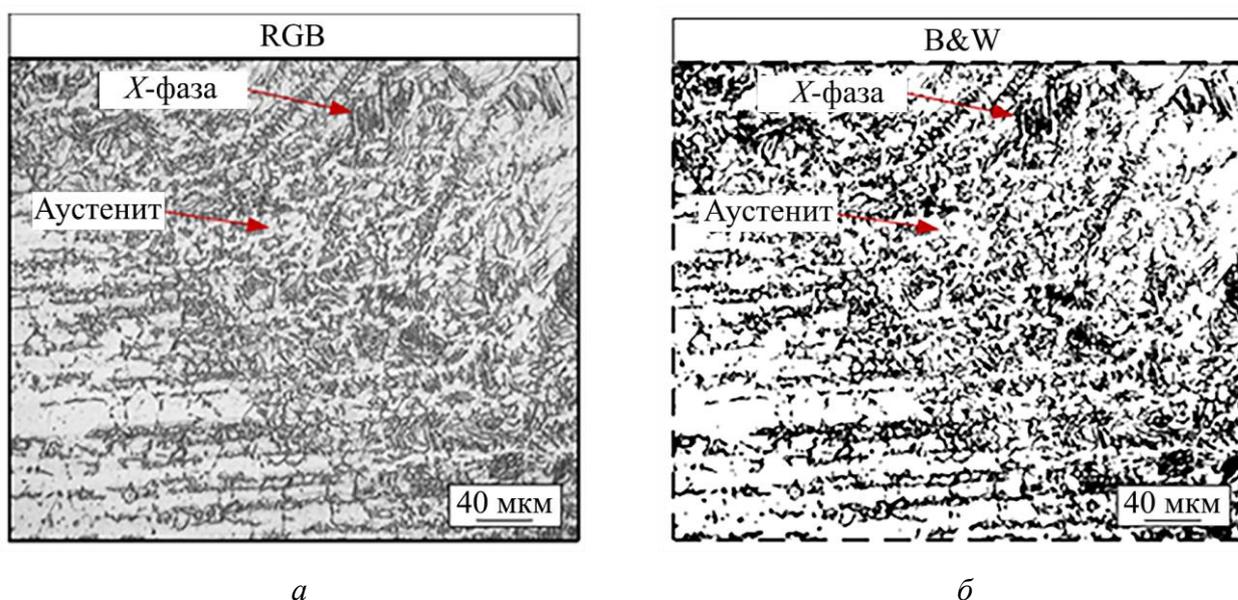


Рисунок 2.4 – Определение фазовых составляющих структуры:

a – исходное цветное изображение (RGB); *б* – обработанное черно-белое изображение (B&W)

2.3 Оборудование для ПЛВ с ультразвуковым воздействием

2.3.1 Экспериментальная установка

Процесс ПЛВ проводился с помощью оборудования InssTek MX-Mini, оснащенного волоконным лазером фирмы IPG Photonics с длиной волны 1070 нм, собственной системой подачи металлического порошка, коаксиальным соплом и рабочей камерой. Ультразвуковое воздействие осуществлялось с помощью излучателя Ланжевена мощностью 100 Вт и частотой 20 кГц.

Для процесса ПЛВ с ультразвуковым воздействием по аналогии с экспериментальной установкой ЛТО с ультразвуковым воздействием была спроектирована и изготовлена оснастка, учитывающая особенности используемого ультразвукового излучателя. С использованием метода 3D-печати по принципу FDM были изготовлены основание для закрепления излучателя Ланжевена и корпус, обеспечивающий водяное охлаждение верхней части ультразвукового излучателя.

В основании предусмотрено шесть технологических отверстий: два обеспечивают закрепления основания на поворотном столе установки для ПЛВ InssTek MX-Mini, другие четыре отверстия в основании и соосные им четыре отверстия в подложке за счет болтовых соединений обеспечивают необходимый контакт между ультразвуковым излучателем и подложкой.

Общий вид экспериментальной установки представлен на рис. 2.5.

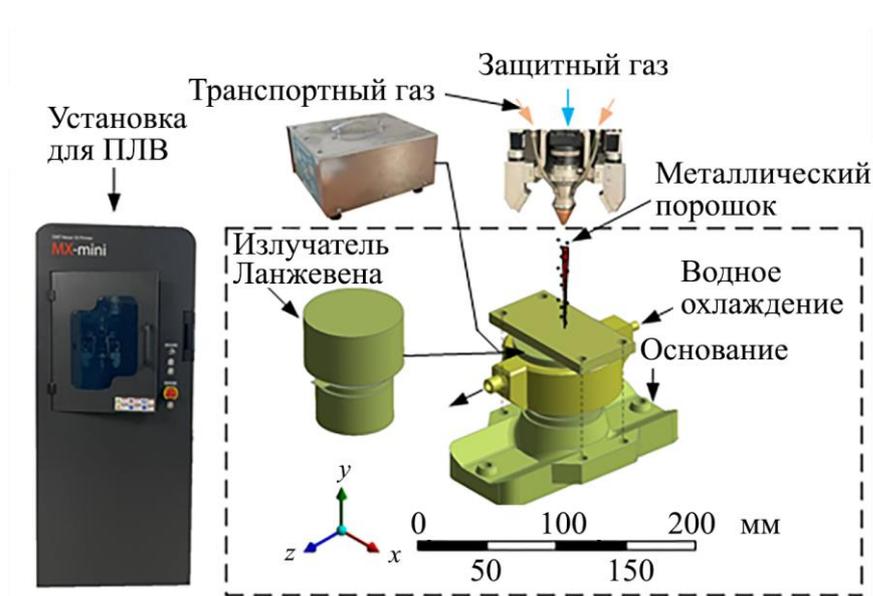


Рисунок 2.5 – Схема экспериментальной установки ПЛВ с ультразвуковым воздействием

В работе проведены эксперименты согласно параметрам режима установки для процесса ПЛВ с ультразвуковым воздействием и без него, представленным в табл. 2.4. Параметры мощности и массового расхода указаны для материалов EuTroLoy 16316D.04 и Inconel 625, а также их смесей, используемых при изготовлении функционально-градиентного материала. В качестве транспортного газа для порошкового материала используется аргон (расход 3 л/мин), для формирования основного защитного газового потока – также аргон (расход 5 л/мин).

Таблица 2.4 – Параметры режима ПЛВ

№ п/п	Материал	Мощность, Вт	Массовый расход порошка, г/с
1	EuTroLoy 16316D.04.	300	0,05
2	75% EuTroLoy 16316D.04 + 25% Inconel 625	270	0,05
3	50% EuTroLoy 16316D.04 + 50% Inconel 625	240	0,05
4	25% EuTroLoy 16316D.04 + 75% Inconel 625	220	0,05
5	Inconel 625	210	0,05

2.3.2 Схемы выращивания образцов для исследований

Для исследования микроструктуры и микротвердости образцов, полученных методом ПЛВ с ультразвуковым воздействием и при его отсутствии, для материала EuTroLoy 16316D.04, Inconel 625 и их смесей была выбрана двунаправленная стратегия выращивания. Величина перекрытия валика 0,4 мм по оси X и Y и с изменением высоты 0,2 мм по оси Z. Установленная величина перекрытия по оси Z определяет величину перемещения лазерной головки от слоя к слою.

Размеры экспериментальных образцов для исследуемых материалов и их схема выращивания приведены на рис. 2.6.

Размер металлических образцов для исследования прочности при статическом растяжении и коэффициента трения, а также схема или стратегия их выращивания приведены на рис. 2.7. Образцы для исследования прочности подготовлены согласно стандарту ASTM E8M.

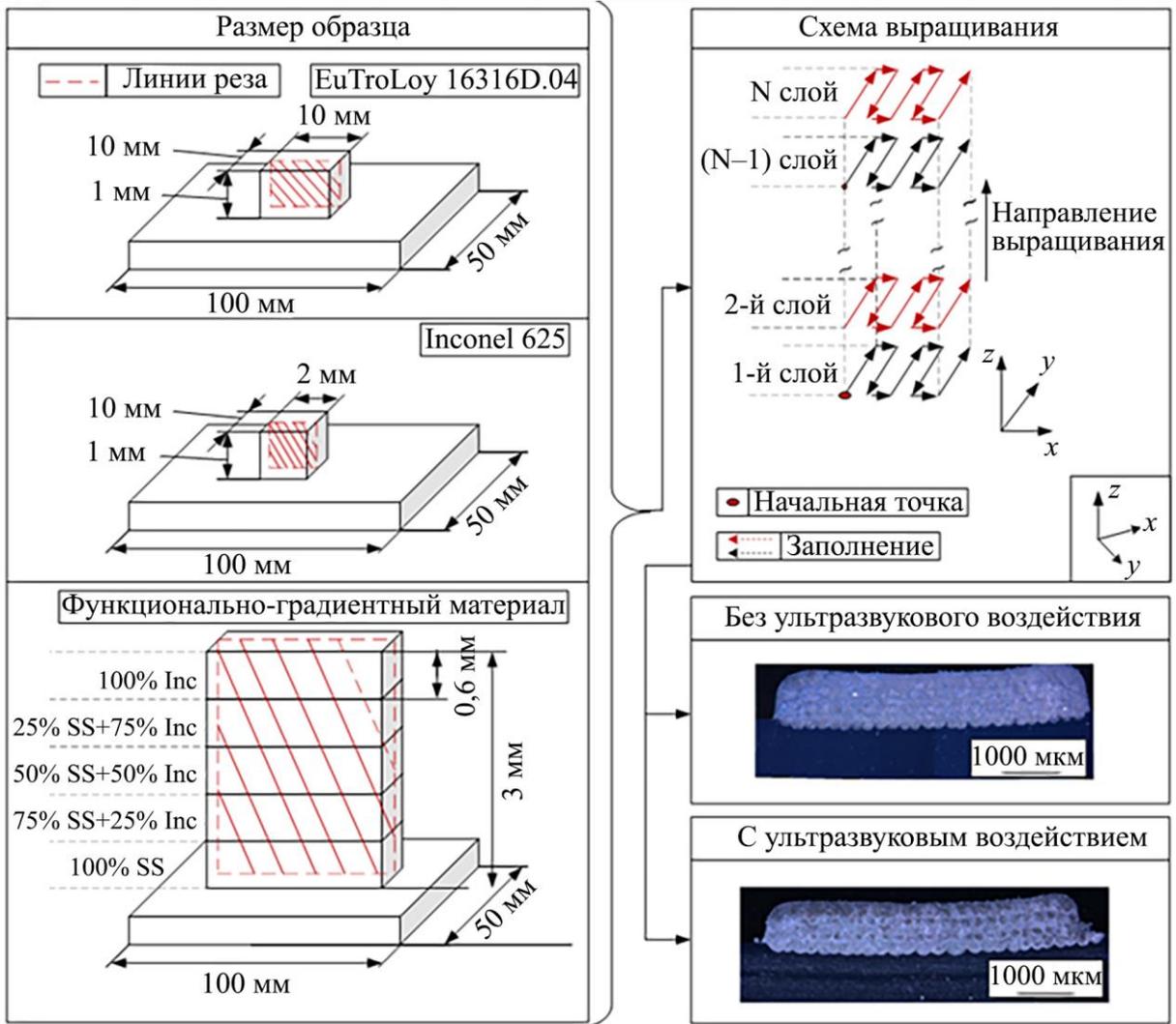
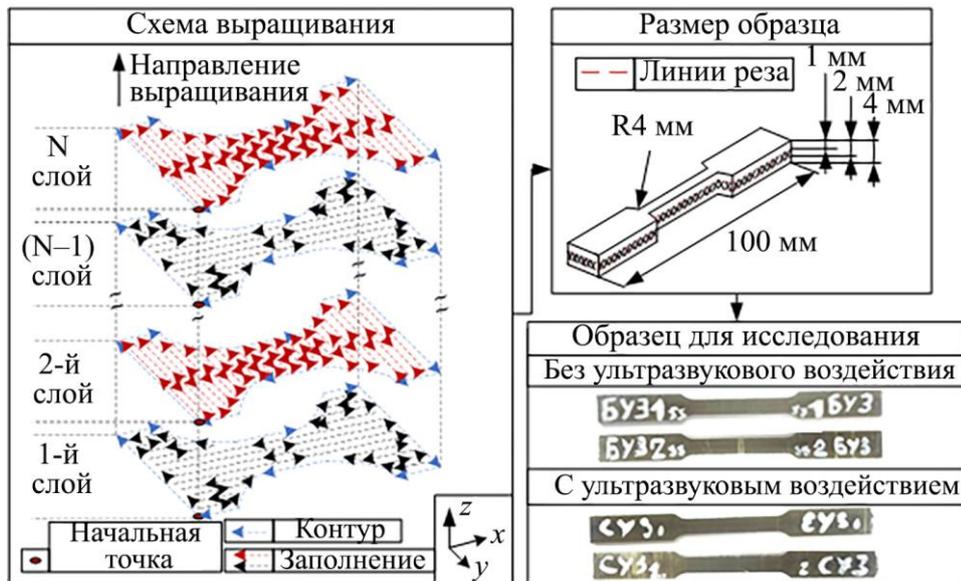


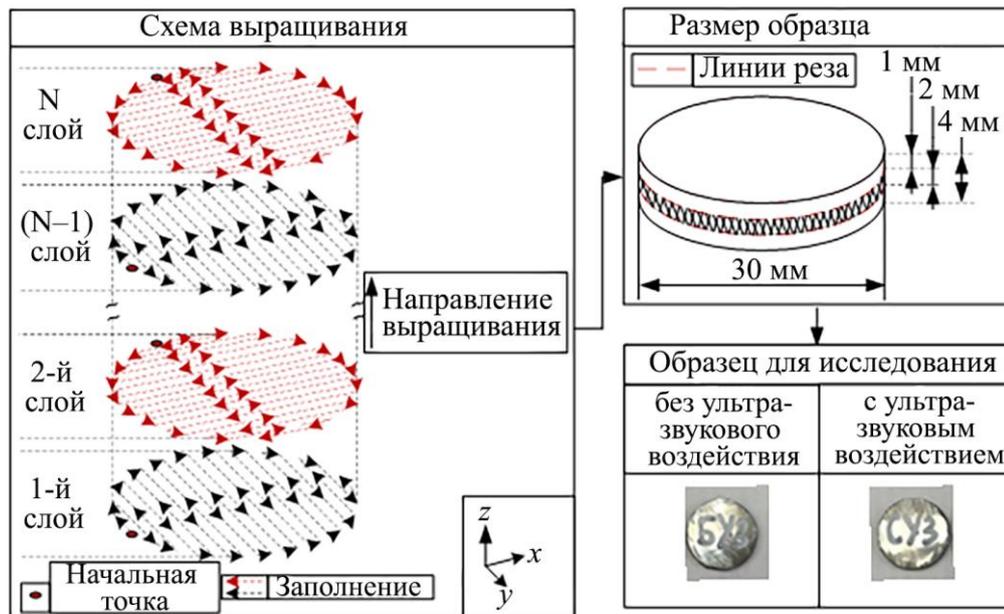
Рисунок 2.6 – План эксперимента



а

Рисунок 2.7 – Схема выращивания и размеры образца для исследования:

а – прочность при статическом растяжении; б – коэффициент трения (см. также с. 50)



б

Рисунок 2.7 – Окончание

2.3.3 Методика исследования микроструктуры

Для определения распределения по размерам столбчатых дендритов написана программа на языке MATLAB. Входными данными для программы являются растровые оптические снимки микроструктуры, полученные для различных зон в поперечном сечении образцов, отмеченные арабскими цифрами. Зоны 1, 2 – крайние зоны на левой стороне поперечного сечения образца, зоны 3, 4 – центральные зоны, зоны 5, 6 – крайние зоны на правой стороне поперечного сечения образца. Расчет и представление результатов осуществлялись согласно алгоритму, представленному на рис. 2.8.

Стоит отметить, что в связи с высоким температурным градиентом при кристаллизации выращиваемых образцов, рост дендритной оси 1-го порядка становится преобладающим по сравнению с осями 2-го и 3-го порядка, которые при этом методами оптической микроскопии практически не идентифицируются. Соответственно, разработанная программа определяет распределение диаметров оси 1-го порядка дендритных кристаллов или распределение размеров так называемых столбчатых дендритов.

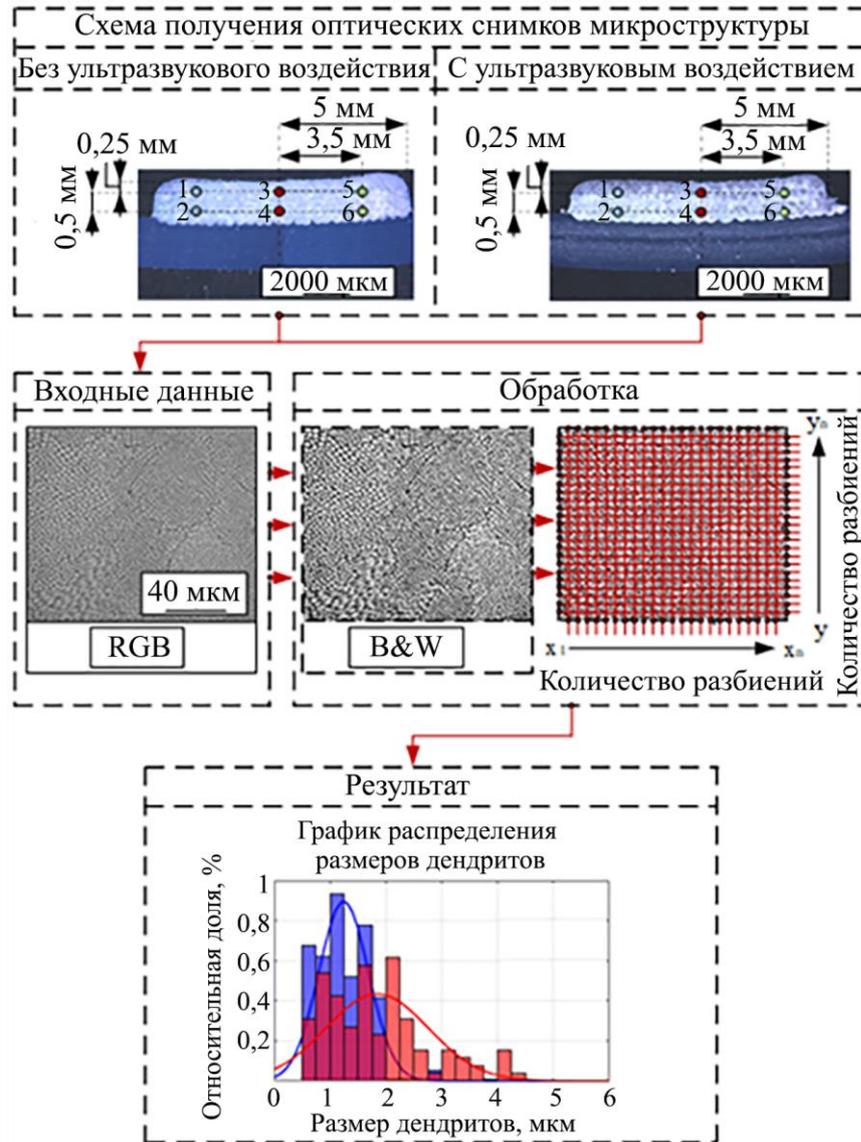


Рисунок 2.8 – Алгоритм работы программы определения распределения размеров столбчатых дендритов в произвольной области микроструктуры:

■ – с УЗК; ■ – с УЗК; ■ – без УЗК; ■ – без УЗК

Алгоритм работы программы представляет следующую последовательность действий:

1. Считывание исходного изображения микроструктуры в растровом формате хранения графической информации (PNG, JPG и др.).
2. Определение размера масштабной линейки и расчет физического размера одного пикселя.
3. Преобразование исходного изображения в бинарное при замене всех пикселей входного изображения с яркостью больше заданного уровня на значение 1 (белый) и всех остальных пикселей на значение 0 (черный).

4. Создание произвольного числа линий (задается пользователем), параллельных оси OX .
5. Формирование вдоль каждой линии кусочно-линейной функции со значением 1 в зоне зерна и 0 – на межзеренной границе.
6. На основе значений функции определяется размер каждого столбчатого дендрита с введенными нижними и верхними ограничениями и формирование их списка.
7. Повтор шагов 3, 4 и 5 для линий, параллельных оси OY .
8. Расчет математического ожидания и среднеквадратичного отклонения массива значений размеров столбчатых дендритов.
9. Нормировка значений размеров столбчатых дендритов и построение гистограммы распределения.
10. Наложение изображения функции нормального распределения с рассчитанными значениями математического ожидания и среднеквадратического отклонения.

2.4 Вспомогательное оборудование

Резка пластин заданного размера осуществлялась на отрезном станке AbrasiMatic 300 в автоматическом режиме. После проведения экспериментальных работ резка образцов для исследования микроструктуры, механических и трибологических характеристик осуществлялась с помощью электроэрозионного станка АРТА 450 ПРО (рис. 2.9).

Поперечные шлифы для исследования микроструктуры и микротвердости подвергались запрессовке на оборудовании SIMPLIMET XPS1. Для последующей шлифовки поверхности образцов использовалось оборудование BUEHLER ЕСОМЕТ 300 PRO (рис. 2.10). Шлифовка и полировка осуществлялись с помощью набора кругов разной зернистости.

Макро- и микроструктуры оценивались после электролитического травления с использованием подобранного реагента.

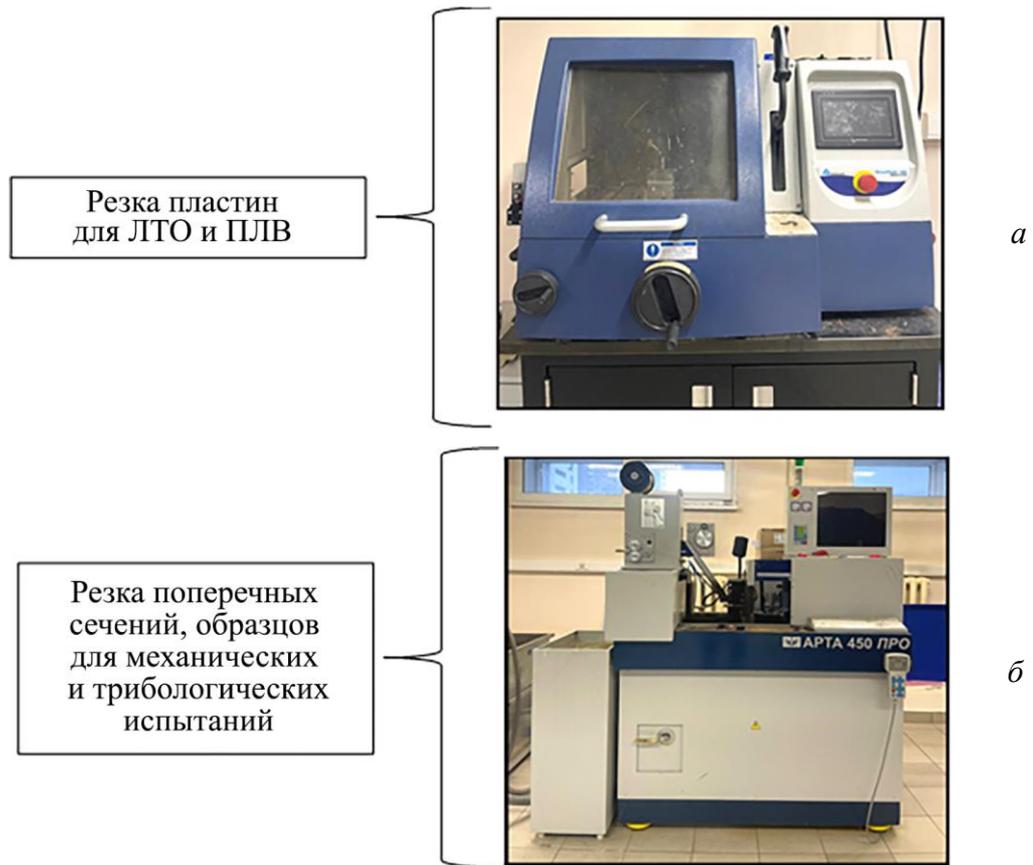


Рисунок 2.9 – Оборудование для резки: *а* – AbrasiMatic 300; *б* – АРТА 450 ПРО



Рисунок 2.10 – Оборудование для запрессовки и шлифовки

Для анализа микроструктуры образцов из нержавеющей стали марки AISI 316L, полученных традиционным методом ЛТО и ЛТО с ультразвуковым воздействием, применялся 5%-ный раствор серной кислоты в дистиллированной воде. Для анализа образцов из материала EuTroLoy 16316D.04 и Inconel 625, полученных традиционным методом ПЛВ и ПЛВ с ультразвуковым воздействием, использовался раствор азотной кислоты в дистиллированной воде в соотношении 1:3 соответственно.

