

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования
«Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого»

На правах рукописи

Сильчонок-Задьян Сабина Сергеевна

**«ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ В ПРОЦЕССЕ
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
ИЗДЕЛИЙ ИЗ НЕРЖАВЕЮЩИХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ,
ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО
ВЫРАЩИВАНИЯ»**

22.06.01_01 Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

22.06.01 «Технологии материалов»

Академическая степень **Исследователь. Преподаватель-исследователь**

НАУЧНЫЙ ДОКЛАД

Научный руководитель: Доцент, к.т.н., Зотов Олег Геннадьевич

Санкт-Петербург, 2022

Научно-квалификационная работа выполнена в Высшей Школе «Физики и технологий материалов» Института «Машиностроения, материалов и транспорта» федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого»

Научный руководитель:

- *к.т.н., доцент, Зотов О.Г.*

Рецензент:

- *к.т.н., доцент НОЦ
"Исследование и моделирование материалов"
ФГАОУ ВО СПбПУ, Наумов А.А.*

С научным докладом можно ознакомиться в библиотеке ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого» и на сайте Электронной библиотеки СПбПУ по адресу: <http://elib.spbstu.ru>

1. ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

1.1. Актуальность работы

Новые направления развития современной промышленности требуют использования современных методов и технологий создания и обработки материалов. В настоящее время аддитивные методы производства, в частности технология прямого лазерного выращивания, успешно применяются при изготовлении высокоточных заготовок из металлических материалов. Возможность применения материалов на различных основах (Fe, Ni, Ti, Co и тд.), позволила успешно использовать технологию прямого лазерного во многих отраслях промышленности.

Технологический процесс изготовления детали аддитивным методом зависит от большого количества входных параметров. Для обеспечения качественного изготовления деталей аддитивными технологиями при наличии бесконечного многообразия их форм, широкого спектра используемых материалов, и жестких требований к свойствам получаемых изделий, наиболее подходящими методами являются порошковые технологии, где формирование металлической детали осуществляется путем сплавления порошкового материала лазерным лучом. Известно, что качество изготовленной аддитивными технологиями металлической детали в большей части зависит от технологических параметров аддитивного процесса. Наиболее важными являются мощность лазерного излучения, скорость перемещения рабочего инструмента, расход присадочного материала.

Однако, механические свойства выращенных деталей может быть ниже требуемых за счет присутствия дефектов в виде пористости. Проработка нового технологического режима для обеспечения бездефектной структуры накладывает дополнительные временные и материальные издержки. Актуальным представляется применение методов пластической обработки, причем не только для устранения дефектов и улучшения свойств, но и возможности обрабатывать крупногабаритные изделия.

В рамках работы была изучена нержавеющая сталь мартенситного класса 06X15H4ДМ. Данная сталь обладает высокой коррозионной стойкостью в сочетании с высокими прочностными свойствами, хорошей свариваемостью, является незаменимыми при изготовлении высоконагруженных элементов конструкций, работающих в условиях агрессивных сред.

1.2. Цель и задачи исследования

Исследование формирования структуры и свойств в процессе пластической деформации нержавеющей стали 06X15H4ДМ, полученной методом прямого лазерного выращивания.

Задачи, поставленные в данной работе:

1. Исследование влияния процесса пластической деформации на структуру и свойства нержавеющей хромоникелевых сталей, полученных методом прямого лазерного выращивания.
2. Научно обоснованный выбор технологических параметров пластической деформации нержавеющей хромоникелевых сталей, полученных методом прямого лазерного выращивания
3. Изучение макро- и микроструктуры образцов нержавеющей хромоникелевых сталей, полученных методом прямого лазерного выращивания.
4. Определение механических свойств образцов нержавеющей хромоникелевых сталей, полученных методом прямого лазерного выращивания.
5. На основании анализа полученных результатов определить параметры термомеханической обработки, позволяющие получить наилучшее сочетание механических характеристик нержавеющей хромоникелевых сталей, полученных методом прямого лазерного выращивания.

1.3. Научная новизна

Научная новизна данной работы заключается в использовании термомеханической обработки сталей, полученных методом прямого

лазерного выращивания, с целью повышения их плотности и получения возможности регулировать механические свойства.

1.4. Теоретическая и практическая значимость

В настоящей работе проведено физическое моделирование процесса температурно-деформационной обработки на комплексе Gleeble-3800 и выявлены параметры рекристаллизации исследованных сталей.

Изучена кристаллическая структура фазовых составляющих сталей после пластической деформации и установлены закономерности влияния параметров ТМО на эти характеристики.

В работе проведены исследования влияния температурно-деформационных режимов пластической деформации на механические свойства и микроструктуру нержавеющей хромоникелевых сталей.

Полученные в работе зависимости могут быть использованы при разработке технологии термомеханической обработки нержавеющей хромоникелевых сталей.

1.5. Апробация работы

«Разработка технологии прямого лазерного выращивания и ремонтной лазерной порошковой наплавки высокопрочных деталей судового машиностроения, эксплуатируемых в условиях Арктики» успешно применена на АО "Центр судоремонта "Звездочка".

В настоящей работе проведены исследования формирования структуры и свойств в процессе пластической деформации и термической обработки изделий из нержавеющей хромоникелевых сталей для обеспечения производительности процесса ПЛВ и ЛПН на уровне ~1,5-2 кг/ч с целью дальнейшего внедрения в производство.

Результаты данной работы были представлены на 4 международных научных конференциях.

1.6. Публикации

Результаты проведенных исследований отражены в 4 научных публикациях в журналах, входящих в наукометрическую базу Scopus/ВАК.

1.7. Представление научного доклада: основные положения

- Функциональные зависимости влияния процесса пластической деформации на структуру и свойства стали 06X15H4ДМ полученной методом прямого лазерного выращивания.
- Методика выбора технологических параметров пластической деформации стали 06X15H4ДМ полученной методом прямого лазерного выращивания.
- Результаты исследования макро- и микроструктуры образцов из стали 06X15H4ДМ полученной методом прямого лазерного выращивания.
- Результаты механических свойств образцов из стали 06X15H4ДМ полученной методом прямого лазерного выращивания

1.8. Объекты, (предмет) и методы исследования

2.1.1 Нержавеющая хладостойкая сталь 06X15H4ДМ

В качестве используемого материала выбран порошковый сплав 06X15H4ДМ ТУ 5.961-11835-2003 (конструкционная коррозионностойкая, мартенситного класса), фракция порошка 45-160 мкм (рисунок 1). Химический состав стали представлен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав стали 06X15H4ДМ.

Марка материала	Массовая доля элементов, (%)												
	C	O	H	N	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	P	Fe	Cu
06X15H4ДМ	0,02-0,06	0,054	0,0003	0,040	0,40	0,60-0,90	14,0-15,5	4,0-4,4	0,11-0,28	0,010	0,015	Bal.	1,0-1,5

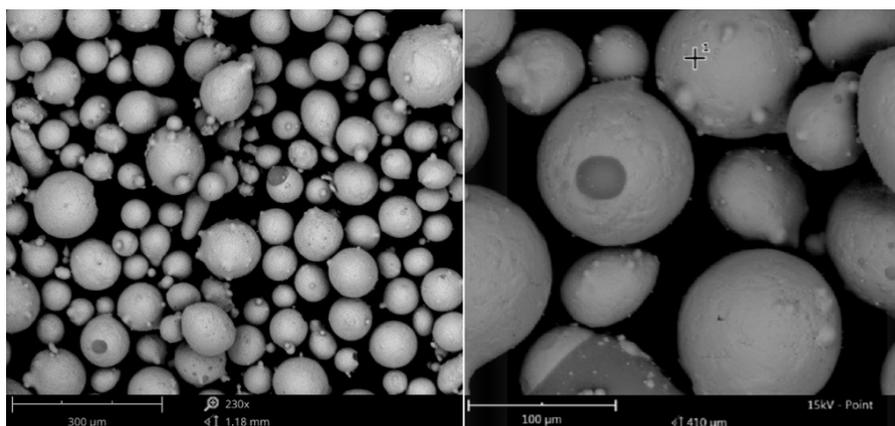
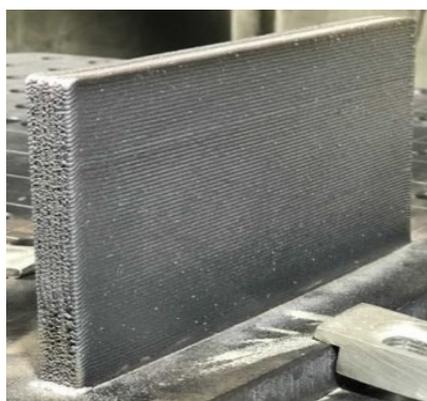