Макро- и микроструктуры оценивались с помощью оптических микроскопов Carl Zeiss Axio Observer.A1m и Stemi 2000-C (рис. 2.11).

*a**б*

Рисунок 2.11 – Оптические микроскопы фирмы Carl Zeiss:

a – Axio Observer. A1m; *б* – Stemi 2000-C

Элементный анализ функционально-градиентных образцов, полученных методом ПЛВ и ПЛВ с ультразвуковым воздействием, проводился с помощью оборудования Auriga CrossBeam, оснащенного энергодисперсионным спектрометром (EDS).

Испытания образцов на трение проводились на оборудовании Универсал-1А при нагрузке $N = 350$ Н. В качестве контртела использовался стальной шар из стали 40 диаметром 5 мм. Скорость вращения контртела относительно испытываемой поверхности 1000 об./мин. Схема установки на трение, а также описание методики измерения коэффициента трения приведены в научной публикации [115].

Измерения микротвердости проводились на оборудовании Tukon 2500 (рис. 2.12). Подаваемая на индентор нагрузка составляла 0,2 Н, время выдержки 5 секунд.



Рисунок 2.12 – Оборудование для измерения микротвердости Tukon 2500

Образцы для испытаний на прочность при статическом растяжении нагружались с использованием универсальной электромеханической испытательной машины Instron 5854 кинематическим способом до разрушения со скоростью 2 мм/мин. 3D-печать по пластику была выполнена с помощью оборудования FlashForge Adventure 5M.

Выводы по главе 2

1. Определены основные материалы для исследования и их свойства, а также необходимые размеры первоначальных металлических пластин.
2. Приведено описание оборудования, которое использовалось для проведения экспериментов и последующего анализа полученных металлических образцов.
3. Разработаны и описаны экспериментальные установки для ЛТО и ПЛВ с ультразвуковым воздействием. Для каждой экспериментальной установки ЛТО и ПЛВ с ультразвуковым воздействием приведены соответствующие параметры режима обработки используемых материалов.
4. Для анализа влияния УЗК на микроструктуру нержавеющей стали в процессе ЛТО разработана и описана методика определения фазовых составляющих нержавеющей стали на основе оптических снимков микроструктуры.
5. Для экспериментальных работ по синтезу образцов методом ПЛВ с ультразвуковым воздействием разработаны схемы выращивания образцов для анализа микроструктуры, трибологических характеристик и прочности при статическом растяжении.
6. Разработана и описана методика определения распределения размеров столбчатых дендритов в микроструктуре образцов на основе оптических снимков микроструктуры.

Глава 3 ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ЛТО

В данной главе приведены результаты исследований металлических образцов из материала AISI 316L, полученных методом ЛТО с приложением УЗК и без УЗК, т.е. традиционным способом. Эксперименты проведены согласно технологическим параметрам, указанным в табл. 2.3. В качестве ключевых параметров для оценки ультразвукового воздействия рассмотрены геометрические характеристики ванны расплава, микроструктура и микротвердость точек нагрева.

3.1 Исследование геометрических параметров ванны расплава

Основными геометрическими параметрами для исследования влияния ультразвукового воздействия были выбраны площадь поверхности и площадь поперечного сечения ванны расплава. Расчет выбранных параметров производился согласно разработанной методике, описанной в подразд. 2.2.2 с помощью полуавтоматического алгоритма.

Относительная разность полученных результатов ЛТО с УЗК и без определялась по формуле

$$Error = \frac{P_{СУЗ} - P_{БУЗ}}{P_{БУЗ}} \cdot 100\% , \quad (3.1)$$

где $P_{БУЗ}$ и $P_{СУЗ}$ – геометрический параметр ванны расплава, полученной без УЗК и с УЗК соответственно.

3.1.1 Анализ площади поверхности ванны расплава

На рис. 3.1 представлены результаты экспериментов, а именно оптические снимки поверхности закристаллизовавшейся ванны расплава в результате ЛТО с ультразвуковым воздействием и без.

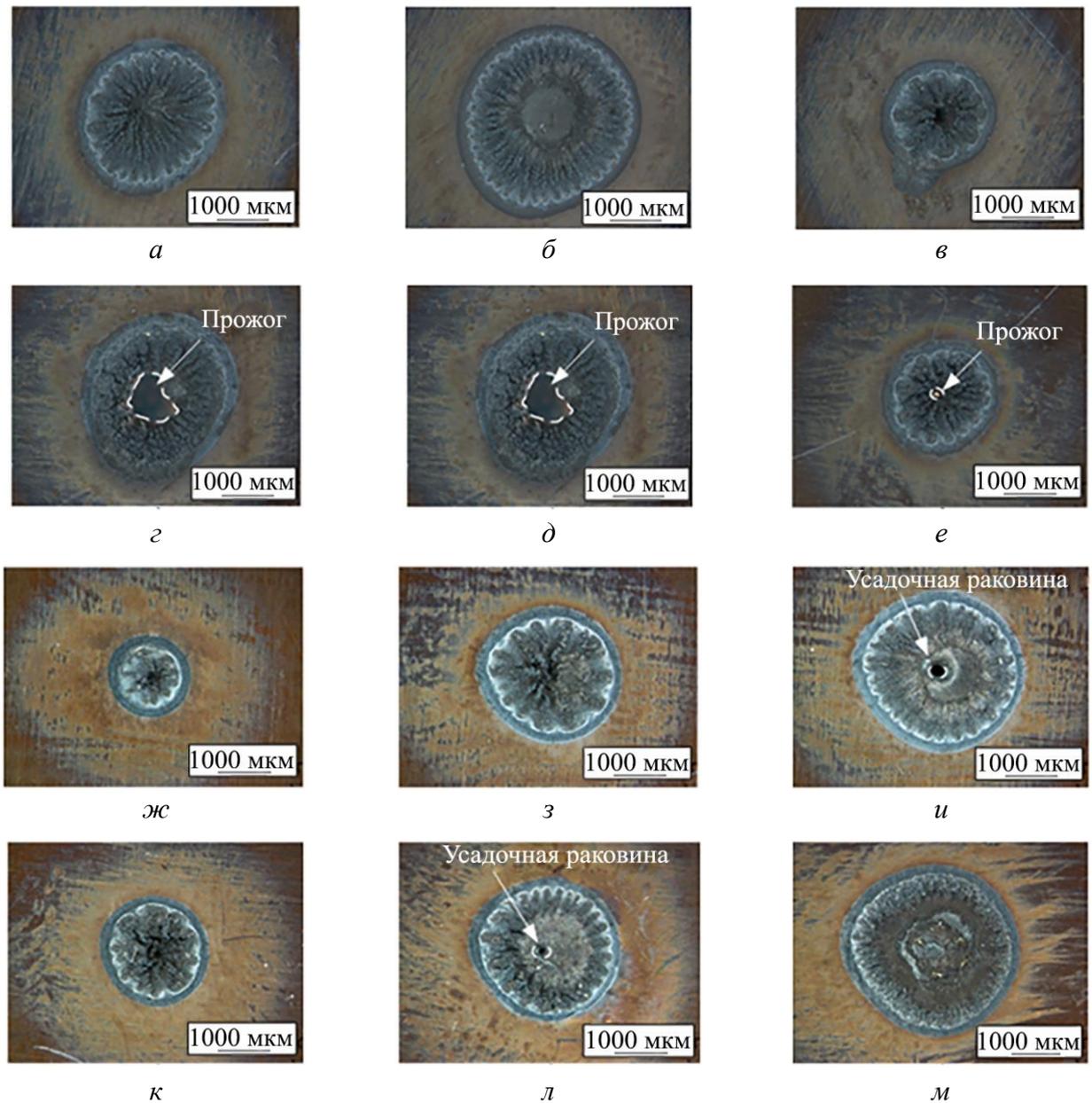


Рисунок 3.1 – Вид поверхности точек нагрева:

a – эксперимент №1 без УЗК; *б* – эксперимент №2 без УЗК; *в* – эксперимент №3 без УЗК;
г – эксперимент №1 с УЗК; *д* – эксперимент №2 с УЗК; *е* – эксперимент №3 с УЗК;
ж – эксперимент №4 без УЗК; *з* – эксперимент №5 без УЗК; *и* – эксперимент №6 без УЗК;
к – эксперимент №4 с УЗК; *л* – эксперимент №5 с УЗК; *м* – эксперимент №6 с УЗК

В экспериментах с использованием УЗК (рис. 3.1, *з, д, е*) наблюдается наличие сквозного прожига пластины, что указывает на больший энерговклад в ванну расплава, чем при отсутствии УЗК. В экспериментах №5 и 6 (рис. 3.1, *л, и*) наблюдается дефект в виде усадочной раковины.

Во всех экспериментах без УЗК наблюдается рост столбчатых дендритов от границы зоны термического воздействия (ЗТВ) к центру ванны расплава, т.е. в направлении температурного градиента. Дополнительное воздействие ультразвуком привело к формированию в сварных точках областей с мелкими различно-ориентированными зёрнами.

На рис. 3.2 представлен график зависимости площади поверхности ванны расплава от мощности лазерного излучения с и без приложения УЗК, а также относительная разность между ними.

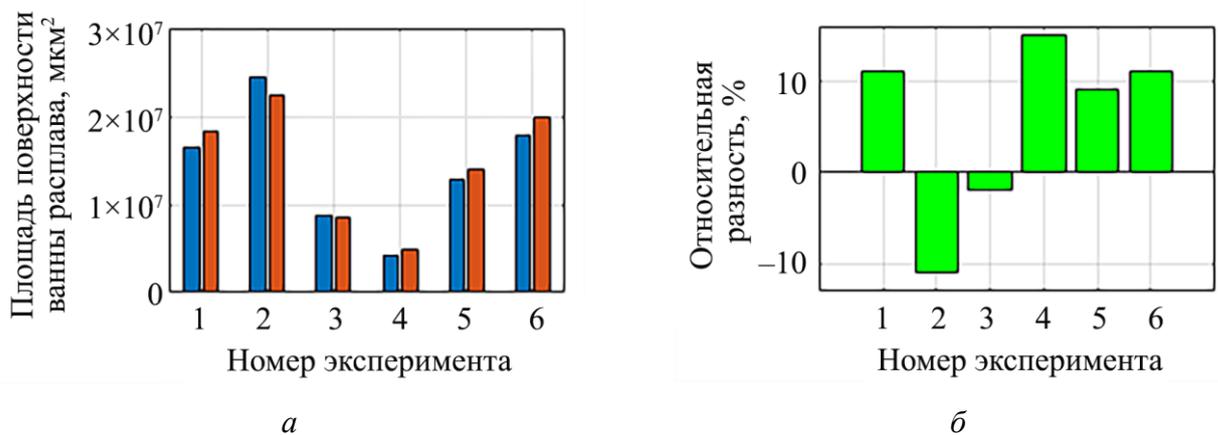


Рисунок 3.2 – Анализ поверхности сварных точек с и без УЗК: *а* – площадь поверхности ванны расплава; *б* – относительная разность результатов (■ – без УЗК; ■ – с УЗК)

Анализ рис. 3.2 позволяет сделать вывод о том, что при фиксированном значении диаметра лазерного пятна, варьировании времени воздействия и мощности лазера дополнительный ввод ультразвуковой вибрации изменяет форму поверхности ванны расплава. В экспериментах №1, 4, 5, 6 площадь поверхности ванны расплава увеличилась на 12, 15, 8 и 11% соответственно, в экспериментах №2 и 3 площадь поверхности ванны расплава была снижена на 10,9 и 2,1% соответственно.

3.1.2 Анализ площади поперечного сечения ванны расплава

На рис. 3.3 представлены оптические снимки поперечных сечений точек нагрева, полученных методом ЛТО с приложением УЗК и без для экспериментов №1-6.

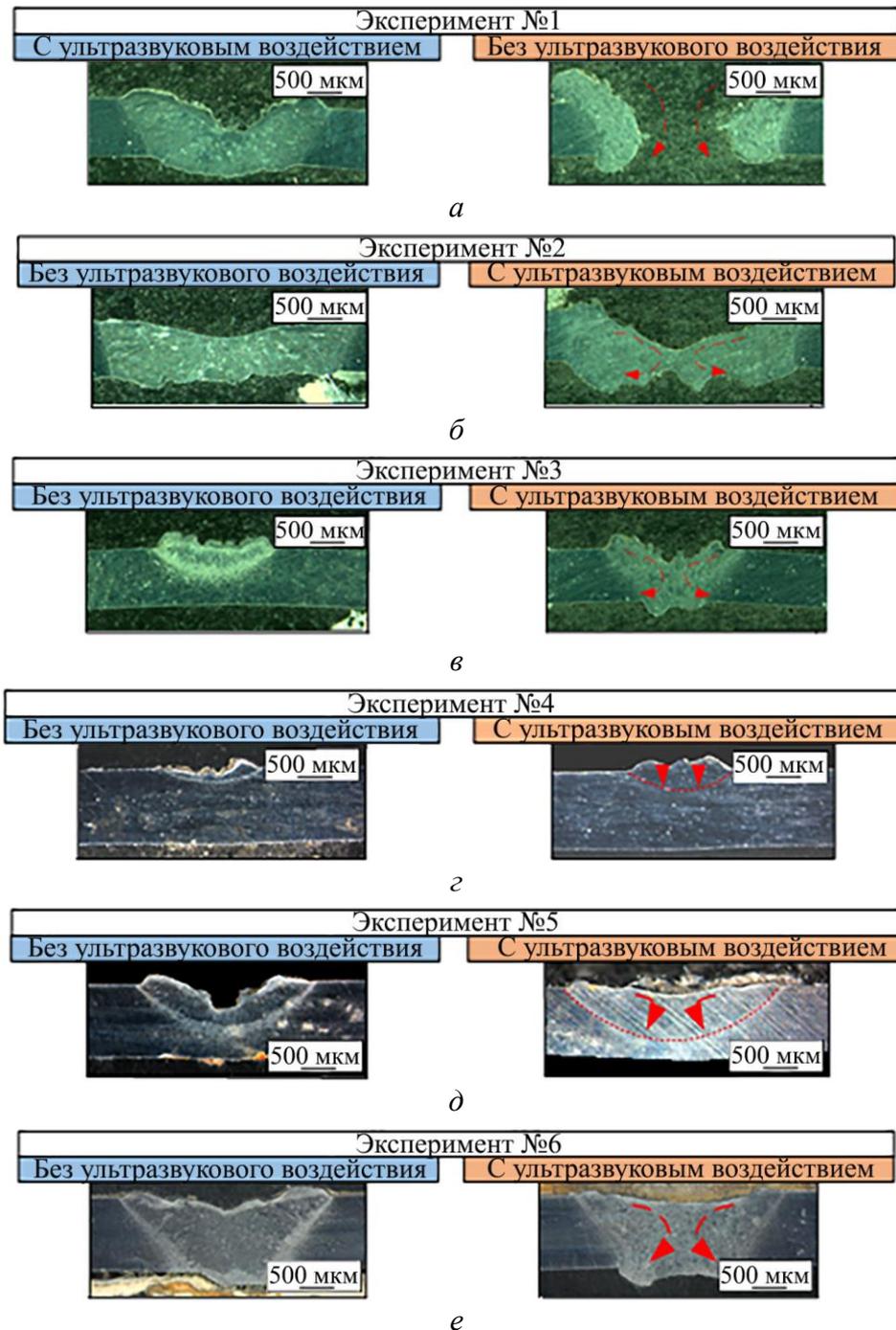


Рисунок 3.3 – Вид поверхности точек нагрева:

а – эксперимент №1; *б* – эксперимент №2; *в* – эксперимент №3;
г – эксперимент №4; *д* – эксперимент №5; *е* – эксперимент №6

Результаты показывают, что для всех экспериментов с применением УЗК глубина проплавления увеличивается. Стоит отметить, что в экспериментах №2, 3 и 4 ярко выражен прогиб поверхности ванны расплава по центру. Эти эффекты могут быть связаны с появлением акустических течений, вносящих дополнительный вклад в интенсивность общего течения в ванне расплава.

На рис. 3.4 изображена схема ванны расплава в процессе ЛТО с ультразвуковым воздействием. При воздействии лазерного излучения на металлические пластины материал претерпевает фазовый переход из твердого в жидкое состояние. На поверхности ванны расплава возникает термокапиллярная конвекция (известная как эффект Марангони), при которой течения закручиваются от центра вниз ванны расплава [116]. Дополнительно на жидкую ванну расплава действуют сила гравитации, и силы от ультразвуковых вибраций, вызванные появлением зон повышенного и пониженного давления.

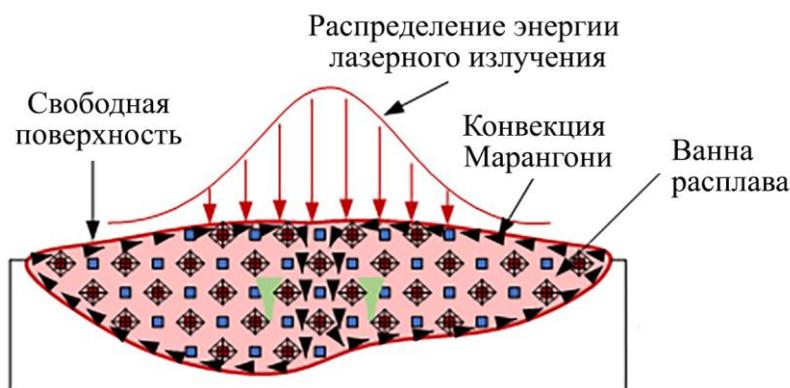


Рисунок 3.4 – Схема ванны расплава в процессе ЛТО с ультразвуковым воздействием:

■ – область высокого давления; ■ – область пониженного давления; ▼ – гравитация

Изменение скорости течений в ванне расплава можно представить в виде следующей математической записи, являющейся уравнением сохранения момента:

$$\frac{\partial(\alpha\rho\vec{u})}{\partial t} + \nabla(\alpha\rho\vec{u}\vec{u}) = -\alpha\nabla p + \alpha\rho\vec{g} + \vec{f}_b + \vec{f}_M + \vec{f}_p, \quad (3.2)$$

где α – объемная доля вещества; \vec{u} – векторное поле скоростей; t – время; p – скалярное поле давления; \vec{g} – ускорение свободного падения; \vec{f}_b – тепловая плавучесть; \vec{f}_M – силы Марангони; \vec{f}_p – силы давления.

Таким образом, можно предположить, что в результате воздействия ультразвуковых колебаний в ванне расплава возникают области знакопеременного давления, приводящие к изменению традиционной скорости и структуры течений ванны расплава. Векторы течений ввиду непостоянства коэффициента поверхностного натяжения и градиента температур направлено от центра вниз, как показано красными стрелками на рис. 3.4. Соответственно при больших скоростях течений будет обеспечиваться большая глубина проплавления [117]. Результат эксперимента №1 позволяет сделать вывод о том, что прожиг металла при данном соотношении мощности ко времени воздействия вызван критическими скоростями течений в ванне расплава.

Для оценки изменения формы поперечного сечения ванны расплава с помощью разработанного алгоритма был произведен расчет площади поперечного сечения, приведенный на рис. 3.5.

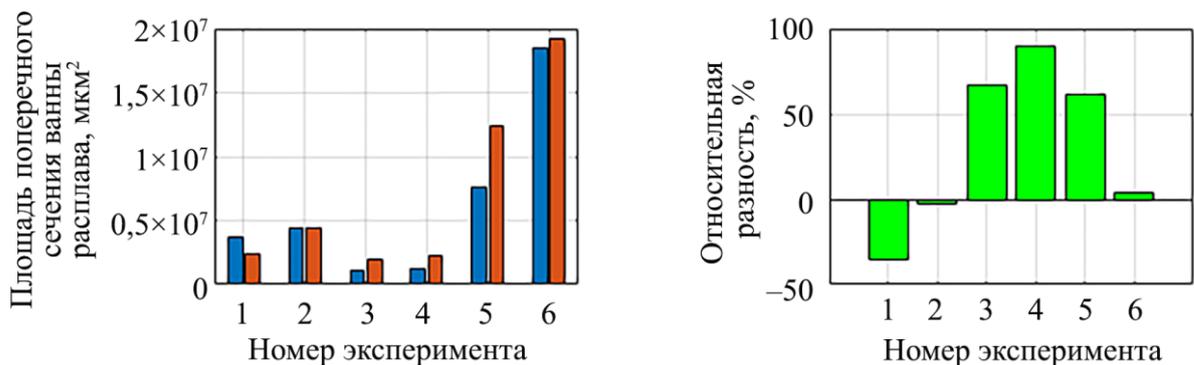


Рисунок 3.5 – Влияние УЗК на площадь поперечного сечения ванны расплава

(■ – без УЗК; ■ – с УЗК)

В результате воздействия ультразвуковых вибраций удалось максимально повысить площадь поперечного сечения на 90,1 и 66,9% для экспериментов №3 и 4 соответственно.

3.2 Исследование микроструктуры

В данном разделе приведен качественный и количественный анализ микроструктуры ванн расплава, полученных с ультразвуковым и без

ультразвукового воздействия. Анализ проведен на основе полученных оптических снимков согласно методике, описанной в подразд. 2.2.2, с помощью разработанного алгоритма. Относительная разность результатов определялась по аналогичной формуле (3.1), приведенной в подразд. 3.1.

3.2.1. Качественная оценка формирования микроструктуры

На рис. 3.6 представлены оптические снимки микроструктуры образцов с разными масштабами, полученных методом ЛТО без приложения УЗК (эксперименты №1-3), где отмечены зона основного металла (ОМ), линия сплавления (ЛС) и зона сплавления (ЗС).

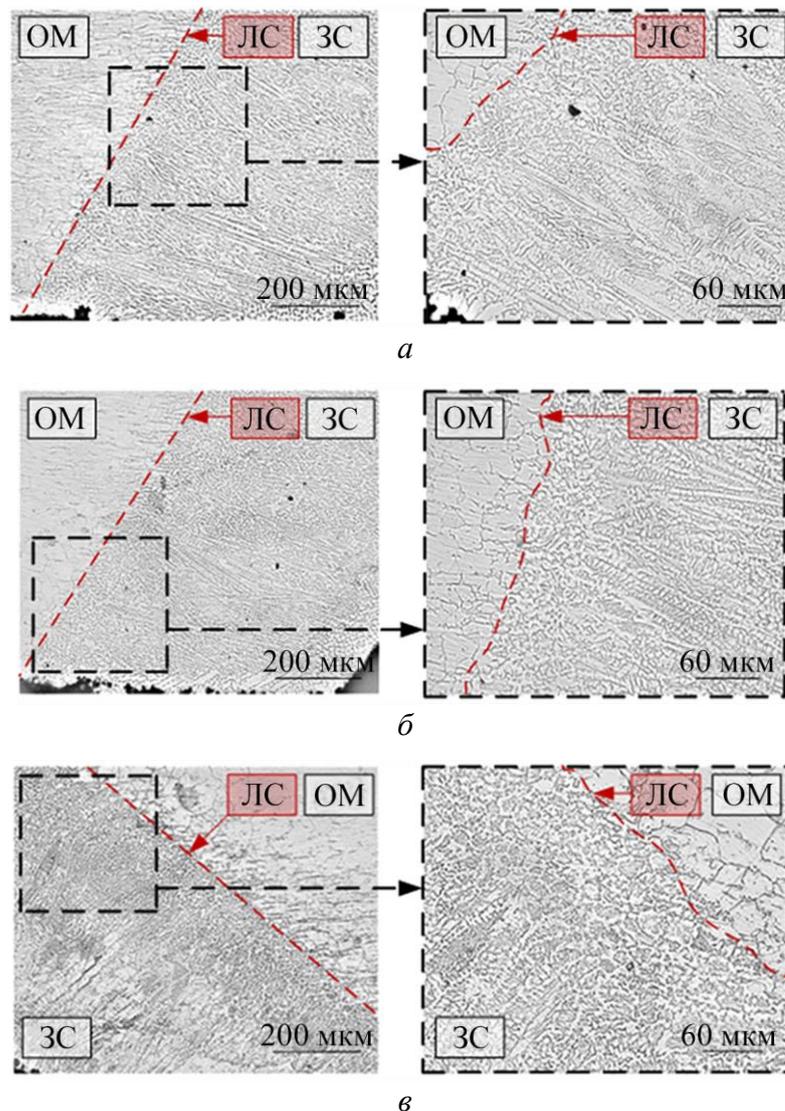


Рисунок 3.6 – Микроструктура сварных точек без приложения УЗК:

а – эксперимент №1; б – эксперимент №2; в – эксперимент №3

На рис. 3.7 представлены оптические снимки микроструктуры образцов с разными масштабами, полученных методом ЛТО с приложением УЗК, где также отмечены зоны ОМ, ЛС и ЗС.