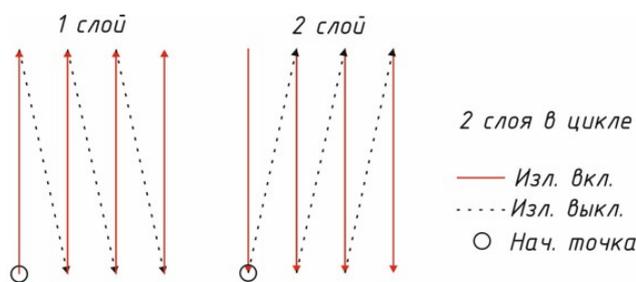
Рисунок 1 - Внешний вид поверхности порошка 06X15H4ДМ

Образцы

Образцы представляют собой прямоугольную пластину толщиной 20 мм. Заполнение образцов производится по длине. После заполнения первого слоя рабочий инструмент поднимается на высоту h , после чего повторяется заполнение следующего слоя. Далее процесс повторяется до получения требуемой высоты «толстой стенки». На рисунке 2а представлен образец «толстая стенка», на рисунке 2б - Схема выращивания толстостенных образцов.



а)



б)

Рисунок 2 – а) образец «толстая стенка», изготовленный методом ПЛВ; б) Схема выращивания толстостенных образцов

Моделирование процессов структурообразования исследованных образцов стали 06X15N4DM осуществлялось на модульном комплексе Gleeble-3800 на модуле Hydrowedge.

Образцы нагревались до температур деформации 1000 °С, 1100 °С, 1150 °С и деформировались сжатием с постоянной скоростью деформации (0,1 1/с) до степеней деформации 40, 60 и 80 %, что соответствует истинным деформациям 0,34; 0,47 и 0,59 (Таблица 2).

Таблица 2 - Режимы обработки образцов

№	Температура, °С	Деформация, ϵ	Скорость деформации, 1/с
1	1000	0,4	0,1
2	1000	0,6	0,1
3	1000	0,8	0,1
4	1100	0,4	0,1
5	1100	0,6	0,1
6	1100	0,8	0,1
7	1150	0,4	0,1
8	1150	0,6	0,1
9	1150	0,8	0,1

После проведения деформации образцы были разрезаны вдоль оси деформации и по плоскости реза были изготовлены микрошлифы для металлографического анализа. Металлографический анализ проводили

методом оптической микроскопии.

Для определения критических точек на комплексе Gleeble-3800 был проведён dilatометрический анализ образцов. Нагрев до температуры 1000°C и последующее охлаждение осуществлялось со скоростями $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

Внешний вид образцов приведён на рисунке 3.



Рисунок 3 – Внешний вид образцов для: а) моделирования процесса структурообразования; б) dilatометрического анализа

2.1.2. Методы исследования

Для выращивания использовался Установка для прямого лазерного выращивания на базе волоконного лазера ЛС-3. Общий вид УПЛВ представлен на рисунке 4.



Рисунок 4 - Установка технологическая для прямого лазерного выращивания

Внутри кабины установлены две тумбы, на которых устанавливались робот - манипулятора Fanuc M-20iB и двух осевой позиционер. Для расширения технологических возможностей комплекса, сохранена возможность перемещения тумбы двухосевого позиционера. На рисунке 5

изображены установленные на тумбах промышленный робот Fanuc M-20iB и двух осевой позиционер.