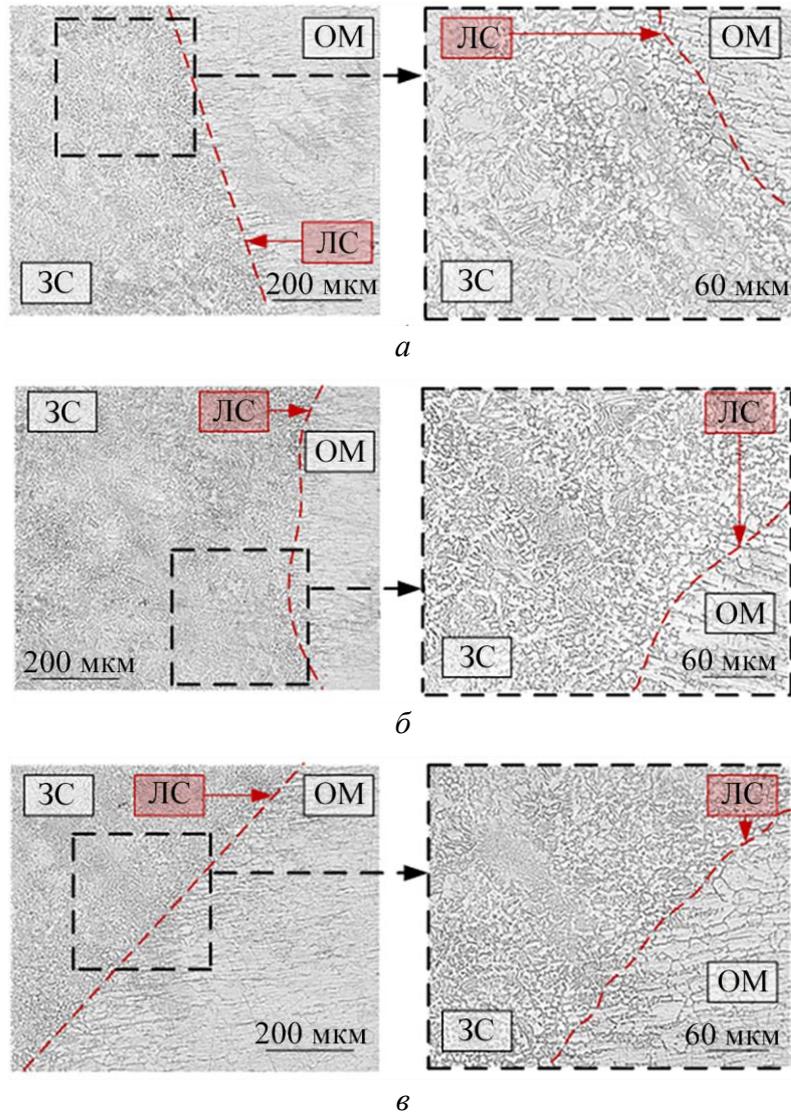


Рисунок 3.7 – Микроструктура сварных точек с приложением УЗК:

а – эксперимент №1; *б* – эксперимент №2; *в* – эксперимент №3

Микроструктура основного металла представляет собой аустенит с включениями δ -феррита. При воздействии лазерного излучения на материал образуется жидкая фаза, в процессе затвердевания которой происходит образование центров кристаллизации. В результате структура зоны сплавления представлена столбчатыми дендритами, ориентированными в сторону градиента температур.

Зона сплавления на рис. 3.7 представляет собой мелкозернистую структуру с включениями δ -феррита. Микроструктура, полученная при обработке с УЗК, стремится к глобулярной форме.

В результате кристаллизации с УЗК скорость образования центров кристаллизации выше, чем скорость роста кристаллов, и согласно теории Таммана это приводит к образованию мелких зерен с включениями δ -фазы по границам. Одним из возможных объяснений повышенной скорости образования центров кристаллизации может служить эффект кавитации в ванне расплава [118]. Эффект кавитации заключается в образовании пузырьков в жидком металле, которые с течением времени схлопываются, высвобождая большое количество энергии. При дальнейшей кристаллизации ванны расплава происходит разрушение дендритных кристаллов, т.е. нарушается их традиционный рост. Разрушенные кристаллы становятся новыми центрами кристаллизации, что и приводит к образованию глобулярной формы дендритов.

Стоит отметить, что большеугольные границы зерен способствуют зарождению и развитию трещин. Однако при введение ультразвуковых колебаний формируемая мелкодисперсная структура более устойчива к их распространению [119]. Таким образом, существует возможность получения сварных швов с повышенной сопротивляемостью к трещинообразованию.

3.2.2 Анализ фазовых составляющих микроструктуры

На рис. 3.8 представлен результат эксперимента №6 – оптический снимок поперечного сечения ванны расплава, полученной без ультразвукового воздействия. На снимке отмечены зоны ОМ и ЗС. Дальнейший количественный анализ микроструктуры, а именно определение процентного содержания X -фазы в ванне расплава, проводился согласно разработанной методике для девяти различных зон, отмеченных арабскими цифрами: зоны 1–3 – зоны на линии сплавления, зоны 4–6 – зоны между центральной частью сварной точки и линией сплавления (ЗС), зоны 7–9 – зоны центральной части сварной точки (ЗЦ).

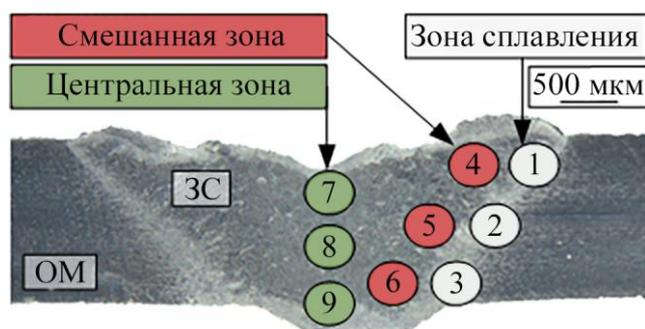


Рисунок 3.8 – Эксперимент №6 без УЗК

На рис. 3.9 представлены оптические снимки микроструктуры ванны расплава для различных зон, полученной без ультразвукового воздействия, а также соответствующие им черно-белые версии, полученные с помощью реализованного программного алгоритма.

На рис. 3.10, где представлен оптический снимок поперечного сечения ванны расплава, полученной с ультразвуковым воздействием, также отмечены ОМ и ЗС. Дальнейший количественный анализ микроструктуры ванны расплава проводился для девяти различных зон, отмеченных арабскими цифрами: зоны 1-3 – зоны на линии сплавления, зоны 4-6 – зоны между центральной частью сварной точки и линией сплавления, зоны 7-9 – зоны центральной части сварной точки.

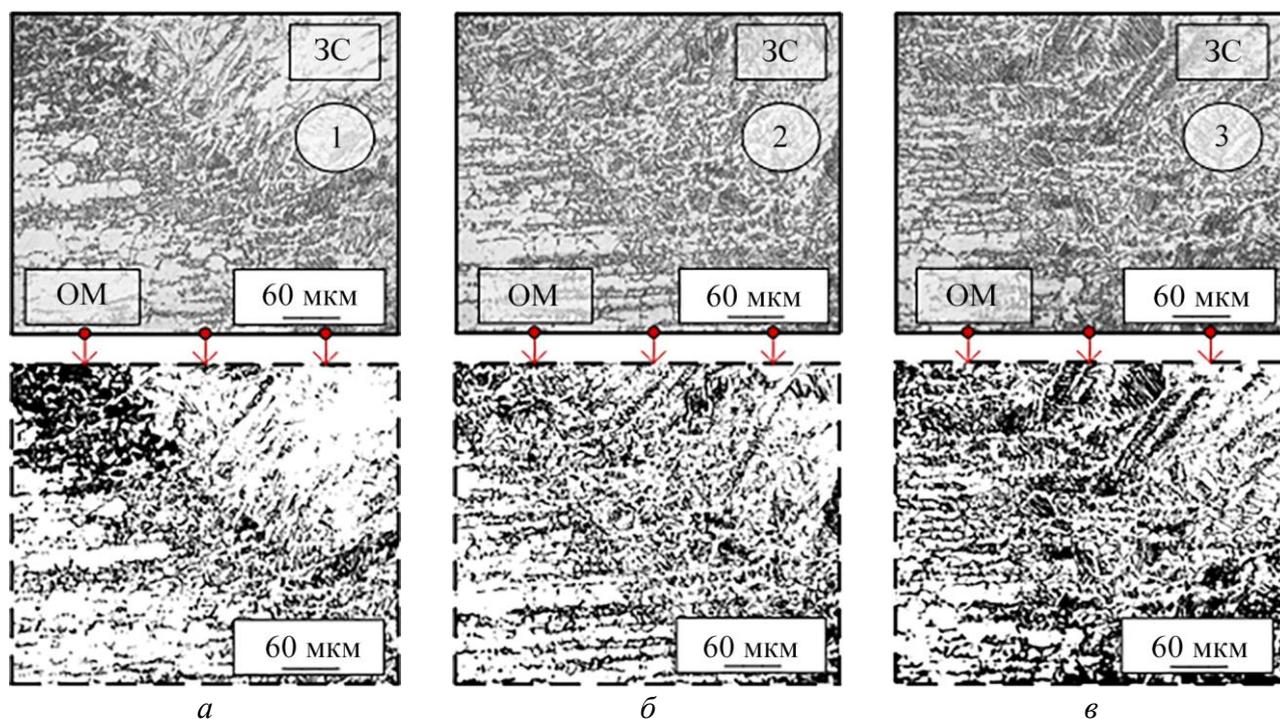


Рисунок 3.9 – Микроструктура точек нагрева: *а* – зона 1; *б* – зона 2; *в* – зона 3; *г* – зона 4; *д* – зона 5; *е* – зона 6; *ж* – зона 7; *з* – зона 8; *и* – зона 9 (см. также с. 67)

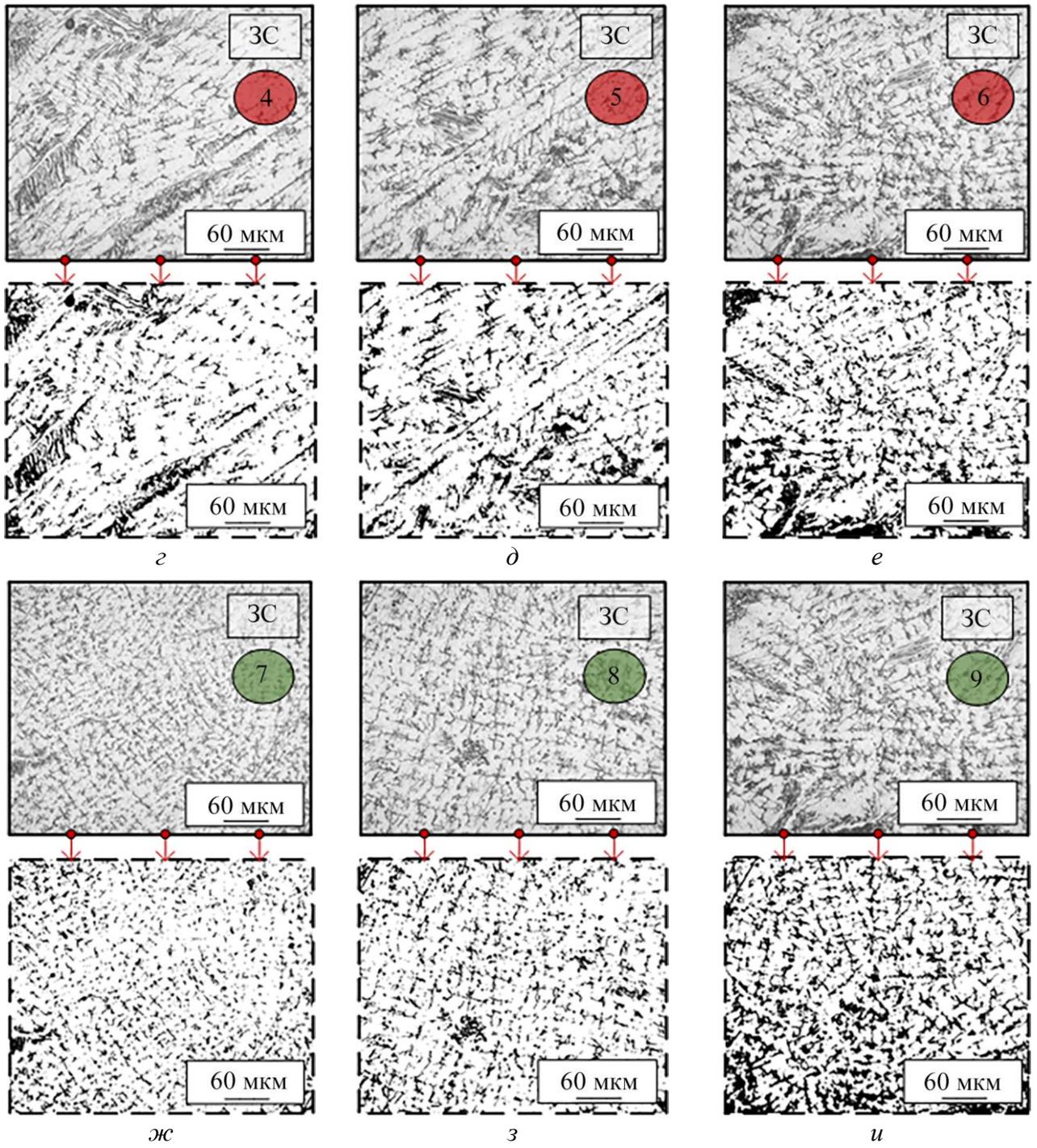


Рисунок 3.9 – Окончание

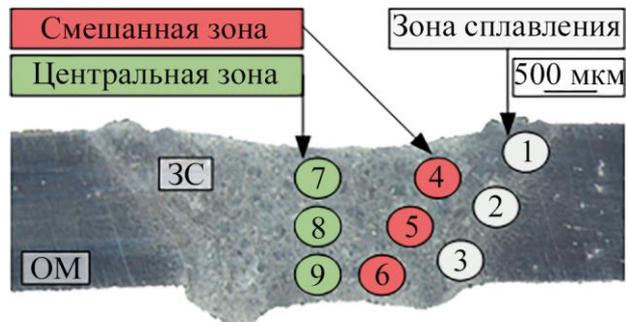


Рисунок 3.10 – Эксперимент №6 с УЗК

На рис. 3.11 представлены оптические снимки микроструктуры ванны расплава для различных зон, полученной без ультразвукового воздействия, а также соответствующие им черно-белые версии, полученные с помощью реализованного программного алгоритма.

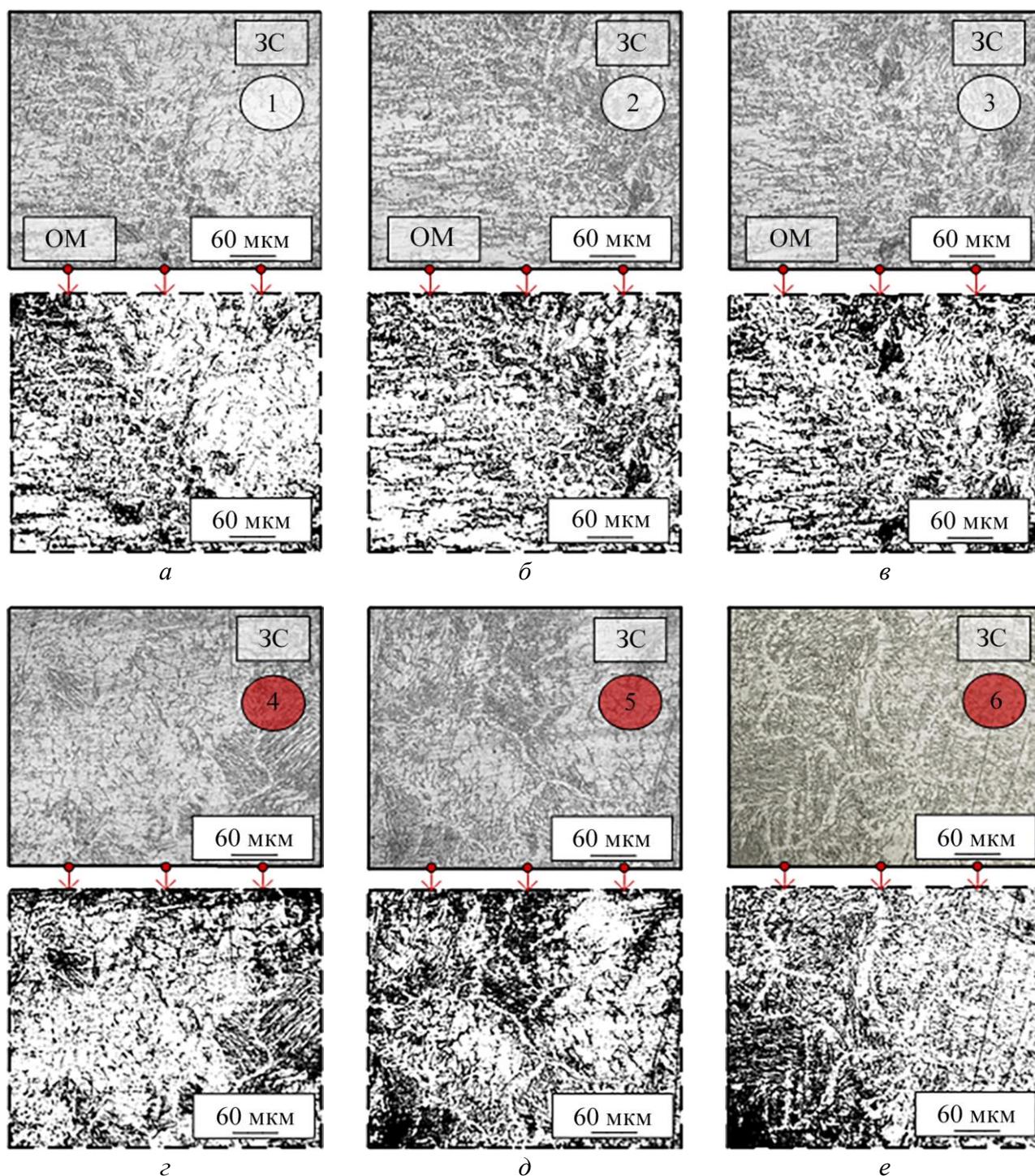


Рисунок 3.11 – Микроструктура точек нагрева: *а* – зона 1; *б* – зона 2; *в* – зона 3; *г* – зона 4; *д* – зона 5; *е* – зона 6; *ж* – зона 7; *з* – зона 8; *и* – зона 9 (см. также с. 69)

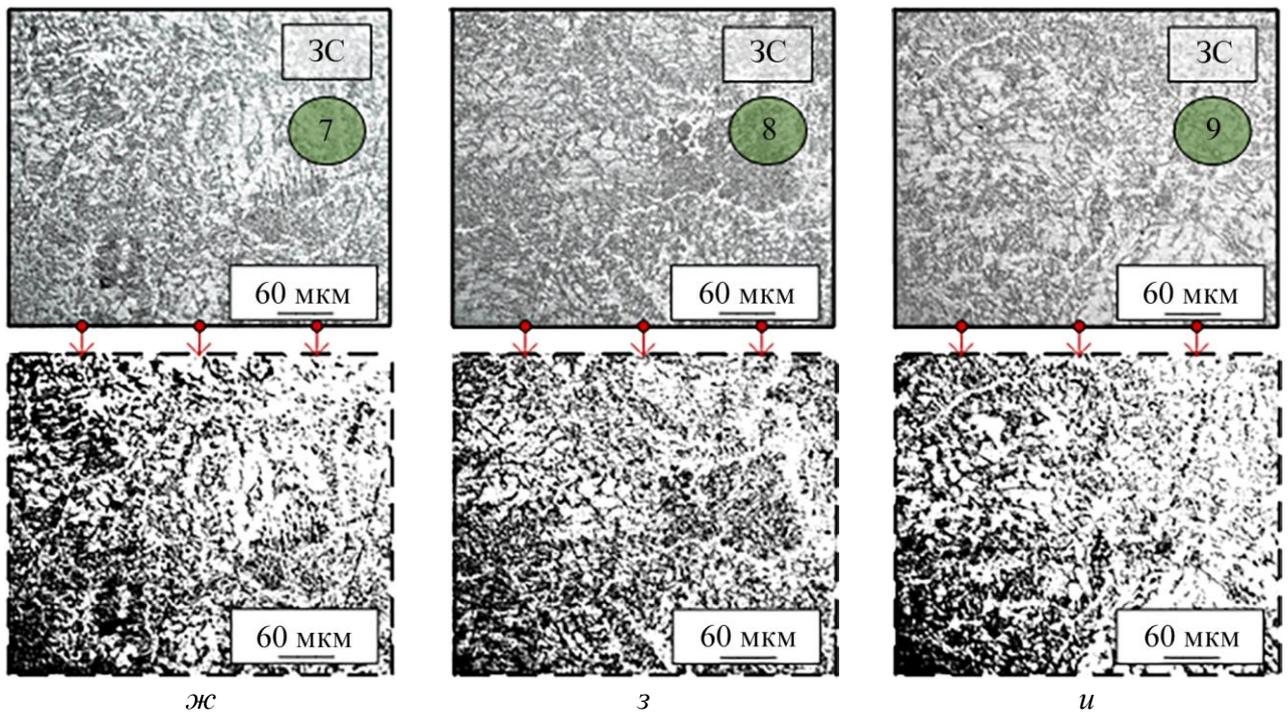


Рисунок 3.11 – Окончание

На основе представленных оптических снимков микроструктуры для различных зон ванн расплава, полученных методом ЛТО с ультразвуковым воздействием и традиционным способом нагрева, можно дать качественную оценку сформированной микроструктуры.

Микроструктура металла сварной точки, полученная без ультразвукового воздействия, представлена зернами аустенита с включениями феррита. При этом структура представлена ярко выраженными столбчатыми дендритами, ориентированными в сторону градиента температур.

Микроструктура металла сварной точки, полученная с ультразвуковым воздействием, также представлена зернами аустенита с включениями δ -феррита. Однако структура стремится к глобулярной форме и количество δ -феррита больше, чем при обработке стали без ультразвукового воздействия.

Для количественной оценки образовавшегося феррита, согласно разработанному алгоритму, был произведен автоматический подсчет процентного содержания черных пикселей (X -фаза) для каждого из представленных снимков микроструктуры. Для всех зон, находящихся на линии сплавления (зона сплавления), в центральной части (зона центральная) и в зонах, расположенных между центральной частью и линией сплавления (зона смешанная), посчитано

среднее процентное содержание X -фазы, а также относительная разность между результатами, полученными с ультразвуковым воздействием и без. Результаты приведены на рис. 3.12.

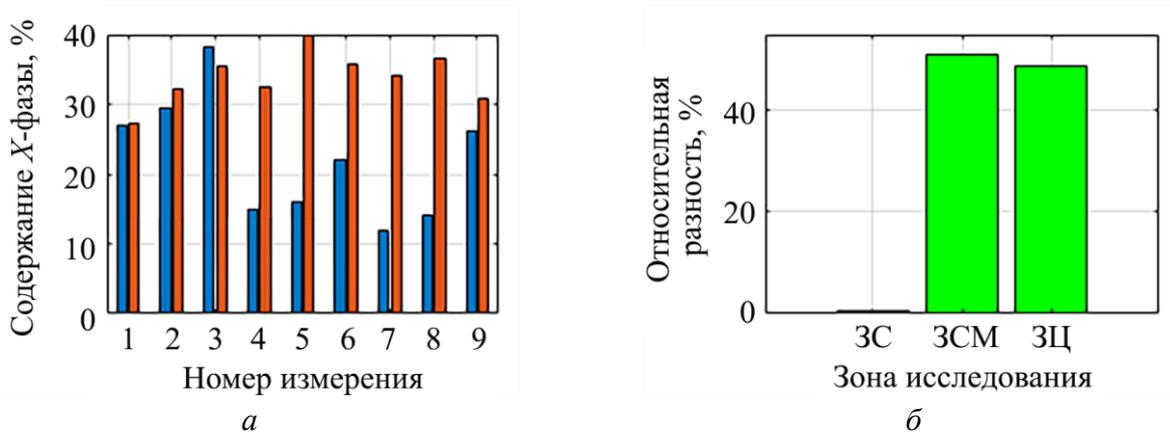


Рисунок 3.12 – Анализ содержания X -фазы: *a* – процентное содержание (■ – без УЗК; ■ – с УЗК); *б* – относительная разность результатов

Как видно из рис. 3.12, среднее процентное содержание X -фазы в зоне сплавления практически одинаково как в эксперименте с ультразвуковым воздействием, так и без него и относительная разность составляет менее 1 %. Однако в центральной и смешанной частях сварной точки среднее процентное содержание X -фазы значительно больше, и относительная разность составляет примерно от 48 до 52% соответственно.

Таким образом, можно сделать вывод, что дополнительное ультразвуковое воздействие приводит к изменению условий кристаллизации, при которых среднее процентное содержание X -фазы, а вместе с ней и процентное содержание δ -феррита становится больше. Благодаря этому, конечная микроструктура сварной точки приобретает мелкозернистую и глобулярную форму структуры. На механизм кристаллизации в значительной степени мог повлиять такой эффект, как кавитация, вызывающая коллапс газовых пузырей под большим давлением в жидкой ванне расплава.

3.3 Анализ распределения микротвердости

На рис. 3.13 представлен анализ микротвердости поперечного сечения ванн расплава для эксперимента №2, полученных методом ЛТО с ультразвуковым

воздействием и традиционным способом нагрева. Относительная разность максимальных значений микротвердости образцов определялась по аналогичной формуле (3.1), приведенной в разд. 3.1.

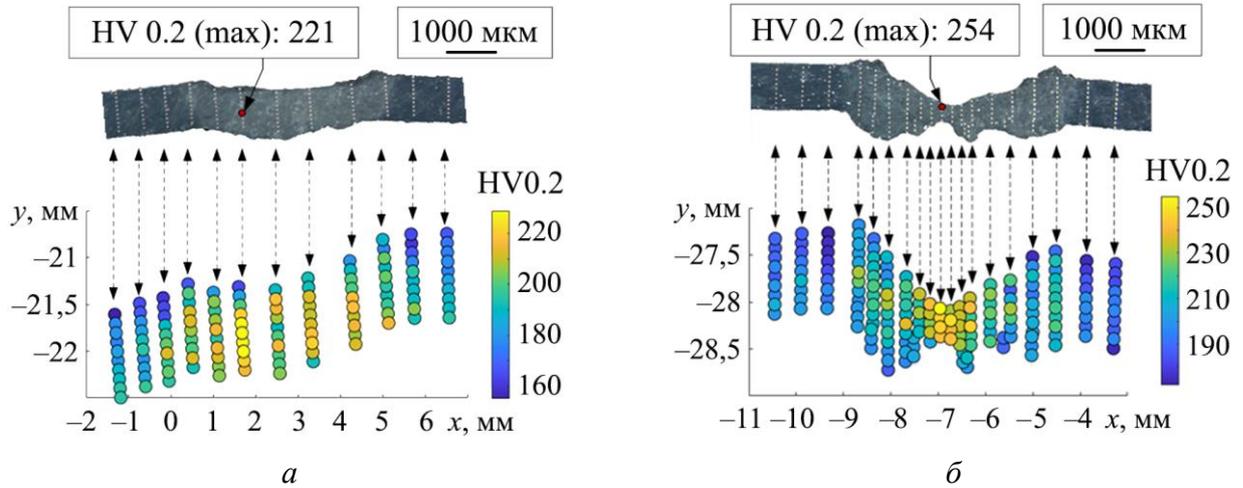


Рисунок 3.13 – Анализ микротвердости ванны расплава для эксперимента №2:

a – без УЗК; *б* – с УЗК

Максимальная твердость сварной точки, полученной без ультразвукового воздействия, составляет 221 HV0.2, а с ультразвуковым воздействием – 254 HV0.2.

На рис. 3.14 представлен анализ микротвердости поперечного сечения ванн расплава для эксперимента №6, полученных методом ЛТО с ультразвуковым воздействием и традиционным способом нагрева.

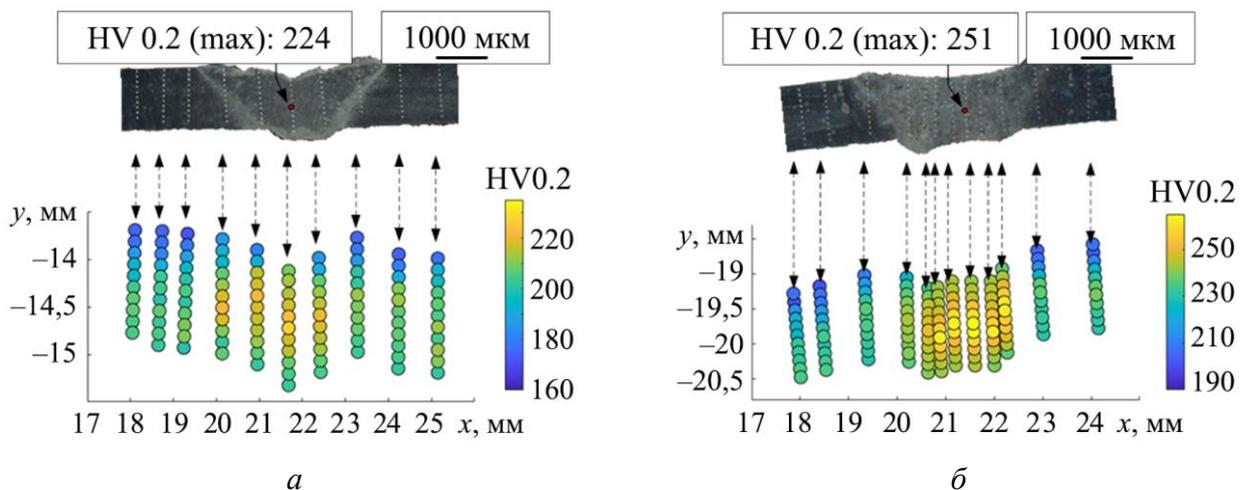


Рисунок 3.14 – Анализ микротвердости ванны расплава для эксперимента №6:

a – без УЗК; *б* – с УЗК

Повышение микротвердости на 14,9 и 12,1% для экспериментов №2 и 6, обусловлено структурными изменениями, т.е. переходом строения микроструктуры от столбчатой формы дендритов к глобулярной, а также изменением процентного содержания δ -феррита.

3.4 Аналитическая оценка потерь ультразвуковой энергии

Для аналитической оценки потерь ультразвуковой энергии при переходе из твердого состояния в жидкое можно использовать выражение для вычисления коэффициента пропускания:

$$\Psi = \frac{4W_1W_2}{(W_1 + W_2)^2}, \quad (3.3)$$

где W_1 и W_2 – акустические сопротивления твердого и жидкого металла.

Акустическое сопротивление можно посчитать с учетом плотности и скорости звука в рассматриваемой среде:

$$W = \rho \cdot c, \quad (3.4)$$

где ρ – плотность; c – скорость звука.

Плотность нержавеющей стали при температуре 300К можно принять 7954 кг/м³ согласно [116], а модуль Юнга – 200 ГПа [120]. Скорость звука в твердой стали:

$$c = \sqrt{\frac{E}{\rho}} = \sqrt{\frac{200 \cdot 10^9}{7954}} = 5014 \text{ м/с}, \quad (3.5)$$

где E – модуль Юнга.

Скорость звука в жидком металле примерно на 10% меньше, чем в твердом металле [121], а ее плотность при температуре 1723К будет равна 4043 кг/м³ [116]:

$$c = 5014 \cdot 0,9 = 4513 \text{ м/с}. \quad (3.6)$$

Таким образом, подставив акустическое сопротивление твердой и жидкой нержавеющей стали в формулу (3.3), можно посчитать коэффициент пропускания:

$$\psi = \frac{4 \cdot 7954 \cdot 5014 \cdot 4043 \cdot 4513}{(7954 \cdot 5014 + 4043 \cdot 4513)^2} \cdot 100\% = 86,1\% . \quad (3.7)$$

Аналитическая оценка потерь ультразвуковой энергии позволяет сделать вывод о том, что при переходе звуковой волны через границу раздела твердого и жидкого металла отражаются лишь 13,9% энергии. Это также означает, что бóльшая часть ультразвуковой энергии 86,1% проходит через границу раздела.

Выводы по главе 3

1. Проведен сравнительный анализ площади поверхности и площади поперечного сечения ванн расплава, полученных методом ЛТО с ультразвуковым воздействием и при его отсутствии. Показано, что ультразвуковое воздействие приводит к изменению ее формы, при этом максимальная относительная разница для площади поперечного сечения достигает 90%, а максимальное изменение для площади поверхности – 15%.

2. Проведен анализ поперечных сечений образцов, полученных методом ЛТО с ультразвуковым воздействием и при его отсутствии. В результате это может приводить к нарушению традиционной структуры течений, а также к их интенсификации, что является возможной причиной увеличения глубины проплавления во всех проведенных экспериментах.

3. Проведен качественный анализ микроструктуры ванн расплава, полученных методом ЛТО с ультразвуковым воздействием и при его отсутствии. Введение УЗК приводит к образованию мелкозернистой структуры за счет быстрого роста центров кристаллизации. Зерна микроструктуры стремятся принять глобулярную форму в отличие от экспериментов без ультразвукового воздействия, где микроструктура представлена ярко выраженными столбчатыми дендритами.

4. Проведен сравнительный анализ содержания X-фазы в ванне расплава для эксперимента №5, полученной с ультразвуковым воздействием и без. Выявлено, что в зоне сплавления количество X-фазы практически одинаково в отличие от зон центральной и смешанной, где количество X-фазы на 48-52% больше в экспериментах с ультразвуковым воздействием.

5. Установлено, что ультразвуковая вибрация в процессе ЛТО приводит к повышению микротвердости ванны расплава на 14,9 и 12,1% для экспериментов №2 и 6 соответственно.

Глава 4 ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ В ПРОЦЕССЕ ПЛВ

В данной главе приводятся результаты исследований формирования микроструктуры и свойств сплавов, полученных методом ПЛВ с применением УЗК и без УЗК, т.е. традиционным способом. Эксперименты проведены согласно технологическим параметрам, указанным в табл. 2.4. В качестве ключевых параметров для оценки ультразвукового воздействия рассмотрены микроструктура и механические свойства – микротвердость, прочность при статическом растяжении и износостойкость.

4.1 Формирование микроструктуры и свойств аустенитного нержавеющего сплава в процессе ПЛВ с ультразвуковым воздействием

В данном разделе даны качественная и количественная оценки формирования микроструктуры сплава марки EuTroLoy 16316D.04 в процессе ПЛВ с ультразвуковым воздействием и без, а также проведен анализ микротвердости, прочности при статическом растяжении. В качестве основного параметра для анализа были выбраны распределение диаметров оси 1-го порядка дендритных кристаллов или распределение размеров (так называемых столбчатых дендритов), а также средний размер столбчатого дендрита. Расчет выбранных параметров производился согласно разработанной методике, описанной в подразд. 2.3.3, с помощью разработанного алгоритма. Относительная разность результатов определялась по формуле (3.1), приведенной в разд. 3.1.

4.1.1 Анализ размеров столбчатых дендритов

На рис. 4.1 представлены оптические снимки микроструктуры выращенного образца методом ПЛВ, полученного без ультразвукового воздействия, а также

соответствующие им черно-белые версии, полученные с помощью реализованного программного алгоритма. Снимки микроструктуры получены в соответствии со схемой, приведенной на рис. 4.1, для шести различных зон, отмеченных арабскими цифрами.

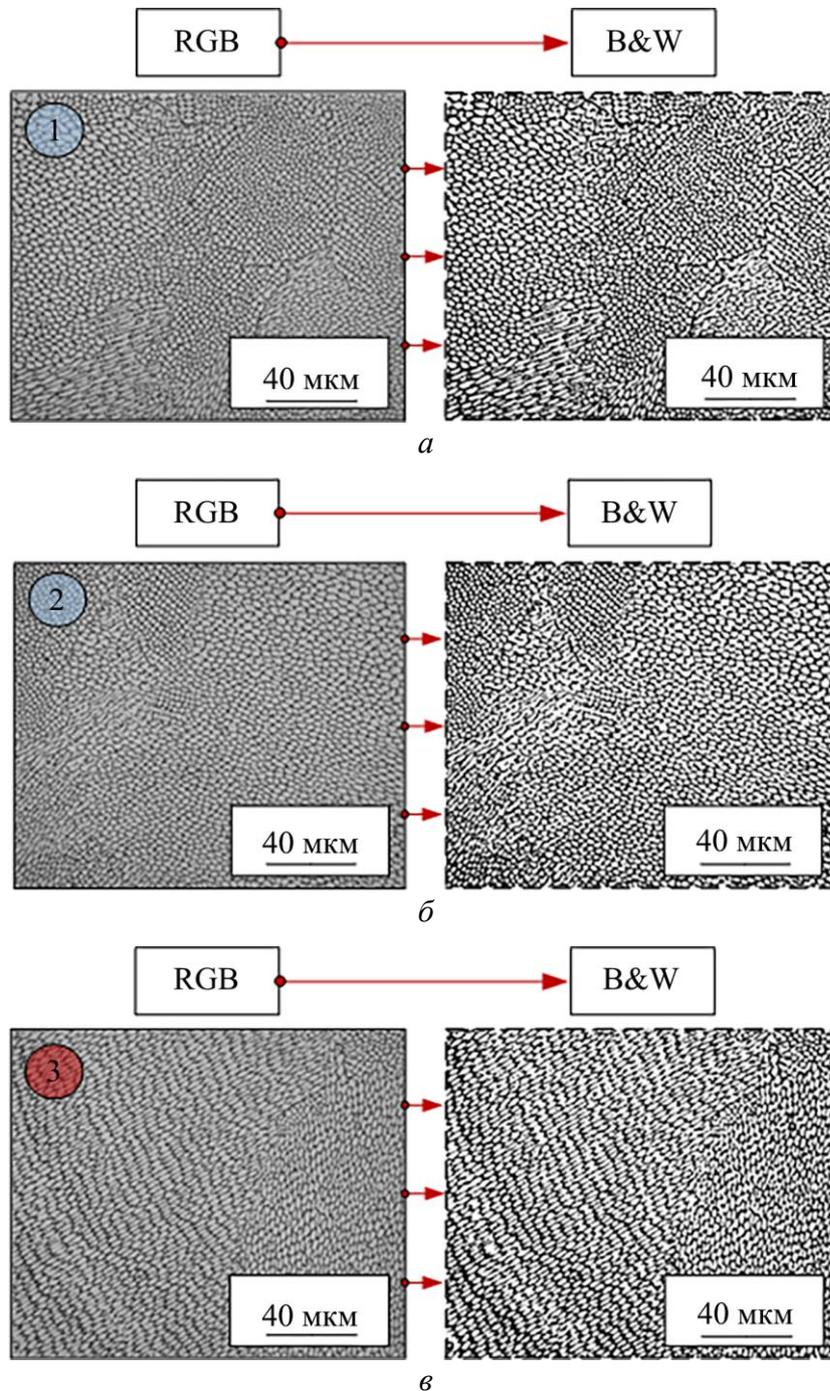


Рисунок 4.1 – Микроструктура, полученная без УЗК:
а – зона 1; *б* – зона 2; *в* – зона 3; *г* – зона 4; *д* – зона 5; *е* – зона 6
 (см. также с. 77)

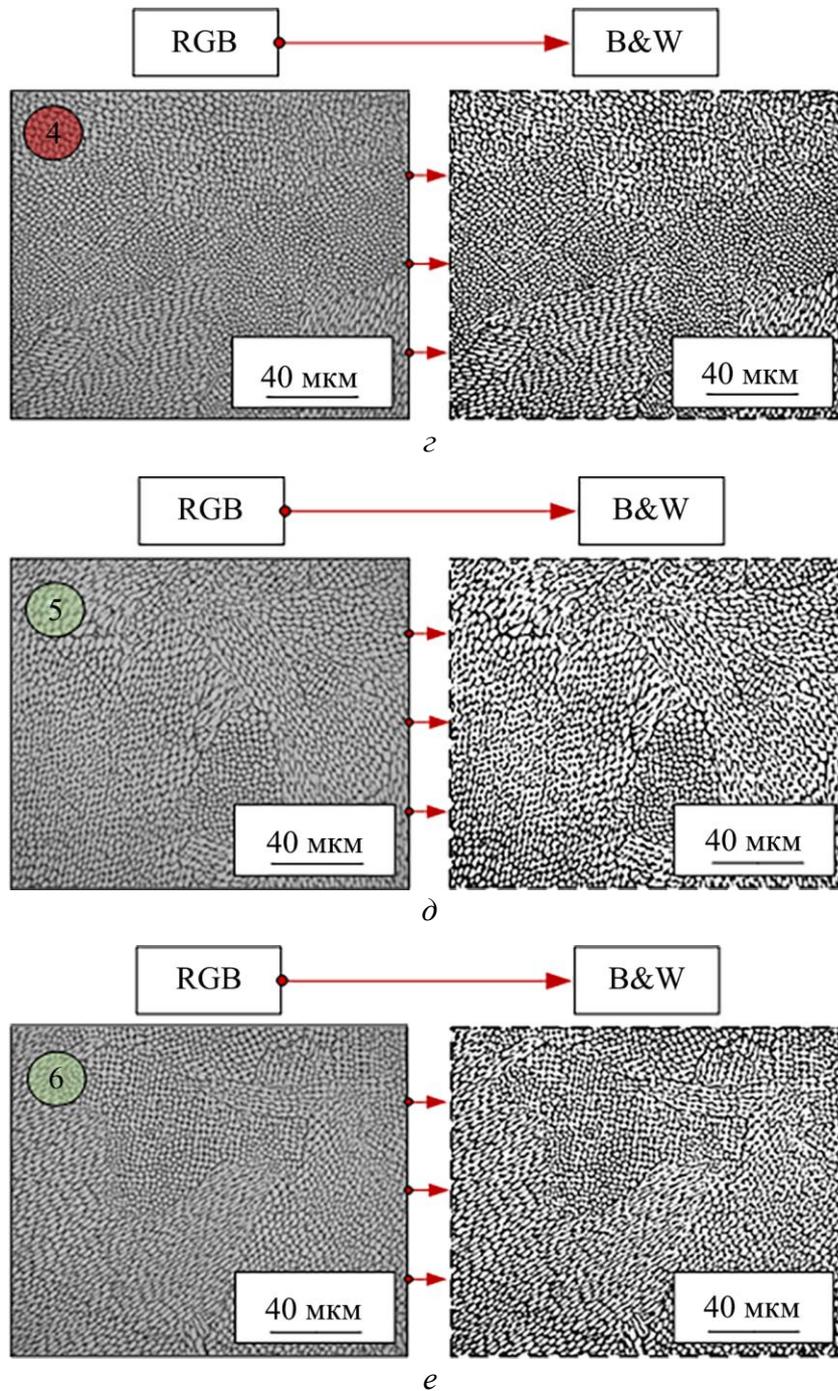


Рисунок 4.1 – Окончание

На рис. 4.2 представлены оптические снимки микроструктуры выращенного образца методом ПЛВ, полученного с ультразвуковым воздействием, а также соответствующие им черно-белые версии, полученные с помощью реализованного программного алгоритма. Снимки микроструктуры получены в соответствии со схемой, приведенной на рис. 4.2, для шести различных зон, отмеченных арабскими цифрами.

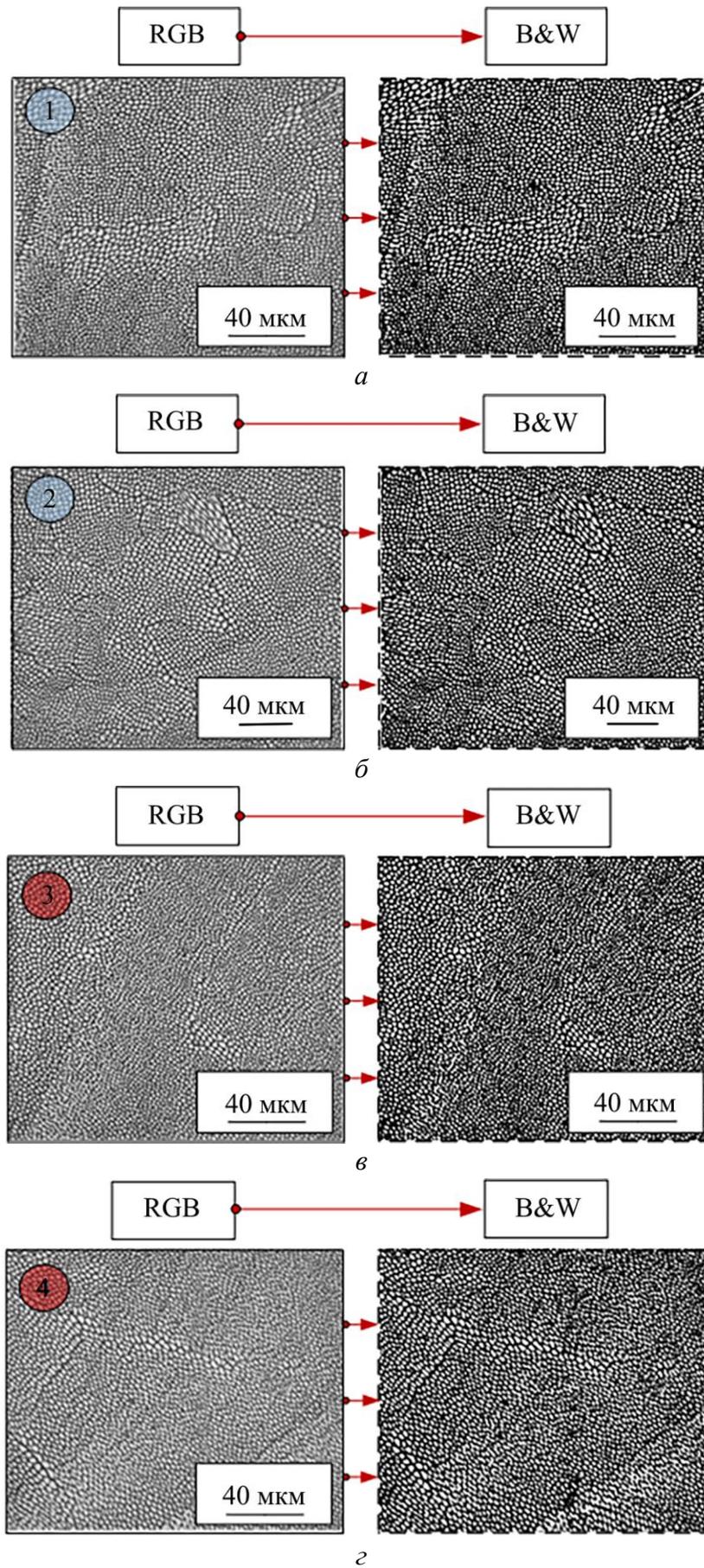


Рисунок 4.2 – Микроструктура, полученная с УЗК: *а* – зона 1; *б* – зона 2; *в* – зона 3; *г* – зона 4; *д* – зона 5; *е* – зона 6 (см. также с. 79)

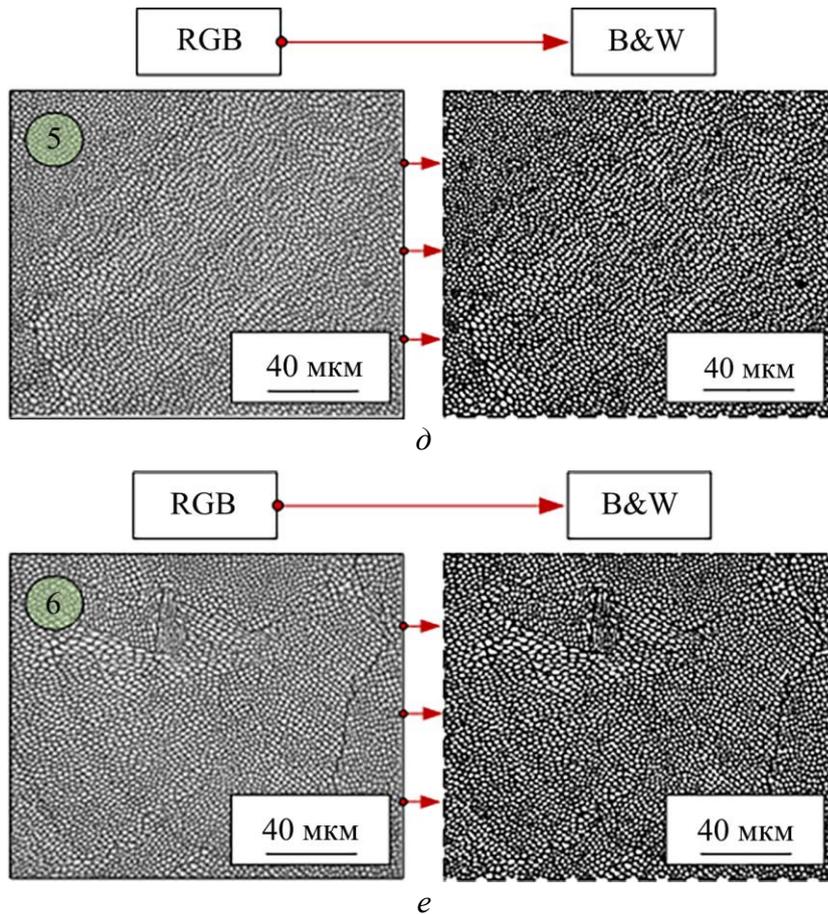


Рисунок 4.2 – Окончание

На основе представленных оптических снимков микроструктуры выращенных образцов, полученных традиционным методом ПЛВ и с дополнительным ультразвуковым воздействием, можно сделать вывод о том, что ввод дополнительной ультразвуковой вибрации приводит к нарушению традиционного структурообразования сплава.

Микроструктура металла, полученная без ультразвукового воздействия, представлена в виде дендритной структуры. При этом можно выделить наличие как столбчатых вытянутых дендритов, так и ячеистой (сотовой) неравноосной структуры.

Микроструктура металла, полученная с ультразвуковым воздействием, представлена в виде столбчатой дендритной структуры. При этом преобладает ячеистая структура в виде равноосных столбчатых дендритов меньшего размера по сравнению со столбчатыми дендритами, полученными без ультразвукового воздействия.

На рис. 4.3 представлены гистограммы распределения размеров столбчатых дендритов для образцов, полученных как традиционным методом ПЛВ, так и с ультразвуковым воздействием для зон, отмеченных на рис. 4.3.

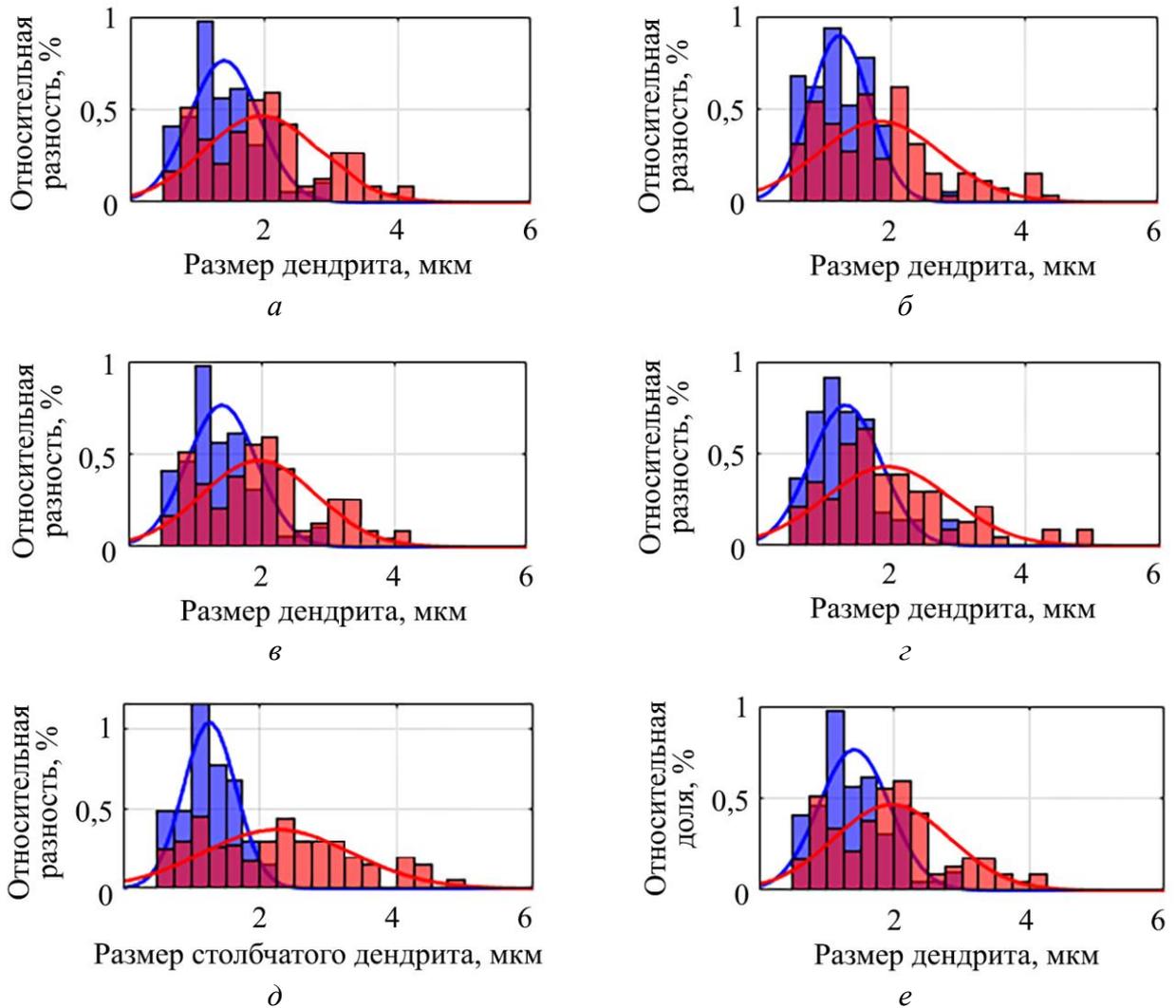


Рисунок 4.3 – Гистограммы распределения размеров столбчатых дендритов:

a – зона 1; *б* – зона 2; *в* – зона 3; *г* – зона 4; *д* – зона 5; *e* – зона 6

(■ – с УЗК; — с УЗК; ■ – без УЗК; — без УЗК)

Как видно из рис. 4.3, для всех рассматриваемых оптических снимков микроструктуры, полученных с ультразвуковым воздействием, средний размер столбчатого дендрита меньше, чем при традиционном методе выращивания. Кривая распределения размеров столбчатых дендритов смещается в левую сторону.

Для количественной оценки распределения в табл. 4.1 приведены значения среднеквадратического отклонения для всех рассматриваемых зон металлического образца.

Таблица 4.1 – Значение характеристик кривых распределения

№ п\п	Ультразвуковое воздействие	Среднеквадратичное отклонение, мкм	Относительная разность, %
1	Нет	0,85	38,82
	Да	0,52	
2	Нет	0,92	52,17
	Да	0,44	
3	Нет	1,07	57,94
	Да	0,45	
4	Нет	0,93	44,09
	Да	0,52	
5	Нет	1,09	65,14
	Да	0,38	
6	Нет	0,86	50,00
	Да	0,43	

На основе приведенных данных можно сделать вывод о том, что среднеквадратическое отклонение размеров столбчатых дендритов, полученных методом ПЛВ с ультразвуковым воздействием, меньше, чем при традиционном методе. Относительная разность между результатами составляет от 38,82 до 65,14%.

Стоит отметить, что для традиционного метода значение среднеквадратического отклонения приближается к единице, что говорит о значительном разбросе значений и, как следствие, о неравномерной структуре, в то время как для экспериментов с ультразвуковым воздействием значения размеров сгруппированы вокруг среднего значения, что позволяет сделать вывод о более равномерной структуре металла.

Средние значения размера столбчатого дендрита для каждой из рассматриваемых зон выращенного металлического образца по традиционной технологии ПЛВ и ПЛВ с ультразвуковым воздействием, а также относительная разность результатов между этими способами приведены на рис. 4.4.

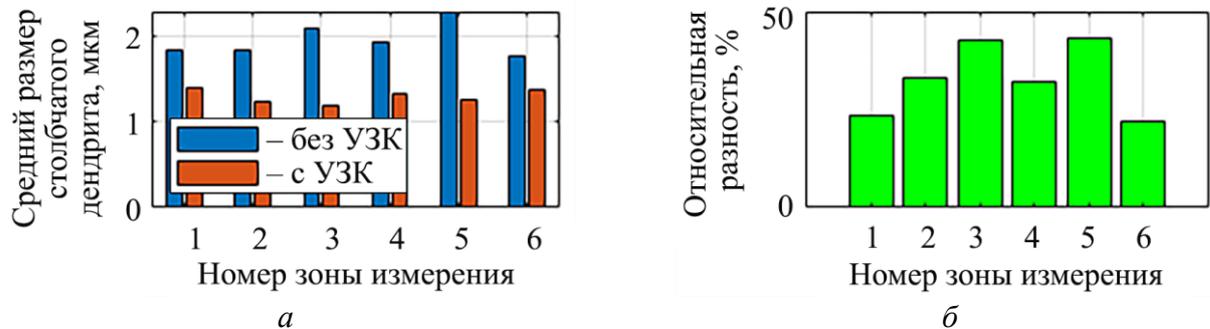


Рисунок 4.4 – Анализ средних размеров столбчатых дендритов:

а – средний размер; *б* – относительная разность

Для всех экспериментов с ультразвуковым воздействием среднее значение столбчатого дендрита меньше, чем при традиционном способе выращивания. Относительная разность результатов между экспериментами при этом составляет от 22,1 до 43,3%. Эффект измельчения столбчатой дендритной структуры можно объяснить совокупностью действий нескольких факторов:

- ускорение течений в жидкой ванне расплава за счет дополнительных акустических потоков, которые оказывают значительное воздействие на эффект Марангони [122]. В результате возможно получить равномерное распределение полей скоростей в ванне расплава, уменьшающих общий градиент температуры ванны расплава и впоследствии сниженный уровень внутренних напряжений. Таким образом, время затвердевания жидкой фазы происходит практически с минимальным временем для роста некоторых кристаллов;
- эффект кавитации, ускоряющий рост и образование центров кристаллизации. В момент взрыва кавитационного пузыря образующаяся микроструя может разрушить столбчатые кристаллы, растущие по направлению градиента температур [123]. В свою очередь, сломанные столбчатые кристаллы снова могут стать новыми центрами зародышеобразования.

Таким образом, при комбинировании традиционной технологии ПЛВ с внешним источником ультразвуковых колебаний появляется возможность управления микроструктурой металла в процессе выращивания.

4.1.2 Анализ распределения микротвердости

На рис. 4.5 представлены результаты измерения микротвердости для металлических образцов, полученных с ультразвуковым воздействием и при его отсутствии. Кроме этого, обозначены зоны для исследования: зона наплавленного металла (ЗН) и ОМ.

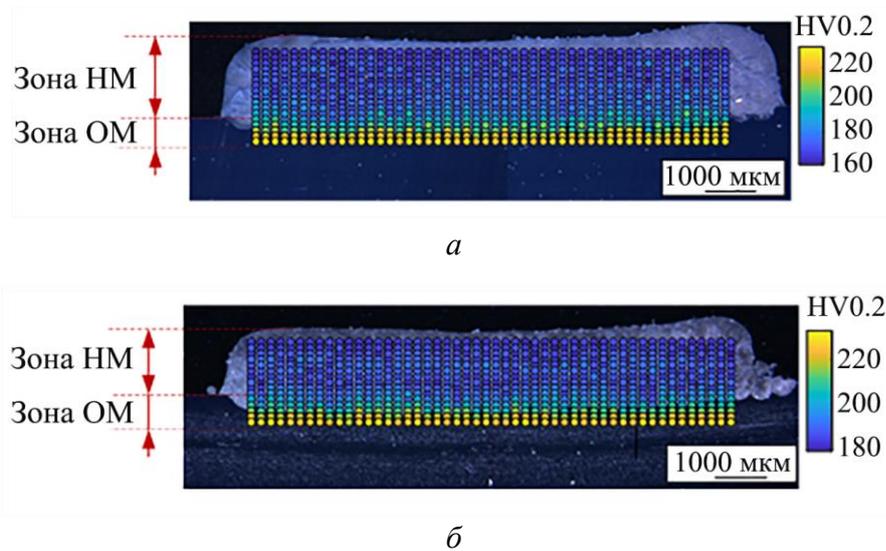


Рисунок 4.5 – Исследование полученной микротвердости:
а – без УЗК; б – с УЗК

В табл. 4.2 приведены результаты анализа значений микротвердости исследуемых зон металлических образцов, полученных с ультразвуковым воздействием и при его отсутствии. Рассчитана абсолютная и относительная разность результатов.

Таблица 4.2 – Анализ микротвердости

Зона исследования	Микротвердость		Разность	
	без УЗК, HV 0.2	с УЗК, HV 0.2	абсолютная, HV 0.2	относительная, %
ОМ	207,9	209,6	1,7	0,8
ЗН	172,8	194,9	22,1	12,7

Согласно полученным измерениям, микротвердость зоны основного металла, полученная с ультразвуковым воздействием, не претерпела существенных изменений, абсолютная и относительная разность между экспериментами составляет 1,7 HV0.2 и 0,8% соответственно. Однако микротвердость зоны наплавленного металла, полученную с ультразвуковым воздействием, удалось увеличить по сравнению с экспериментом без ультразвукового воздействия. Абсолютная и относительная разность составляет 22,1 HV0.2 и 12,7% соответственно.

4.1.3 Анализ механических и трибологических свойств

На рис. 4.6 представлены результаты измерения коэффициента трения в зависимости от времени для металлических образцов, полученных с ультразвуковым воздействием и при его отсутствии. Результаты показывают, что в течение первых 500 секунд коэффициент трения для обоих образцов практически одинаковый, однако впоследствии он возрастает предположительно из-за повышения температуры в точке контакта стального шарика с поверхностью образцов. Начиная с 500-й секунды неровности поверхности достигают устойчивого состояния, что приводит к стабилизации значения коэффициента трения. Однако стоит отметить, что среднее значение коэффициента трения для образца с ультразвуковым воздействием – 0,19, а для образца, полученного без ультразвукового воздействия, – 0,14. Таким образом, в результате ультразвуковой вибрации удалось повысить износостойкость образца на 26,3%.

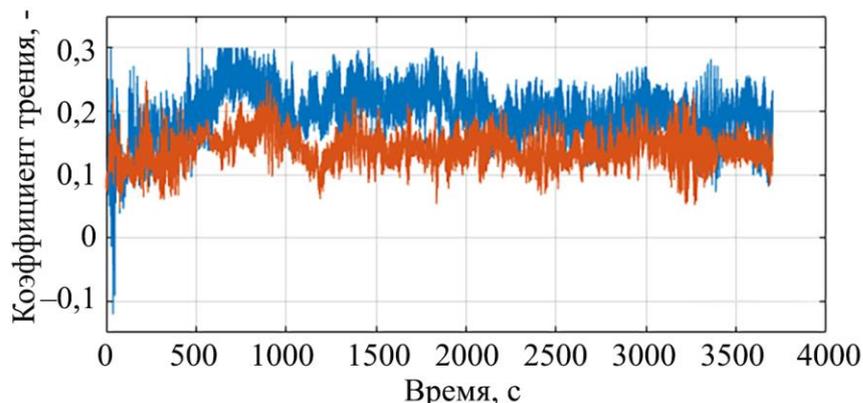


Рисунок 4.6 – Изменение коэффициента трения со временем (— без УЗК; — с УЗК)

На рис. 4.7 представлены результаты испытаний на растяжения металлических образцов, полученных с ультразвуковым воздействием и при его отсутствии.

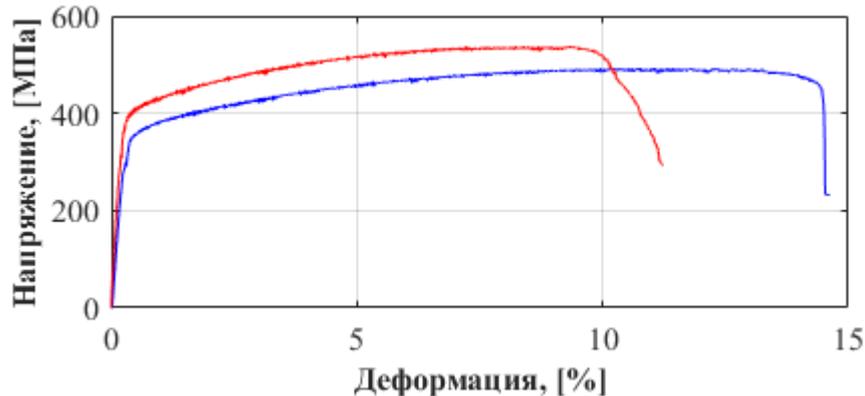


Рисунок 4.7 – Испытание на прочность при растяжении:

— без УЗК; — с УЗК

Результаты показывают, что для металлических образцов с ультразвуковым воздействием удалось повысить среднее значение предела прочности на 46,3 МПа, что эквивалентно 10,2%. При этом среднее значение относительной деформации образцов с ультразвуковым воздействием уменьшилось на 3%.

В результате проведенных экспериментов удалось получить повышенные механические характеристики (прочность и твердость), а также улучшить трибологические характеристики образцов (коэффициент трения). Эффект ультразвукового воздействия на свойства образцов может быть связан со следующими причинами:

- во-первых, это изменение микроструктуры. Изготовление изделий методом прямого лазерного выращивания характеризуется анизотропией свойств, связанных с характерной для данного способа изготовления микроструктурой металла вида столбчатых вытянутых дендритов [124]. В исследовании [125] уже было показано эффективное воздействие ультразвуковой вибрации на микроструктуру нержавеющей стали марки EuTroLoy 16316D.04. Процесс фрагментирования микроструктуры за счет эффекта кавитации в таком случае позволяет увеличить скорость образования новых центров

кристаллизации [126]. В результате полученная измельченная микроструктура определяет новый уровень свойств выращенного изделия;

- во-вторых, это изменение структуры течений. Структура течений при традиционном способе обработки без ультразвукового воздействия в основном определяется градиентом температур и коэффициентом поверхностного натяжения. Однако уже показано, что ультразвуковая вибрация позволяет не только снизить уровень температурного градиента, но и вносит дополнительный вклад в общее течение ванны расплава за счет дополнительных акустических течений [122]. Благодаря совокупности указанных воздействий возможно получить не только выровненную измельченную микроструктуру, но и добиться равномерного распределения химических элементов.

4.2 Формирование микроструктуры и свойств сплава Inconel 625 в процессе ПЛВ с ультразвуковым воздействием

В данном разделе дана качественная оценка формирования микроструктуры сплава марки Inconel 625 в процессе ПЛВ с ультразвуковым воздействием и без, а также проведен анализ микротвердости полученных образцов.

4.2.1 Качественная оценка формирования микроструктуры

На рис. 4.8, *а* представлены оптические снимки микроструктуры металлического образца, полученного по технологии прямого лазерного выращивания без ультразвукового воздействия, на рис. 4.8, *б* – с ультразвуковым воздействием. Исследование микроструктуры проводилось согласно трем областям, указанным арабскими цифрами.

В результате воздействия ультразвуковой вибрации микроструктура сплава Inconel 625 претерпевает изменения. Микроструктура металла, полученного по традиционной технологии прямого лазерного выращивания, представлена в виде крупных столбчатых дендритов, направленных по направлению построения. Микроструктура металла, полученного по комбинированной технологии прямого

лазерного выращивания с ультразвуковым воздействием, представлена в виде дендритной структуры. При этом количество столбчатых дендритов и их размер заметно меньше, чем в микроструктуре, полученной без ультразвукового воздействия.

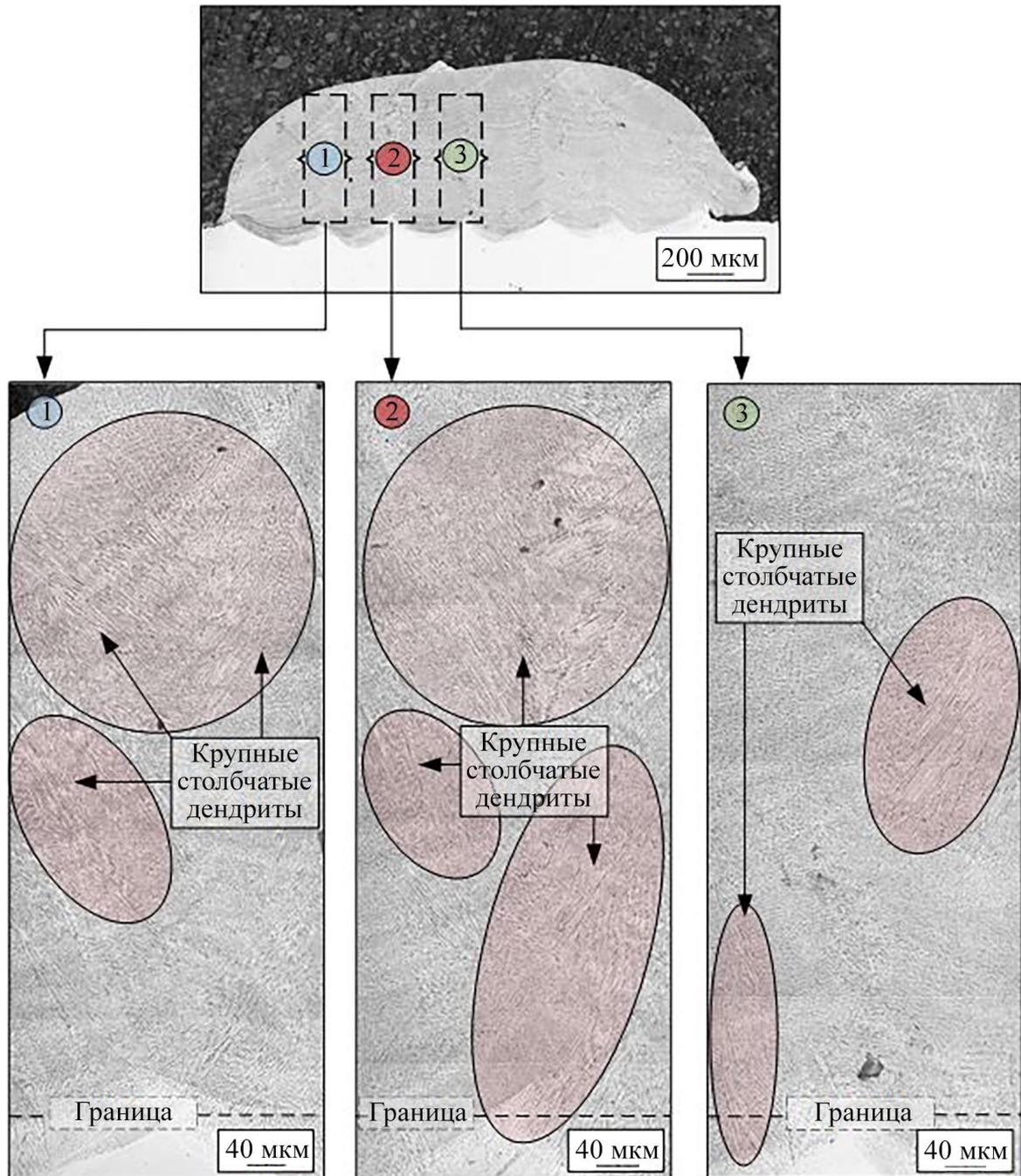
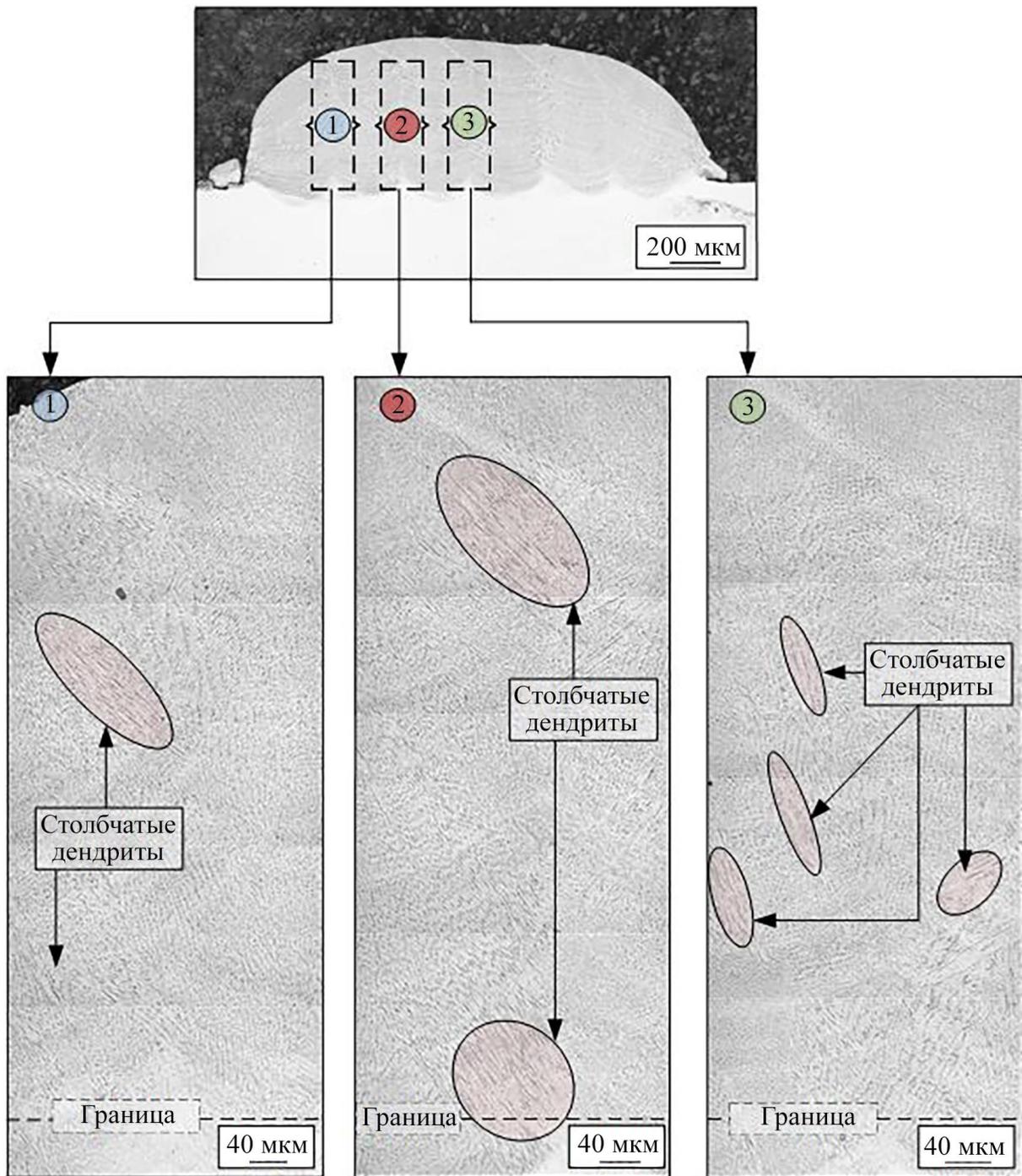


Рисунок 4.8 – Оптические снимки микроструктуры, полученные:

a – без УЗК; *б* – с УЗК (см. также с. 88)



б

Рисунок 4.8 – Окончание

4.2.2 Анализ распределения микротвердости

На рис. 4.9 представлены результаты измерения твердости по всей области металлических образцов, полученных с ультразвуковым воздействием и при его отсутствии.

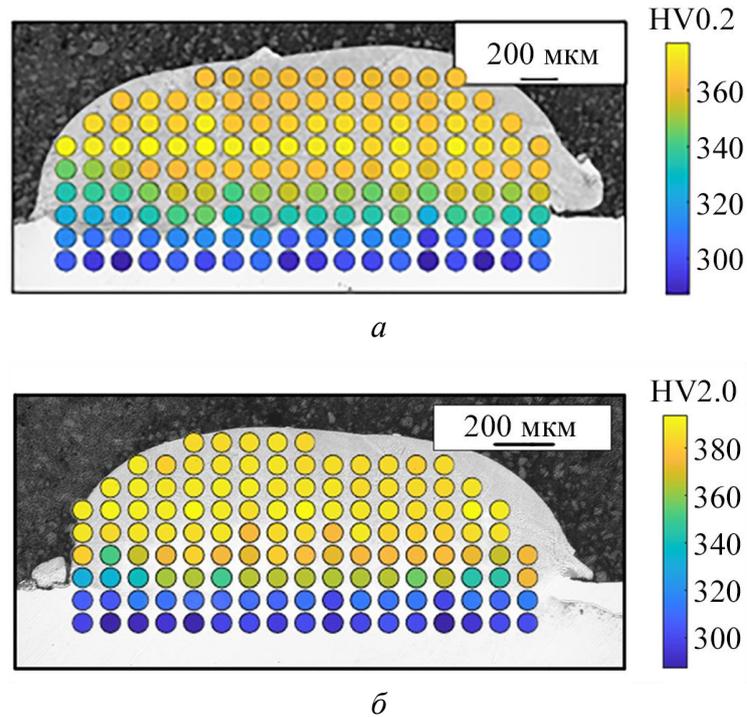


Рисунок 4.9 – Анализ микротвердости образцов, полученных:
а – без УЗК; *б* – с УЗК

В табл. 4.3 приведены результаты анализа значений микротвердости исследуемых зон металлических образцов, полученных с ультразвуковым воздействием и при его отсутствии. Рассчитана абсолютная и относительная разность результатов.

Таблица 4.3 – Анализ микротвердости

Зона исследования	Микротвердость		Разность	
	без УЗК, HV 0.2	с УЗК, HV 0.2	Абсолютная, HV 0.2	Относительная, %
ОМ	360,2	395,4	35,4	11,1
ЗН	305,8	307,2	1,4	0,5

Согласно полученным измерениям, микротвердость зоны основного металла, полученная с ультразвуковым воздействием, не претерпела существенных изменений, абсолютная и относительная разность между экспериментами составляет 1,4 HV0.2 и 0,5% соответственно. Однако микротвердость зоны наплавленного металла, полученную с ультразвуковым воздействием, удалось увеличить по сравнению с экспериментом без

ультразвукового воздействия. Абсолютная и относительная разности составляют 35,4 HV0.2 и 11,1% соответственно.

Полученные результаты можно объяснить совокупностью воздействия двух факторов:

1) эффект кавитации, заключающийся в коллапсе кавитационных пузырьков, который приводит к значительному удару по столбчатым дендритам и к их фрагментации на мелкие столбчатые и равноосные дендриты, кроме того, сломанные дендриты могут стать новыми центрами зародышеобразования [127];

2) акустические течения, оказывающие влияние на термодинамические условия традиционного процесса затвердевания, градиент температуры и скорость охлаждения. Полученный новый режим затвердевания может потенциально создавать благоприятные условия для образования мелких равноосных зерен, что в конечном итоге может сказаться на сниженном уровне свойств анизотропии [128].

4.3 Формирование функционально-градиентного материала методом ПЛВ с ультразвуковым воздействием

4.3.1 Качественная оценка формирования микроструктуры

На рис. 4.10, *а* представлены оптические снимки микроструктур выращенного образца методом ПЛВ, полученного без УЗК, на рис. 4.10, *б* – с УЗК. Снимки микроструктуры получены для каждой композиции в зонах, отмеченных арабскими цифрами.

На рис. 4.11 приведены оптические снимки микроструктур каждой рассматриваемой зоны при большем увеличении.

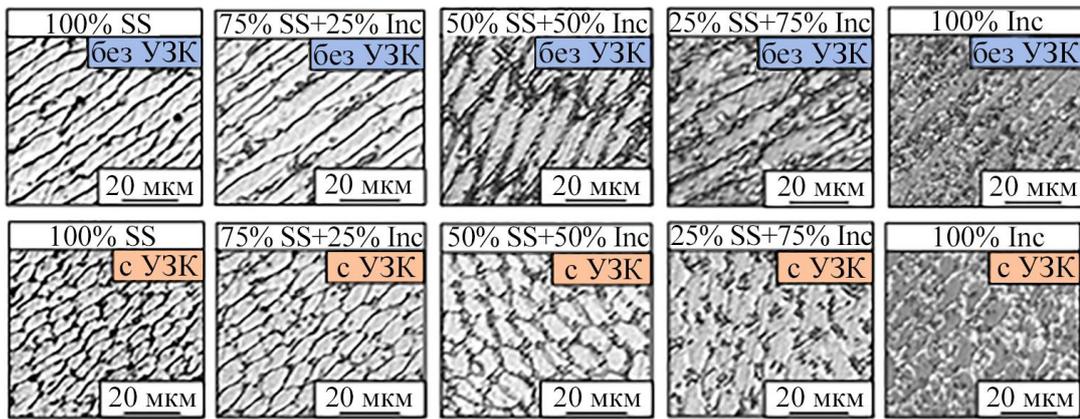


Рисунок 4.11 – Микроструктура, полученная с и без УЗК

На основе представленных оптических снимков микроструктуры выращенных образцов, полученных традиционным методом ПЛВ и с дополнительным ультразвуковым воздействием, можно сделать следующие выводы:

1) микроструктура металла, полученная без ультразвукового воздействия, представлена в виде дендритной структуры. При этом можно выделить наличие крупных столбчатых и вытянутых дендритов. Данная структура является характерной для процесса ПЛВ и согласуется с другими научными работами [129; 130];

2) микроструктура металла, полученная с ультразвуковым воздействием, представлена в виде дендритной структуры. При этом преобладает ячеистая структура в виде равноосных столбчатых дендритов меньшего размера по сравнению с крупными столбчатыми дендритами, полученными без ультразвукового воздействия, что согласуется с другими научными работами [106; 131]. Таким образом, ультразвуковое воздействие способствует формированию единой структуры с ячеистой формой дендритов.

4.3.2 Анализ распределения микротвердости

Результаты измерения микротвердости вдоль линии, параллельной центральной оси поперечного сечения образца, приведены на рис. 4.12.

Анализ микротвердости для обоих экспериментов с ультразвуковым воздействием и при его отсутствии представлен характерным спадом значений при переходе от 100%-ного состава Inconel 625 к 100% нержавеющей стали.

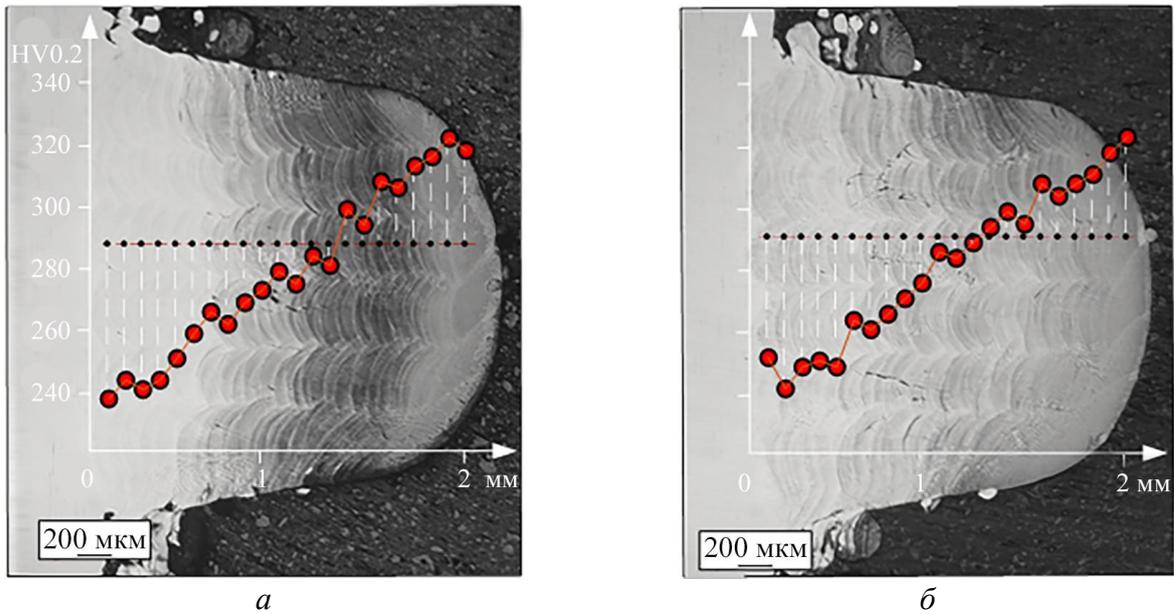


Рисунок 4.12 – Анализ микротвердости образца, полученного:
a – без УЗК; *б* – с УЗК

В табл. 4.4 приведены результаты расчета средних значений микротвердости для каждой зоны различного химического состава в полученном функционально-градиентном образце.

Таблица 4.4 – Анализ микротвердости

Состав	УЗК	Микротвердость	Относительная разность, %
100% SS	Нет	242 HV0.2	7,0
	Да	259 HV0.2	
75% SS+25% Inc	Нет	256 HV0.2	4,2
	Да	267 HV0.2	
50% SS+50% Inc	Нет	271 HV0.2	5,5
	Да	286 HV0.2	
25% SS+75% Inc	Нет	359 HV0.2	5,6
	Да	379 HV0.2	
100% Inc	Нет	314 HV0.2	2,9
	Да	323 HV0.2	

Для более точного сравнительного анализа микротвердости зон образцов, полученных с ультразвуковым воздействием и без, были проведены дополнительные измерения, представленные на рис. 4.13.

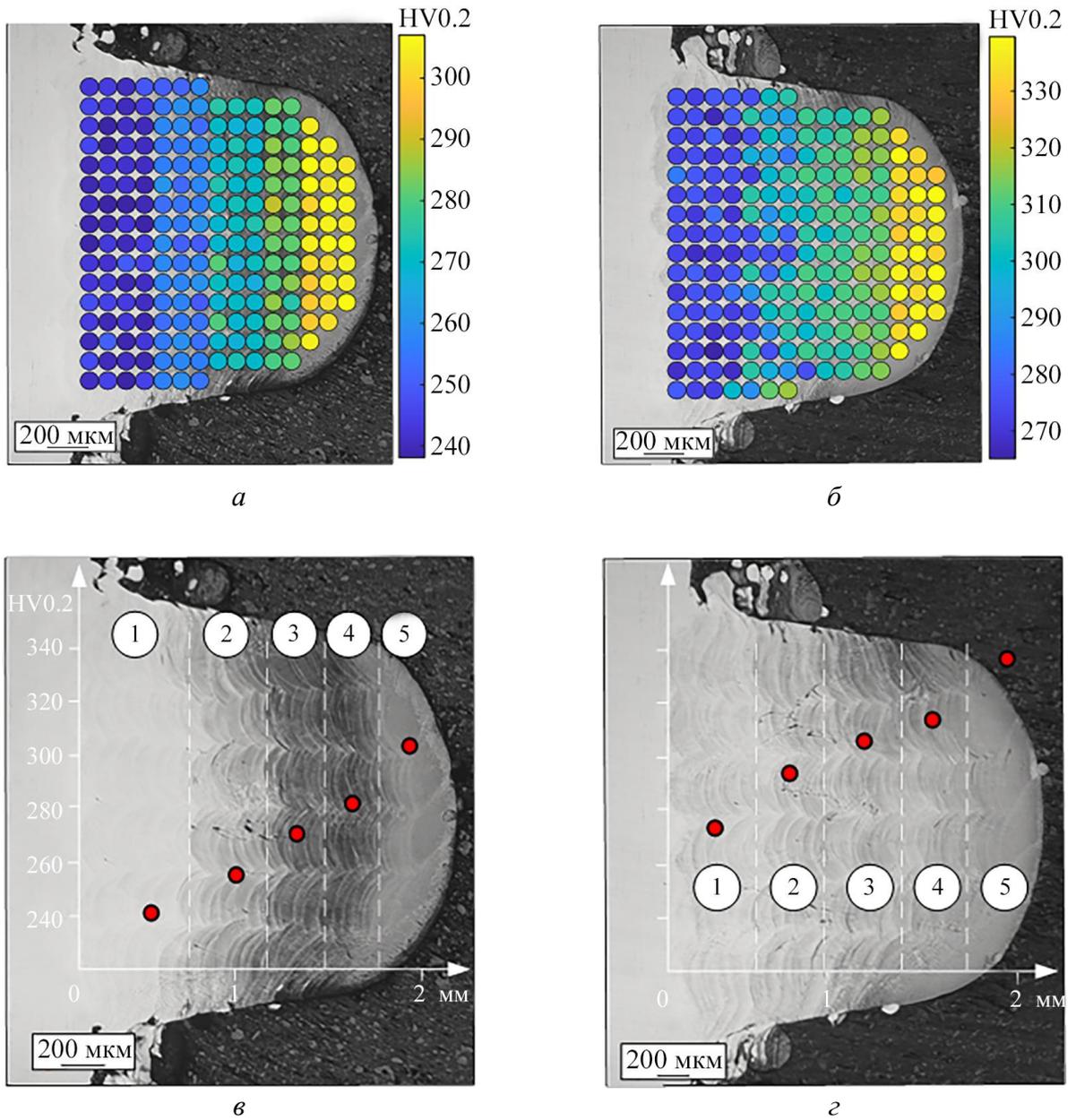


Рисунок 4.13 – Анализ микротвердости образца, полученного:

а и в – без УЗК; *б и г* – с УЗК

В табл. 4.5 представлены результаты расчета средних значений микротвердости для каждой зоны различного химического состава в полученном функционально-градиентном образце.

Таблица 4.5 – Анализ микротвердости вдоль центральной линии

Состав	УЗК	Микротвердость	Относительная разность, %
100% SS	Нет	242 HV0.2	13,2
	Да	274 HV0.2	

Таблица 4.5 – Окончание

Состав	УЗК	Микротвердость	Относительная разность, %
75% SS+25% Inc	Нет	256 HV0.2	14,8
	Да	294 HV0.2	
50% SS+50% Inc	Нет	271 HV0.2	12,9
	Да	306 HV0.2	
25% SS+75% Inc	Нет	282 HV0.2	13,9
	Да	319 HV0.2	
100% Inc	Нет	304 HV0.2	10,5
	Да	336 HV0.2	

Таким образом, было выявлено повышение микротвердости от 10,5 до 14,8% в различных зонах функционально-градиентного образца, полученного методом ПЛВ с ультразвуковым воздействием.

4.3.3 Анализ распределения химических элементов

На рис. 4.14 представлено распределение химических элементов (Fe, Ni, Si, Cr, Mn, Mo, Al) согласно относительной интенсивности излучения, полученное в результате EDS-анализа вдоль центральной оси поперечного сечения образцов, полученных как без ультразвукового воздействия, так и с ультразвуковым воздействием.

Как видно из рис. 4.14, относительное содержание Si, Cr, Mn, Mo и Al остается практически неизменным в обоих экспериментах. Однако в металле образца, выращенного без ультразвукового воздействия, обнаружены резкие переходы и скачки в относительной интенсивности химических элементов Fe и Ni, что особенно заметно при переходе от одного нанесенного слоя из композиционного материала к другому. Напротив, в металле образца, выращенного с ультразвуковым воздействием, по данным EDS-анализа, наблюдается сглаживание относительной интенсивности элементов Fe и Ni, при которых резкие переходы и скачки не наблюдаются. При этом относительное изменение интенсивности элементов Fe и Ni происходит в пределах 10-12%.

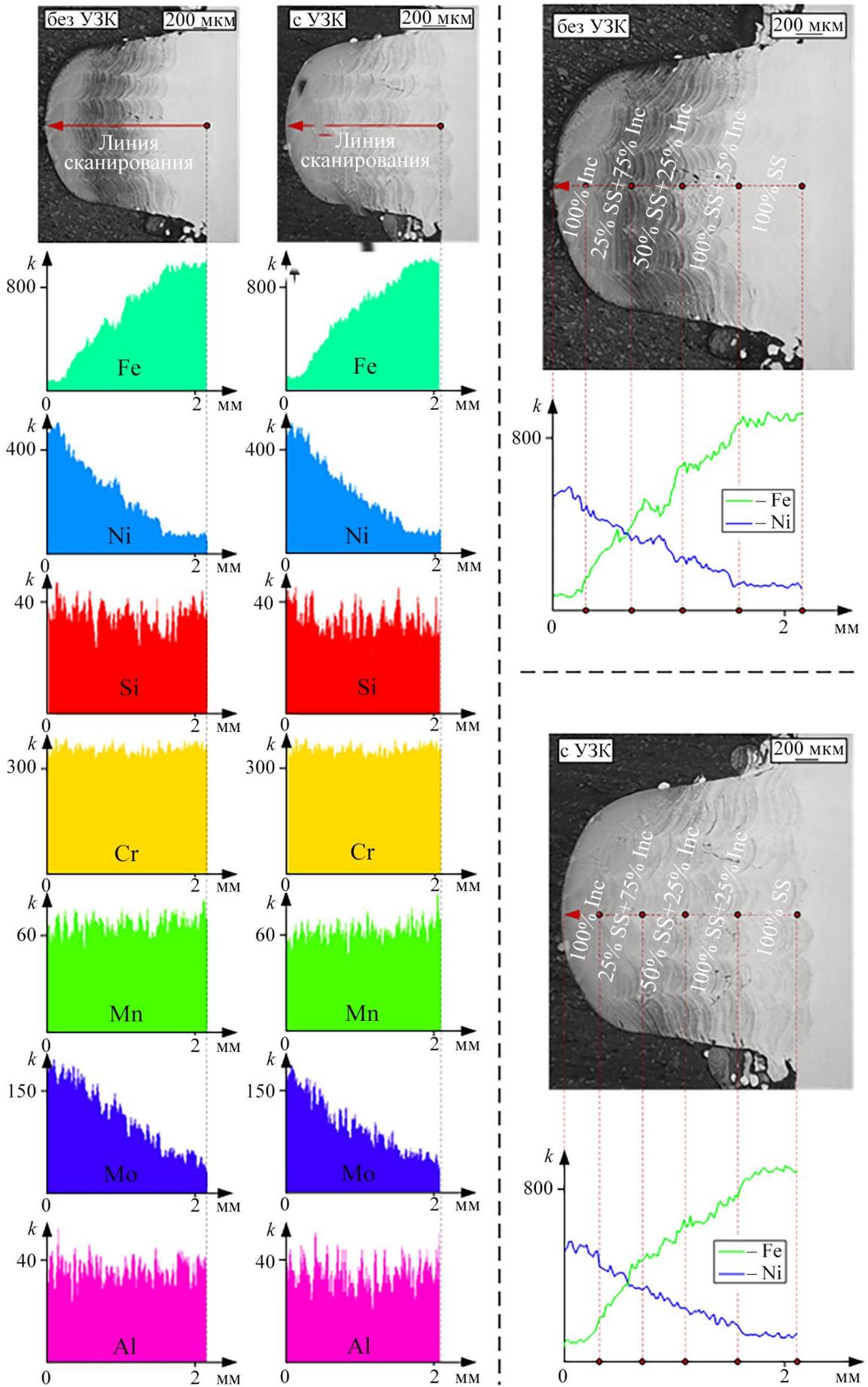


Рисунок 4.14 – Результаты EDS-анализа

Выводы по главе 4

1. Применение высокочастотной вибрации в процессе ПЛВ позволяет эффективно фрагментировать крупные столбчатые дендриты, образующиеся вдоль направления построения по градиенту температур. Сломанные дендриты, в свою очередь, вновь становятся центрами кристаллизации, что способствует получению мелкозернистой структуры. Данная особенность структурообразования характерна как при синтезе образцов из сплавов EuTroLoy 16316D.04 и Inconel 625, так и при формировании функционально-градиентного материала с различным составом композиций из сплавов EuTroLoy 16316D.04 и Inconel 625.

2. Проведен сравнительный анализ гистограмм распределения размеров столбчатых дендритов, полученных в результате ПЛВ с ультразвуковым воздействием и при его отсутствии из аустенитного нержавеющей сплава марки EuTroLoy 16316D.04. Относительная разность среднеквадратического отклонения размеров столбчатых дендритов при сравнении двух технологий составляет от 38,8 до 65,1%. При этом абсолютное значение среднеквадратического отклонения для традиционного процесса ПЛВ стремится к единице, что говорит о значительном разбросе размеров столбчатых дендритов и неравномерности полученной структуры, в то время как для процесса ПЛВ с приложением УЗК значения размеров столбчатых дендритов в большей степени сгруппированы вокруг среднего значения, что говорит о более равномерно распределенной микроструктуре металла.

3. Проведен анализ средних размеров столбчатых дендритов, полученных в результате ПЛВ с ультразвуковым воздействием и при его отсутствии из аустенитного нержавеющей сплава марки EuTroLoy 16316D.04. Относительная разность результатов составляет от 22 до 43% для рассмотренных зон выращенного металла.

4. Установлено, что ультразвуковая вибрация приводит к снижению коэффициента трения на 26,3% при синтезе образцов методом ПЛВ с ультразвуковым воздействием из аустенитного нержавеющей сплава марки EuTroLoy 16316D.04.

5. Установлено, что ультразвуковая вибрация приводит к повышению прочности при статическом растяжении на 10,2% во время синтеза образцов методом ПЛВ с ультразвуковым воздействием из аустенитного нержавеющей сплава марки EuTroLoy 16316D.04. При этом относительная деформация на 3 % ниже, чем при традиционном методе ПЛВ.

6. Установлено, что ультразвуковая вибрация приводит к повышению микротвердости зоны наплавленного металла на 11,1%, при этом зона основного металла не претерпевает существенных изменений при синтезе образцов методом ПЛВ с ультразвуковым воздействием из аустенитного нержавеющей сплава марки EuTroLoy 16316D.04 и никелевого сплава марки Inconel 625 соответственно.

7. По результатам EDS-анализа функционально-градиентного материала было выявлено, что ультразвуковые колебания практически не изменили содержания Si, Cr, Mn, Mo и Al. Отмечено, что в металле образца без ультразвукового воздействия относительная интенсивность элементов Fe и Ni резко и скачкообразно падает при переходе от одного композиционного состава к другому. Однако в металле образца, полученного при ультразвуковом воздействии, происходит сглаживание относительной интенсивности элементов Fe и Ni или, другими словами, происходит выравнивание химического состава в пределах 10-12%.

8. Проведен анализ микротвердости функционально-градиентного материала вдоль линии, параллельной центральной линии поперечного сечения образца. Отмечено снижение значений микротвердости при переходе от 100%-ного содержания никелевого сплава к 100%-ному содержанию нержавеющей стали. При этом значения микротвердости для образцов, полученных с ультразвуковым воздействием, на 10,5-14,8% выше, чем для образца, выращенного без ультразвука.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Основные результаты и выводы работы:

1. Разработано экспериментальное оборудование для апробации методов ЛТО и ПЛВ с возможностью воздействия на механизм кристаллизации жидкой ванны расплава посредством ультразвуковых вибраций мощностью 100 Вт, частотой 22 и 40 кГц соответственно. Вспомогательные приспособления (основание, система охлаждения) были спроектированы с учетом индивидуальных конструктивных особенностей подобранных ультразвуковых излучателей Ланжевена и изготовлены методом послойной 3D-печати по принципу FDM. Для обеспечения эффективности ультразвуковой передачи в процессе лазерной обработки в исходных металлических пластинах и приспособлении предусмотрены технологические отверстия под болтовые соединения. Таким образом, осуществляется прижатие металлических пластин к поверхности ультразвукового излучателя Ланжевена, а также их неподвижность в процессе лазерной обработки.

2. Для количественной оценки степени ультразвукового воздействия мощностью 100 Вт и частотой 40 кГц на геометрические параметры ванны расплава и микроструктуру нержавеющей стали марки AISI 316L в процессе ЛТО были разработаны соответствующие методики исследования. Первая методика позволяет на основе оптических снимков ванн расплава в ручном режиме определить их границы и в автоматическом режиме произвести расчет ПП и ППС. Вторая методика позволяет на основе подготовленных оптических снимков микроструктуры произвести автоматический расчет процентного содержания фазовых составляющих микроструктуры нержавеющей стали AISI 316L, при этом для их разграничения были рассмотрены только две структурные составляющие –

аустенит и введенная X-фаза, которая включает в себя феррит, а также различные карбиды и другие возможные фазы. В диссертационной работе получены распределения микротвердости для металлических образцов, полученных традиционным методом ЛТО и с ультразвуковым воздействием.

3. Для количественной оценки степени ультразвукового воздействия мощностью 100 Вт и частотой 22 кГц на микроструктуру аустенитного нержавеющей сплава марки EuTroLoy 16316D.04 в процессе ПЛВ была разработана соответствующая методика, позволяющая на основе оптических снимков микроструктуры в автоматическом режиме рассчитать размеры столбчатых дендритов, а также построить гистограмму распределения и функцию нормального распределения с определенными значениями математического ожидания и среднеквадратического отклонения. В диссертационной работе получены результаты исследований механических (микротвердость, прочность при статическом растяжении) и трибологических характеристик (коэффициент трения) образцов, полученных традиционным методом ПЛВ и с ультразвуковым воздействием.

4. Установлено, что ультразвуковое воздействие мощностью 100 Вт и частотой 22 кГц приводит к образованию равноосных ячеистых дендритов в процессе ПЛВ. Анализ распределения микротвердости в полученных образцах показал ее увеличение в зоне наплавленного металла на 12,7% при неизменном уровне микротвердости в зоне основного металла.

5. В результате апробации метода ПЛВ с ультразвуковым воздействием мощностью 100 Вт и частотой 22 кГц при синтезе функционально-градиентного материала на основе композиции из EuTroLoy 16316D.04 и Inconel 625 было установлено влияние ультразвуковых вибраций на изменение в относительном содержании элементов Fe и Ni в пределах 10-12%. Качественный анализ микроструктуры слоев показал уменьшение размеров столбчатых дендритов и их переход к равноосной ячеистой форме. Анализ распределения микротвердости выявил повышение значений в пределах 10,5-14,8% на каждом структурном слое функционально-градиентного образца.

Результаты исследований, приведенные в диссертации, могут быть применены при синтезе новых материалов и изделий методом прямого лазерного выращивания, в том числе, с применением дополнительного ультразвукового воздействия с целью повышения эксплуатационных характеристик, для отрасли машиностроения. Основные выводы полученные в диссертации, помогут в понимании закономерностей формирования микроструктур и установлении их связи с физико-механическими свойствами сплавов в процессе прямого лазерного выращивания.

Перспективы дальнейшей разработки темы

Основное направление дальнейшей разработки темы диссертации – разработка комбинированного способа лазерной сварки однородных и разнородных материалов, наплавки или синтеза однородных, композиционных и функционально-градиентных материалов с приложением ультразвукового воздействия различной частоты и мощности на процесс кристаллизации, при котором источник ультразвуковых вибраций перемещается синхронно с источником лазерного излучения и при этом обеспечивается повышенный и постоянный уровень физико-механических свойств за счет микроструктурных изменений в сварных швах и покрытиях.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Григорьянц, А.Г.* Технологические процессы обработки: учебное пособие для вузов / А.Г. Григорьянц, И.Н. Шиганов, А.И. Мисюров; под ред. А.Г. Григорьянца. – Изд. 2-е, стереотип. – Москва: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. – 664 с.
2. *Лосев, В.Ф.* Физические основы лазерной обработки материалов: учебное пособие / В.Ф. Лосев, Е.Ю. Морозова, В.П. Ципилев. – Томск: Изд-во ТПУ, 2011. – 199 с.
3. *Харанжевский, Е.В.* Физика лазеров, лазерные технологии и методы математического моделирования лазерного воздействия на вещество: учебное пособие / Е.В. Харанжевский, М.Д. Кривелёв; под общ. ред. П.К. Галенко. – Ижевск. Изд-во Удмуртского университета, 2011. – 187 с.
4. *Григорьянц, А.Г.* Лазерная техника и технология. В 7 кн. Кн. 3. Методы поверхностной лазерной обработки: учебное пособие для студентов технических вузов / А.Г. Григорьянц, А.Н. Сафонов; под ред. А.Г. Григорьянца. – Москва: Высшая школа, 1988. – 159 с.
5. *Лившиц, Б.Г.* Металлография: учебник для вузов / Б.Г. Лившиц. – Москва: Металлургия, 1990. – 236 с.
6. *Khomich, Y.V., Malinskiy, T.V., Mikolutskiy, S.I., Prokofiev, A.B., Rogalin E. Yamshchikov V.A., Zheleznov, Yu.* Laser hardening of aerospace structural materials // Acta Astronautica. – Vol. 225. – 2024. Pp. 307-315. <https://doi.org/10.1016/j.actaastro.2024.09.014>.
7. *Reich, S., Heunoske, D., Lueck, M., Osterholz, J.* Laser hardening of steel with a 120 kW laser at high throughput // Procedia CIRP, – 2024. – Vol. 1249. – Pp. 751-754. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2024.08.217>.

8. *Maharjan, N., Zhou, W., Zhou, Y., Wu, N.* Influence of operating parameters on morphology of laser hardened surfaces // *High-Power Laser Materials Processing: Applications, Diagnostics, and Systems VII*, SPIE, (2018). P. 105250M. DOI:10.1117/12.2288890.
9. *Maharjan, N., Zhou, W., Zhou, Y., Guan, Y., Wu, N.* Comparative study of laser surface hardening of 50CrMo4 steel using continuous-wave laser and pulsed lasers with ms, ns, ps and fs pulse duration // *Surf. Coat. Technol.* 366 (2019). – Pp. 311–320. DOI:10.1016/j.surfcoat.2019.03.036.
10. *Maharjan, N., Wu, N., Zhou, W.* Hardening efficiency and microstructural changes during laser surface hardening of 50CrMo4 steel // *Metals* 11 (12). – 2021. – 2015. DOI:10.3390/met11122015.
11. *Temmler, A., Willenborg, E., Wissenbach, K.* Design surfaces by laser remelting. *Physics Procedia*. – 2011 – Vol. 12. – P. A. – Pp. 419-430. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2011.03.053>.
12. *Temmler, A., Küpper, M., Walochnik, M.A., Lanfermann, A., Schmickler, T., Bach, A., Greifenberg, T., Oreshkin, O., Willenborg, E., Wissenbach, K., Poprawe, R.* Surface structuring by laser remelting of metals // *J. Laser Appl.* 1. February. – 2017. – 29 (1): 012015. <https://doi.org/10.2351/1.4972414>.
13. *Boettinger, W.J., Shechtman, D., Schaefer, R.J. et al.* The Effect of Rapid Solidification Velocity on the Microstructure of Ag-Cu Alloys // *Metall Trans A* **15**, 55–66 (1984). <https://doi.org/10.1007/BF02644387>.
14. *Gill, S.C., Kurz, W.* Rapidly Solidified Al-Cu Alloys. I - Experimental Determination of the Microstructure Selection Map // *Acta Metallurgica and Materials*. – 41 (12). – Pp. 3563–3573.
15. *Patel, S., Reddy, P., Kumar, A.* A methodology to integrate melt pool convection with rapid solidification and undercooling kinetics in laser spot welding // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2021. – Vol. 164. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2020.120575>.
16. *Kuryntsev, S.* A Review: Laser Welding of Dissimilar Materials (Al/Fe, Al/Ti, Al/Cu). // *Methods and Techniques, Microstructure and Properties. Materials*. – 2022. – 15(1):122. <https://doi.org/10.3390/ma15010122>.

17. *Kurc-Lisiecka, A., & Lisiecki, A.* Laser welding of stainless steel // *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 98(1). – Pp. 32-40. <https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.0815>.

18. *Paul, A., Debroy, T.* Free surface flow and heat transfer in conduction mode laser welding // *Metall Trans B.* **19**. Pp. 851–858 (1988). <https://doi.org/10.1007/BF02651409>.

19. *Coste, Frederic, Janin, Francois, Hamadou, Mohammed, and Fabbro, Remy.* Deep penetration laser welding with Nd:YAG lasers combination up to 11 kW laser power // *Proc. SPIE 4831, First International Symposium on High-Power Laser Macroprocessing* (3 March 2003). <https://doi.org/10.1117/12.486494>.

20. *Григорьянц, А.Г.* Лазерная техника и технология. В 7 кн. Кн.5. Лазерная сварка металлов: учебное пособие для студентов технических вузов / Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н.; под ред. А.Г. Григорьянца. – Москва: Высшая школа, 1988. – 159 с.

21. *Кравченко, Е.Г.* Аддитивные технологии в машиностроении: учебное пособие / Е.Г. Кравченко, А.С. Верещагина, В.Ю. Верещагин. – Комсомольск-на-Амуре: Изд-во КНАГУ, 2018. – 140 с.

22. *Зленко, М.А.* Аддитивные технологии в машиностроении: пособие для инженеров / М.В. Нагайцев, В.М. Довбыш. – Москва. ГНЦ РФ ФГУП «НАМИ», 2015. – 220 с.

23. *Беляев, Л.В.* Введение в аддитивные технологии: учебное пособие / Л.В. Беляев, А.В. Аборкин. – Владимир: Изд-во ВлГУ, 2023. – 248 с.

24. *Антонова, В.С.* Аддитивные технологии: учебное пособие / Антонова В.С., Осовская И.И. – Санкт-Петербург: Изд-во ВШТЭ СПбГУПТД, 2017. – 30 с.

25. *Сухочев, Г.А.* Технология машиностроения. Аддитивные технологии в подготовке производства наукоемких изделий / Г.А. Сухочев, С.Н. Коденцев, Е.Г. Смольяникова. – Воронеж: Изд-во Воронежского гос. техн. ун-та, 2013. – 222 с.

26. *Froes, F.H., Boyer, R. and Dutta, B.* Additive manufacturing for aerospace applications. Part I // *Advanced Materials and Processes.* – Vol. 175. – № 5. – Pp. 36-40, 2017.

27. Haizum Aimi Zaharin *et al* 2018 *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* **328** 012003.
28. Kumar, R., Agrawal, A. (2024). Emerging Functionally Graded Materials for Bio-implant Applications–Design and Manufacturing. In: Mahajan, A., Devgan, S., Zitoune, R. (eds) *Additive Manufacturing of Bio-implants. Biomedical Materials for Multi-functional Applications*. Springer, Singapore. https://doi.org/10.1007/978-981-99-6972-2_9.
29. Nayeem, A.M., Hossain, M.M.N. Usage of additive manufacturing in the automotive industry: a review // *Bangladesh Journal of Multidisciplinary Scientific Research*. – 2023. – 8 (1). – Pp. 9-20.
30. Sarfraz, M.S., Hong, H., Kim, S.S. Recent developments in the manufacturing technologies of composite components and their cost-effectiveness in the automotive industry: A review study. *Composite Structure* 2021, 266, 113864.
31. Yang, J., Li, B., Liu, J., Tu, Z., Wu, X. Application of Additive Manufacturing in the Automobile Industry // *A Mini Review*. – Processes. – 2024. – Vol. 12. – P. 1101.
32. Cao, Y., Zhang, Y., Ming, W., He, W., Ma, J. Review: The Metal Additive-Manufacturing Technology of the Ultrasonic-Assisted Wire-and-Arc Additive-Manufacturing Process // *Metals*. – 2023. – Vol. 13. – P. 398. <https://doi.org/10.3390/met13020398>.
33. Tuan, D. Ngo, Kashani Alireza, Imbalzano Gabriele, Kate, T.Q. Nguyen, David Hui. Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges, *Composites Part B: Engineering*. – Vol. 143. – 2018. – Pp. 172-196, <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.02.012>.
34. Niu, X., Singh, S., Garg, A. *et al*. Review of materials used in laser-aided additive manufacturing processes to produce metallic products. *Front. Mech. Eng.* **14**. – Pp. 282–298 (2019). <https://doi.org/10.1007/s11465-019-0526-1>.
35. Yap, CY, *et al*. Review of selective laser melting: materials and applications // *Appl Phys Rev*. – 2015. – 2(4).
36. Gao, B., Zhao, H., Peng, L., Sun, Z. A Review of Research Progress in Selective Laser Melting (SLM) // *Micromachines*. – 2023. – Vol. 14. – P. 57. <https://doi.org/10.3390/mi14010057>.

37. *Li Neng, Huang Shuai, Zhang Guodong, Qin Renyao, Liu Wei, Xiong Huaping, Shi Gongqi, Blackburn Jon.* Progress in additive manufacturing on new materials: A review // *Journal of Materials Science & Technology.* – Vol. 35. – Iss. 2. – 2019. – Pp. 242-269, <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2018.09.002>.

38. *Cheibas, Ina; Popovich, Vera; Rich, Bee; Laot, Mathilde; Castillo, Sarah Rodriguez* (2021). Additive Manufacturing of Functionally Graded Materials With In-SITU Resources. figshare. Conference contribution. <https://doi.org/10.6084/m9.figshare.14283194.v1>.

39. *Yakout, M., Elbestawi, M.A.* Additive Manufacturing of Composite Materials: An Overview. In *Proceedings of the 6th International Conference on Virtual Machining Process Technology (VMPT), Montréal, QC, Canada, 29 May–2 June. 2017.*

40. *Florian T., Schricker K., Zenz C., Otto A., Schmidt L., Diegel C., Friedmann H., Seibold M., Hellwig P., Fröhlich F., Nagel F., Kallage P., Buttazzoni M., Rack A., Requardt H., Chen Y., Bergmann J.P.* Combining in situ synchrotron X-ray imaging and multiphysics simulation to reveal pore formation dynamics in laser welding of copper // *International Journal of Machine Tools and Manufacture.* – Vol. 204. – 2025. – P. 104224. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2024.104224>.

41. *Heider Andreas, Alter Lukas.* Evaluation of pore formation during welding of copper using different laser sources // *Procedia CIRP.* – Vol. 124. – 2024. – Pp. 383-387. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2024.08.138>.

42. *Beretta, S., & Previtali, B.* (2009). Estimate of maximum pore size in keyhole laser welding of carbon steel // *Science and Technology of Welding and Joining*, 14(2). Pp. 106–116. doi:10.1179/136217108x372577.

43. *Kempen, K., Thijs, L., Vrancken, B., Bols, S., Van, Humbeeck J., Kruth, J.* Producing crack-free, high density M2 Hss parts by selective laser melting: preheating the baseplate // *Proceedings of the 24th international solid freeform fabrication symposium. Austin (TX): Laboratory for freeform fabrication.* – 2013. – Pp. 131–9.

44. *Carter, LN, Attallah, MM, Reed, RC.* Laser powder bed fabrication of nickel-base superalloys: Influence of parameters; characterisation, quantification and mitigation of cracking // *Superalloys.* – 2012; 2012. – Pp. 577–586.

45. Kou, S. *Welding metallurgy* // 2nd ed. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons; 2003.
46. Kou, S. Solidification and liquation cracking issues in welding // *JOM* 55. – Pp. 37–42 (2003). <https://doi.org/10.1007/s11837-003-0137-4>.
47. Mukherjee, T., Zhang, W., DebRoy, T. An improved prediction of residual stresses and distortion in additive manufacturing // *Comp Mater Sci.* – 2017. – Vol. 126. – Pp. 360–72.
48. Debroy, T.; Wei, H., Zuback, J., Mukherjee, T., Elmer, J., Milewski, J.; Beese, A.M., Wilson-Heid, A., De, A., Zhang, W. Additive manufacturing of metallic components // *Process, structure and properties. Prog. Mater. Sci.* – 2018. – Vol. 92. – Pp. 112–224. DOI:10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
49. Errico, V., Campanelli, S.L., Angelastro, A., Dassisti, M., Mazzarisi, M., Bonserio, C. Coaxial Monitoring of AISI 316L Thin Walls Fabricated by Direct Metal Laser Deposition. *Materials* **2021**, 14, 673. <https://doi.org/10.3390/ma14030673>.
50. Mercelis, P., Kruth, J.P. Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting // *Rapid Prototyp J.* – 2006. – Vol. 12(5). – Pp. 254–65.
51. Mohsan, Aziz Ul Hassan, Zhang, Mina, Wang, Dafeng, Zhao, Su, Wang, Yishen, Chen, Changyong, Zhang, Jiahao. State-of-the-art review on the Ultrasonic Vibration Assisted Laser Cladding (UVALC) // *Journal of Manufacturing Processes.* – Vol. 107. – 2023. – Pp. 422-446. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2023.10.066>.
52. Jiang, B., Huang, Z., Liu, C., Wang, H., Shu, F., Zhao, Y., Lei, H. Optimization of Process Parameters and Microstructure of CoCrFeNiTiAl High-Performance High-Entropy Alloy Coating. *Metals* **2024**, 14, 1384. <https://doi.org/10.3390/met14121384>.
53. Huang, Y., Hu, Y., Zhang, M. *et al.* Multi-Objective Optimization of Process Parameters in Laser Cladding CoCrCuFeNi High-Entropy Alloy Coating // *J Therm Spray Tech* **31**, 1985–2000 (2022). <https://doi.org/10.1007/s11666-022-01408-x>.
54. Yuce, C., Tutar, M., Karpat, F., Yavuz, N. The Optimization of Process Parameters and Microstructural Characterization of Fiber Laser

Welded Dissimilar HSLA and MART Steel Joints // *Metals*. – 2016. – Vol. 6. – Pp. 245.
<https://doi.org/10.3390/met6100245>.

55. *Herzog, T., Brandt, M., Trinchi, A. et al.* Process monitoring and machine learning for defect detection in laser-based metal additive manufacturing // *J Intell Manuf* **35**, 1407–1437 (2024). <https://doi.org/10.1007/s10845-023-02119-y>.

56. *Kumar, S., Gopi, T., Harikeerthana, N. et al.* Machine learning techniques in additive manufacturing: a state of the art review on design, processes and production control // *J Intell Manuf* **34**, 21–55 (2023). <https://doi.org/10.1007/s10845-022-02029-5>.

57. *Tsai, Yung-An, Lo, Yu-Lung, Mohsin, Raza M., Saleh, Ali N., Chuang, Tzu-Ching, Chen, Cheng-Yen, Chiu, Chi-Pin.* Optimization of lap-joint laser welding parameters using high-fidelity simulations and machine learning mode // *Journal of Materials Research and Technology*. – Vol. 24. – 2023. – Pp. 6876–6892, <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.04.256>.

58. *Tang, J., Geng, X., Li, D. et al.* Machine learning-based microstructure prediction during laser sintering of alumina // *Sci Rep* **11**, 10724 (2021), <https://doi.org/10.1038/s41598-021-89816-x>

59. *Bachmann, Xiangmeng Meng Marcel, Yang, Fan, Rethmeier, Michael.* Toward prediction and insight of porosity formation in laser welding: A physics-informed deep learning framework // *Acta materials*. – Vol. 286. – 2025. – Pp. 120740, <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2025.120740>

60. *Riaz Muhammad Arslan Bin, Güden Mustafa.* A review of the experimental and numerical studies on the compression behavior of the additively produced metallic lattice structures at high and low strain rates // *Defence Technology*. – 2025. <https://doi.org/10.1016/j.dt.2025.01.003>.

61. *Zhang, Lichao, Zhou, Hongshan, Chen, Jingyuan, Wang, Hongyang, Liu, Weiwei, Zhang, Zhaodong, Song, Gang, Liu, Liming, Zhang, Zhao.* Numerical simulation for microstructure control in wire arc additive manufacturing of thin-walled structures // *Thin-Walled Structures*. – Vol. 205. Part C. – 2024. – Pp. 112581, <https://doi.org/10.1016/j.tws.2024.112581>.

62. *Qiu, Yi., Li, Y.Ju., Feng, X.H. et al.* Numerical simulation of microstructure evolution in molten pool of nickel-based superalloy during selective laser melting // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2024. – Vol. 34. – № 2. – Pp. 560–575. – DOI 10.1016/s1003-6326(23)66417-9.

63. *Gorunov, A.I., Morozov, V.V., Guseva, D.V., Kudimov, O.V.* Study of structure and properties of a new porous composite material obtained by direct laser deposition // Voprosy Materialovedeniya. – 2023. – Vol. 4(116). – Pp. 59-68. (In Russ.), <https://doi.org/10.22349/1994-6716-2023-116-4-59-68>.

64. *Aghajani, Sepideh, Wu, Chi, Li, Qing, Fang, Jianguang.* Additively manufactured composite lattices: A state-of-the-art review on fabrications, architectures, constituent materials, mechanical properties, and future directions // Thin-Walled Structures. – Vol. 197. – 2024. – Pp. 111539. <https://doi.org/10.1016/j.tws.2023.111539>.

65. *Ma, Guangyi, Yan, Shuai, Wu, Dongjiang, Miao, Qiuyu, Liu, Miaoran, Niu, Fangyong.* Microstructure evolution and mechanical properties of ultrasonic assisted laser clad yttria stabilized zirconia coating // Ceramics International. – Vol. 43. – Iss. 13. – 2017. – Pp. 9622-9629, <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2017.04.103>.

66. *Zhang, Hao, Zhang, Yang.* In-situ synthesized WC reinforcement phase on microstructural evolution, toughness and tribological properties of Mo₂FeB₂-based composite coatings fabricated by laser cladding // Journal of Materials Research and Technology. – Vol. 34. – 2025. – Pp. 677-690. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.12.098>.

67. *Shalnova, S.A., Volosevich, D.V., Sannikov M.I., Magidov I.S., Mikhaylovskiy K.V., Turichin G.A., Klimova-Korsmik O.G.* Direct energy deposition of SiC reinforced Ti–6Al–4V metal matrix composites: Structure and mechanical properties // Ceramics International. – Vol. 48. – Iss. 23. – Part A. – 2022. – Pp. 35076-35084. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.08.097>.

68. *Ostolaza, Marta, Iñaki Arrizubieta, Jon, Lamikiz, Aitzol, Ukar, Eneko.* Study of the flexural behaviour and bonding strength of WC-Co metal matrix composite coatings produced by Laser Directed Energy Deposition // Surface and Coatings Technology. – Vol. 463. – 2023. – P. 129538. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2023.129538>.

69. *Nandi Shubhra, Kamal, Matthews, Allan, Withers, Philip J., Stermsek, Joern, Fuchs, Christian, Roy, Siddhartha, Manna, Indranil.* Functionally graded Tribaloy™ T800 and austenitic stainless steel by laser additive manufacturing // *Materials Today Communications.* – Vol. 39. – 2024. – Pp. 109274. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2024.109274>.

70. *Chen, Bo, Su, Yi, Xie, Zhuohong, Tan, Caiwang, Feng, Jicai.* Development and characterization of 316L/Inconel625 functionally graded material fabricated by laser direct metal deposition // *Optics & Laser Technology.* – Vol. 123. – 2020. – P. 105916. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2019.105916>.

71. *Ghanavati, Reza, Naffakh-Moosavy, Homam, Moradi, Mahmoud.* Additive manufacturing of thin-walled SS316L-IN718 functionally graded materials by direct laser metal deposition // *Journal of Materials Research and Technology.* – Vol. 15. – 2021. – Pp. 2673-2685. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.09.061>.

72. *Shenglan, Mao, David, Z. Zhang, Zhihao, Ren, Guang, Fu, Xiangyu, Ma.* Effects of process parameters on interfacial characterization and mechanical properties of 316L/CuCrZr functionally graded material by selective laser melting // *Journal of Alloys and Compounds.* – Vol. 899. – 2022. – Pp. 163256. ISSN 0925-8388, <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.163256>.

73. *Dong, Hui, Guo, Peng-Fei, Han, Yan, Bai, Ru-Xue, Yang, Zi-Chen, Zhang, San-Qi.* Enhanced corrosion resistance of high speed laser-cladded Ni/316L alloy coating by heat treatment, *Journal of Materials Research and Technology.* – Vol. 24. – 2023. – Pp. 952-962. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.03.070>.

74. *Zhao, Dan, Liu, Fei, Tan, Yuan-Biao, Shi, Wei, Xiang, Song.* Improving the strength-ductility synergy and corrosion resistance of Inconel 718/316L dissimilar laser beam welding joint via post-weld heat treatment // *Journal of Materials Research and Technology.* – Vol. 26. – 2023. – Pp. 71-87. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.07.202>.

75. *Du, Yanbin, Peng, Yunchuan, Liang, Qiang, Li, Zhiqiang, Tu, Jian.* Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Fe60 coating by laser

cladding on 304 stainless steel // Journal of Materials Research and Technology. – Vol. 29. – 2024. – Pp. 2825-2834. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.02.046>.

76. *Baek, G.Y., Lee, K.Y., Park, S.H. et al.* Effects of substrate preheating during direct energy deposition on microstructure, hardness, tensile strength, and notch toughness // *Met. Mater. Int.* **23**, 1204–1215 (2017). <https://doi.org/10.1007/s12540-017-7049-2>.

77. *Soffel, F., Papis, K., Bambach, M., Wegener, K.* Laser Preheating for Hot Crack Reduction in Direct Metal Deposition of Inconel 738LC // *Metals* **2022**, 12, 614. <https://doi.org/10.3390/met12040614>.

78. *Meng, Guiru, Gong, Yadong, Zhang, Jingdong, Zhao, Jibin.* Effect of heat treatment on microstructure, precipitation behavior and mechanical properties of Inconel 718 fabricated by laser direct energy deposition // *Materials Science and Engineering: A.* – Vol. 898. – 2024. – Pp. 146396. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146396>.

79. *Xu, Youwei, Yang, Jinghui, Shi, Yu, Zhang, Wenzhu, Cai, Xuanyu, Wang, Wei, Li, Chunhua, Wu, Guoqing.* Effect of heat treatment process on property and corrosion resistance of additively formed Inconel 625 alloy // *Materials Science and Engineering: A.* – Vol. 924. – 2025. – Pp. 147738. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147738>.

80. *Zhao, Yuantao, Yue, Yongkang, Deng, Wenlong, Li, Jiansheng, Chen, Ming, Liu, Shenqiang, Li, Wenge, Liu, Yanbo, Ji, Vincent.* Effects of post-heat treatments on the microstructure and mechanical properties of Ti–6Al–4V alloy fabricated by selective laser melting // *Journal of Materials Research and Technology.* – Vol. 33. – 2024. – Pp. 1155-1164. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.09.141>.

81. *Yuan, Junfeng, Zhao, Xiaohui, Wei, Ao, Li, Dongyang, Fazal, Muhammad, Arif, Abul, Alfano, Marco.* Impact of post-heat treatment on the mechanical and tribological properties of GH4169/V coatings produced by laser cladding // *Wear.* – 2025. – Pp. 205829. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2025.205829>.

82. *Han, K., & Yang, Y.* (2024). Research Status of Electromagnetic Field-Assisted Laser Cladding Technology // *International Journal of Mechanical and Electrical Engineering*, 3(2). – Pp. 33-39. <https://doi.org/10.62051/ijmee.v3n2.06>.

83. *Zhai, Lulu, Ban, Chunyan, Zhang, Junwei, Yao, Xiaoyan.* Characteristics of dilution and microstructure in laser cladding Ni-Cr-B-Si coating assisted by electromagnetic compound field // *Materials Letters.* – Vol. 243. – 2019. – Pp. 195-198. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.01.133>.

84. *Huang, Lei, Zhou, Jianzhong, Xu, Jiale, Huo, Kun, He, Wenyuan, Meng, Xiankai, Huang, Shu.* Microstructure and wear resistance of electromagnetic field assisted multi-layer laser clad Fe901 coating // *Surface and Coatings Technology.* – Vol. 395. – 2020. – Pp. 125876. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.125876>.

85. *Vollertsen, F., Thomy, C.* Magnetic stirring during laser welding of aluminum, *Journal of Laser Applications* 18, 2006. – Pp. 28–34.

86. *Hagayeghi, R., Kapranos, P.* Direct-chill casting of wrought Al alloy under electromagnetic and ultrasonic combined fields // *Mater. Sci. Forum* 105. – 2013. – Pp. 213–215.

87. *Thomy, C., Vollertsen, F.* Influence of magnetic fields on dilution during laser welding of aluminium // *Adv. Mater. Res.* – 2005. – Vol. 6–8. – Pp. 179–186.

88. *Wang, Fei, Wang, Engang, Zhang, Lintao, Jia, Peng, Wang, Tao.* Influence of electromagnetic stirring (EMS) on the microstructure and mechanical property of Incoloy825 superalloy // *Journal of Manufacturing Processes.* – 2017. – Vol. 26. – Pp 364–371. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.02.026>.

89. *Ya, o Jianhua, Li, Juehui, Ge, Honghao, Hu, Yong, Wang, Fei, Mao, Jiaming, Liu, Yunfeng, Zhang, Qunli, Wang, Liang.* Effect of electromagnetic field on element segregation and texture via laser cladding of Inconel 718 // *Journal of Materials Research and Technology.* – Vol. 27. – 2023. – Pp. 3539–3550. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.10.176>.

90. *Wang, Qian, Qiang, Chen Fa, Li, Qian, Zhang, Liang, Jin, Hui, Wei Zhang, Jun.* Microstructure and properties of Ni60 alloy coating prepared by electromagnetic compound field assisted laser cladding // *Materials Chemistry and Physics.* – 2022. – Vol. 291. – P. 126678. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2022.126678>.

91. *Zhou, Jianzhong, Xu, Jiale, Huang, Shu, Hu, Zengrong, Meng, Xiankai, Feng, Xu.* Effect of laser surface melting with alternating magnetic field on wear and corrosion

resistance of magnesium alloy // *Surface and Coatings Technology*. – 2017. – Vol. 309. – Pp. 212–219. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.11.077>.

92. *Пархимович, Э.М.* Сварка и наплавка в ультразвуковом поле. – Минск: Наука и техника, 1988. – 207 с.

93. *Kumar, S., Kumar, D., Singh, I., Rath, D.* An insight into ultrasonic vibration assisted conventional manufacturing processes: A comprehensive review // *Advances in Mechanical Engineering*. – 2022. – Vol. 14. – № 6. Art. 168781322211078. <https://doi.org/10.1177/16878132221107812>.

94. *Li, Xuekai, Wang, Wei, Wu, Yihong, Zhou, Donghu, Kang, Huijun, Guo, Enyu, Li, Jiehua, Chen, Zongning, Xu, Yanjin, Wang, Tongmin,* Ultrasonic field-assisted metal additive manufacturing (U-FAAM) // *Mechanisms, research and future directions, Ultrasonics Sonochemistry*. – 2024. – Vol. 111. – P. 107070. <https://doi.org/10.1016/j.ultsonch.2024.107070>.

95. *Zhang, Z., Wang, C., Koe, B., Schlepütz, C.M., Irvine, S., Mi, J.* Synchrotron X-ray imaging and ultrafast tomography in situ study of the fragmentation and growth dynamics of dendritic microstructures in solidification under ultrasound, *Acta Mater*, 2021. – Vol. 209. – P. 116796. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.116796>.

96. *Ning, Fuda, Cong, Weilong.* Ultrasonic vibration-assisted (UV-A) manufacturing processes: State of the art and future perspectives, *Journal of Manufacturing Processes*. – 2020. – Vol. 51. – Pp. 174–190, <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.01.028>.

97. *Gilmutdinov, A.Kh., Gorunov, A.I., Nyukhlaev, O.A., Schmidt, M.* Investigations of the sound frequency effect on laser acoustic welding of stainless steel // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2020. – Vol. 106. – № 7–8. – Pp. 3033–3043. <https://doi.org/10.1007/s00170-019-04825-5>.

98. *Kumar, S., Wu, C.S., Padhy, G.K., Ding, W.* Application of ultrasonic vibrations in welding and metal processing: A status review // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2017. – Vol. 26. – Pp. 295–322. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.02.027>.

99. Teyeb, A., Silva, J., Kanfoud, J., Carr, P., Gan, T.-H., Balachandran, W. Improvements in the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminium Alloys Using Ultrasonic-Assisted Laser Welding // *Metals* **2022**, 12, 1041. <https://doi.org/10.3390/met12061041>.

100. Zuguo, Liu, Xiangzhong, Jin, Junyi, Zhang, Zhongjia, Hao, Junhao, Li. Microstructure evolution and mechanical properties of SUS301L stainless steel sheet welded joint in ultrasonic vibration assisted laser welding // *Optics & Laser Technology*. – Vol. 153. – 2022. P. 108193, <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2022.108193>.

101. Tarasov, S.Y., Vorontsov, A.V., Fortuna, S.V. et al. Ultrasonic-assisted laser welding on AISI 321 stainless steel. *Weld World* **63**. 875–886 (2019). <https://doi.org/10.1007/s40194-019-00716-1>.

102. Siyu, Zhou, Guangyi, Ma, Wu, Dongjiang, Dongsheng, Chai, Mingkai, Lei, Ultrasonic vibration assisted laser welding of nickel-based alloy and Austenite stainless steel // *Journal of Manufacturing Processes*. – Vol. 31. – 2018. – Pp. 759-767. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.12.023>.

103. Bandaru, H.P., Potta, M., Das, A.K. et al. Ultrasonic vibration-assisted welding: an in situ practical approach to reduce embrittlement of L605 cobalt-based superalloy laser beam welds. *Int J Adv Manuf Technol* **136**, 4491–4509 (2025). <https://doi.org/10.1007/s00170-025-15031-x>.

104. Guan, Liu, Yigui, Su, Xuyu, Pi, Siwei, Xin, Kun, Li, Defu, Liu, Y.C., Lin. Achieving high strength 316L stainless steel by laser directed energy deposition-ultrasonic rolling hybrid process // *Science and Engineering: A*. – Vol. 903. – 2024. – P. 146665. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146665>.

105. Zhuang, D.-D., Du, B., Zhang, S.-H., Tao, W.-W., Wang, Q., Shen, H.-B. Effect and action mechanism of ultrasonic assistance on microstructure and mechanical performance of laser cladding 316L stainless steel coating // *Surface and Coatings Technology*. – Vol. 433. – 2022. – P. 128122. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2022.128122>.

106. *Zhehe, Yao, Zhen, Wang, Jian, Chen, Yongfeng, Sui, Jianhua, Yao.* Equiaxed microstructure formation by ultrasonic assisted laser metal deposition // *Manufacturing Letters.* – Vol. 31. – 2022. – Pp. 56-59. <https://doi.org/10.1016/j.mfglet.2021.07.002>.
107. *Rabiey, Mohammad, Weidmann, Ralph, Sgier, Samuel, Urban, Luca.* Ultrasonic-Assisted Laser Metal Deposition (LMD) of Steel 316L // *Procedia CIRP.* – Vol. 113. – 2022. – Pp. 307-311. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2022.09.107>.
108. *Wang, Jiandong, Xue, Yu, Xu, De, Zeng, Yuzhou, Li, Liqun, Wang, Zhenqiang, Jiang, Fengchun.* Effects of layer-by-layer ultrasonic impact treatment on microstructure and mechanical properties of 304 stainless steel manufactured by directed energy deposition, *Additive Manufacturing.* – Vol. 68. – 2023. – P. 103523. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2023.103523>.
109. *Zohourmesgar, Mohammad, Razavi, Reza Shoja, Dehnavi, Mohammad Reza, Sheykholeslami, Mohammad Reza, Khandaei, Mehrdad.* Effect of ultrasonic vibrations on mass efficiency and microstructure of laser direct deposition Inconel 718 superalloy // *Ultrasonics Sonochemistry.* – Vol. 111. – 2024. – P. 107124. <https://doi.org/10.1016/j.ultsonch.2024.107124>.
110. *Zhu, Lida, Yang, Zhichao, Xin, Bo, Wang, Shuhao, Meng, Guiru, Ning, Jinsheng, Xue, Pengsheng.* Microstructure and mechanical properties of parts formed by ultrasonic vibration-assisted laser cladding of Inconel 718 // *Surface and Coatings Technology.* – Vol. 410. – 2021. – P. 126964. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.126964>.
111. *Gorunov, A.I.* Additive manufacturing of Ti6Al4V parts using ultrasonic assisted direct energy deposition // *Journal of Manufacturing Processes.* – Vol. 59. – 2020. – Pp. 545-556. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.10.024>.
112. *Wang, Fubin, Liu, Yuke, Zhang, Binbin, Jiang, Fengchun, Wang, Jiandong, Zarinejad, Mehrdad, Zheng, Yufeng, Tong, Yunxiang.* Strengthening effect in laser metal deposited Ti6Al4V alloy via layer-by-layer ultrasonic impact treatment // *Materials Science and Engineering: A.* – Vol. 886. – 2023. – P. 145693. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145693>.

113. Wang, Zhen, Zhang, Fengqin, Zang, Shengchao. The influence of ultrasonic vibration on the microstructure and properties of laser-cladded Fe-Ni-Ti composite coatings // *Heliyon*. – Vol. 10. – Iss. 19. – 2024., ISSN 2405-8440. <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2024.e38429>.

114. Wang, X.H., Liu, S.S., Zhao, G.L., Zhang, M., Ying, W.L. In-situ formation ceramic particles reinforced Fe-based composite coatings produced by ultrasonic assisted laser melting deposition processing // *Optics & Laser Technology*. – Vol. 136. – 2021. – P. 106746. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2020.106746>.

115. Gorunov, A.I. Laser pulse alloying the surface of Ti-5.5Al-2Zr-1Mo-1V by boron carbide particles // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2019. – Vol. 105. – Pp. 719-739. <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2018-84-1-I-29-35>.

116. Никифоров, С.А., Шварц, И.В., Гильмутдинов, А.Х., Горунов, А.И. Исследование формы ванны расплава при лазерном воздействии на сталь AISI 316L с учетом конвекции Марангони // *Инженерный журнал: наука и инновации*. – 2023. – № 2(134). – С. 1 – 12. <https://doi.org/10.18698/2308-6033-2023-2-2248>.

117. Никифоров, С.А., Шварц, И.В., Гильмутдинов, А.Х., Горунов, А.И. Численное моделирование и верификация точечного лазерного нагрева нержавеющей стали AISI 316L // *Инженерный журнал: наука и инновации*. – 2023. – № 8(140). – С. 1 – 11. <https://doi.org/10.18698/2308-6033-2023-8-2295>.

118. Balasubramani, N., Venezuela, J., Yang, N., Wang, G., StJohn, D., Dargusch M. An overview and critical assessment of the mechanisms of microstructural refinement during ultrasonic solidification of metals // *Ultrasonics Sonochemistry*. – 2022. – Vol. 89. – P. 106151. <https://doi.org/10.1016/j.ultsonch.2022.106151>.

119. Воронцов, А.В., Елисеев, А.А., Осипович, К.С., Савченко, Н.Л. Лазерная сварка с ультразвуковым воздействием алюминиево-магниевого сплава АМг5 // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2019. – Т. 21. – № 3. – С. 83 – 96. <https://doi.org/10.17212/1994-6309-2019-21.3-83-96>.

120. ASM Handbook Committee. Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. 1990. ASM International. – Vol. 1. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v01.9781627081610>

121. *Parker, R.L., Manning, J.R., & Peterson, N.C.* (1985). Application of pulse-echo ultrasonics to locate the solid/liquid interface during solidification and melting of steel and other metals // *Journal of Applied Physics*. – № 58(11). – Pp. 4150–4164. DOI:10.1063/1.335547.

122. *Feilong, Ji, Xunpeng, Qin, Mao, Ni, Zeqi, Hu, Mengwu, Wu*, Effect of ultrasonic intensity on microstructure and mechanical properties of steel alloy in direct energy deposition-Arc // *Ultrasonics*. – Vol. 134. – 2023. – P. 107090. ISSN 0041-624X. <https://doi.org/10.1016/j.ultras.2023.107090>.

123. *Wang, X.H., Liu, S.S., Zhao, G.L., Zhang, M., Ying, W.L.* In-situ formation ceramic particles reinforced Fe-based composite coatings produced by ultrasonic assisted laser melting deposition processing // *Optics & Laser Technology*. – Vol. 136. – 2021. – P. 106746. ISSN 0030-3992. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2020.106746>.

124. *Yuan, Ding, Sun, Xiaojing, Sun, Laibo, Zhang, Zhichao, Guo, Chunhuan, Wang, Jiandong, Jiang, Fengchun.* Improvement of the grain structure and mechanical properties of austenitic stainless steel fabricated by laser and wire additive manufacturing assisted with ultrasonic vibration // *Materials Science and Engineering: A*. – 2021. – Vol. 813. – P. 141177. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141177>.

125. *Шварц, И.В., Крылов, Я.В., Никифоров, С.А., Горунев, А.И., Гильмутдинов, А.Х.* Анализ микроструктуры и твердости сварных точек при лазерно-акустическом способе нагрева нержавеющей стали // *Перспективные материалы*. – 2025. – № 2. – С. 80 – 88. DOI: 10.30791/1028-978X-2025-2-80-88.

126. *Huang, X., Chen, Y., Jiang, J., Lian, G., & Chen, C.* The Influences of Ultrasonic Vibrations on Laser Cladding Ni60/WC-TiO₂+La₂O₃ // *Composite Coating Materials*. – 2023. – Vol. 16. – P. 6356. <https://doi.org/10.3390/ma16196356>.

127. *Wang Zhen, Zhang Fengqin, Zang Shengchao.* The influence of ultrasonic vibration on the microstructure and properties of laser-cladded Fe-Ni-Ti composite coatings // *Heliyon*. – 2024. – Vol. 10.

128. *Balasubramani, Nagasivamuni, Venezuela, Jeffrey, Yang, Nan, Wang, Gui, StJohn, David, Dargusch, Matthew.* An overview and critical assessment of the

mechanisms of microstructural refinement during ultrasonic solidification of metals // *Ultrasonics Sonochemistry*. – 2022. – Vol. 89. – P. 106151.

129. *Tyagi, Shivank, Balla, Sai Kumar, Manjaiah, M., Aranas, Clodualdo*. 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*. – Vol. 33. – 2024. – Pp. 8361-8371. ISSN 2238-7854. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.11.130>.

130. *Weon Yang, Seung, Yoon, Jongcheon, Lee, Hyub, Sik Shim, Do*. Defect of functionally graded material of inconel 718 and STS 316L fabricated by directed energy deposition and its effect on mechanical properties // *Journal of Materials Research and Technology*. – Vol. 17. – 2022. – Pp. 478-497. ISSN 2238-7854. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.01.029>.

131. *Ju, Yuezhang, Li, Chengning, Yang, Xiaocong, Ba, Lingzhi, Wang, Ying, Di, Xinjie*. Recent progress on additive manufacturing of steel-based functionally graded materials, *Materials Today Communications*. – Vol. 40. – 2024. – P. 109953. ISSN 2352-4928. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2024.109953>.

ПРИЛОЖЕНИЕ

Приложение 1

Патент № 2789411. Способ сварки материалов в ультразвуковых полях и устройство, его реализующее

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



ПАТЕНТ

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2789411

Способ сварки материалов в ультразвуковых полях и устройство, его реализующее

Патентообладатель: *федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Казанский национальный исследовательский технический университет им. А.Н. Туполева - КАИ" (RU)*

Авторы: *Гильмутдинов Альберт Харисович (RU), Нагулин Константин Юрьевич (RU), Шварц Иван Валерьевич (RU)*

Заявка № 2021119308

Приоритет изобретения **22 апреля 2022 г.**

Дата государственной регистрации в Государственном реестре изобретений

Российской Федерации **02 февраля 2023 г.**

Срок действия исключительного права на изобретение истекает **22 апреля 2042 г.**

Руководитель Федеральной службы по интеллектуальной собственности

документ подписан электронной подписью
Сертификат: 68b80077614e3910a94edbd24145d5c7
Владелец: **Зубов Юрий Сергеевич**
Действителен с 20.05.2022 по 26.05.2023

Ю.С. Зубов



**Акт об использовании в учебном процессе результатов
диссертационного исследования**

УТВЕРЖДАЮ

И.о. проректора по образовательной
деятельности и молодежной политике
КНИТУ-КАИ

 Хамматова В.В.



АКТ

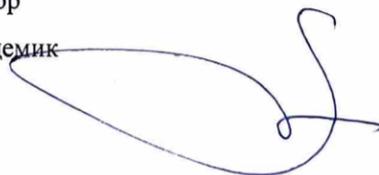
об использовании в учебном процессе

результатов диссертационной работы Шварца Ивана Валерьевича,
выполненной на тему:

«Структура и свойства материалов на основе нержавеющей сталей и никелевого сплава, получаемых лазерно-аддитивным методом с ультразвуковым воздействием»

Настоящим актом удостоверяется, что результаты диссертационной работы Шварца Ивана Валерьевича – аспиранта Казанского национального исследовательского технического университета им. А.Н. Туполева - КАИ, используются при чтении лекционных курсов, проведении лабораторных работ и практических занятий в рамках дисциплин «Материаловедение и технология материалов», «Лазерные акустические технологии» для бакалавров и магистров по направлению «Лазерная техника и лазерные технологии» на кафедре «Лазерных и аддитивных технологий» КНИТУ-КАИ им. А.Н. Туполева.

Заведующий кафедрой «Лазерных и
аддитивных технологий», доктор
физ.-мат. наук, профессор, академик
АН РТ



А.Х. Гильмутдинов

Акт внедрения

Федеральное государственное унитарное предприятие
РОССИЙСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ ЯДЕРНЫЙ ЦЕНТР
Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики
(ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ»)

А К Т

22.10.2025

№ 195-96/298643

г. Саров

УТВЕРЖДАЮ
Заместитель директора РФЯЦ-
ВНИИЭФ по приоритетному
технологическому направлению,
заместитель научного
руководителя РФЯЦ-ВНИИЭФ
Р.М. Шагалиев



2025

апробации результатов
диссертационной работы Шварца Ивана Валерьевича,
выполненной на тему:
«Структура и свойства материалов на основе нержавеющей сталей и никелевого
сплава, получаемых лазерно-аддитивным методом с ультразвуковым
воздействием»

Настоящим актом удостоверяется, что результаты научно-исследовательской работы Шварца Ивана Валерьевича – аспиранта Казанского национального исследовательского технического университета им. А.Н. Туполева - КАИ, использованы в ФГУП «РФЯЦ — ВНИИЭФ» при проведении хозяйственных работ по заказу АО «ТВЭЛ».

Разработанные в диссертационной работе программные методики исследования геометрических параметров ванн расплава и микроструктуры нержавеющей и никелевых сплавов на основе экспериментально полученных оптических снимков образцов были использованы при верификации расчетных подмодулей программного комплекса «Виртуальный 3D-принтер», предназначенного для прогнозирования оптимальных параметров работы аддитивных установок.

Начальник научно-исследовательского отдела

А.Н. Быков

Алексеева Татьяна Николаевна
8(83130) 2-83-80