Рисунок 5 - Робот-манипулятор Fanuc M-20iB и двухосевой позиционер

На фланце смонтирован промышленного робота-манипулятора технологический инструмент. Инструмент построен на базе лазерной сварочной оптической головки IPG FLW D30, оборудованной коаксиальной видеокамерой, для точного наведения инструмента на изделие. На нижний фланец головки установлено сопло для подачи газопорошковой смеси в область обработки. Сопло оборудовано юстировкой для точной настройки положения сопла. Оптическая головка и сопло подачи порошка оборудованы системой водяного охлаждения, которая поддерживает стабильный температурный режим работы. Общий вид технологического инструмента представлен на рисунке 6.



Рисунок 6 - Технологический инструмент

Работу на исследовательском стенде можно разбить на две части – отладка программы и выполнение работы в автоматическом режиме. Первая часть производится с использованием пульта обучения робота, который подключен к контроллеру робота. На нем производится написание управляющей программы, ручное перемещение технологического инструмента и отладка процесса обработки. Фотографии контроллера и пульта обучения приведены на рисунке 7.



Рисунок 7 - Контроллер и пульт обучения промышленного робота Fanuc

Работа в автоматическом режиме, не требует постоянного использования пульта управления робота, и осуществляется при помощи консоли оператора. Консоль представляет собой сенсорный компьютер, через который осуществляется контроль над всеми системами комплекса. На консоль выведены все данные всех систем комплекса, что исключает необходимость обращения непосредственно к оборудованию для изменения какого-либо технологического параметра.

Измерения микротвердости выполнены на микротвердомере серии MicroMet 5103 (Buehler, Leinfelden-Echterdingen, Germany) с нагрузкой по Виккерсу 300 г, внешний вид микротвердомера представлен на рисунке 8.



Рисунок 8 – Микротвердомер MicroMet 5103

Механические испытания проводили на универсальной испытательной машине Zwick Roell Z100 (Zwick Roell, Ульм, Германия) с продольным тензодатчиком 100 кН для испытаний металлов на растяжение, по два образца для каждого направления. Внешний вид установки представлен на рисунке 9.



Рисунок 9 - универсальная испытательная машина Zwick Roell Z100

Металлографические исследования проводили методом световой оптической микроскопии на микроскопе Leica DM (Leica Microsystems, Wetzlar, Германия) (рисунок 10). Макроструктуру и микроструктуру получали травлением в $\text{HNO}_3 + \text{HCl}$ (1:3) с выдержкой 30–60 с.



Рисунок 10 – оптический микроскоп Leica DM

Пластическая деформация образцов осуществлялась на стане ДУО 210 (рисунок 11). Объёмное обжатие образцов составило 50%.



Рисунок 11 – Стан ДУО 210

EBSD-анализ проводился с использованием сканирующего электронного микроскопа TESCAN MIRA 3 с системой анализа картин дифракции отраженных электронов OXFORD INSTRUMENTS (рисунок 12), который позволяет на базе полученных первичных данных кристаллографического характера производить локальную фазовую идентификацию и построение карт распределения различных фаз.



Рисунок 12 – сканирующий электронный микроскоп TESCAN MIRA 3

3. Результаты и их обсуждение.

3.1. Механические свойства заготовок, полученных методом прямого лазерного выращивания из стали 06X15H4ДМ

Для оценки прочностных и пластических характеристик заготовок из стали 06X15H4ДМ были проведены механические испытания. Между собой сравнивались результаты заготовки, полученные методом ПЛВ, заготовки, полученные методом ПЛВ и дальнейшей холодной пластической деформацией, а также, заготовки, полученные методом ПЛВ и дальнейшей горячей пластической деформацией ($t = 950^{\circ}\text{C}$).

3.1.1. Заготовки, полученные методом прямого лазерного выращивания

При травлении выращенного образца отчетливо выявлялись различные морфологии δ -феррита (рисунок 13). Эти морфологии создаются неполным ростом γ -зерен Видманштетта во время твердофазной фазовой перекристаллизации $\delta \rightarrow \gamma$, оставляя на своих границах оставшиеся строчечные включения δ -феррита, очерчивающие фронт роста, который напоминает исходную ориентацию бывшего Видманштетта в конечной микроструктуре. При дальнейшем охлаждении γ -аустенит преобразуется в α' -мартенсит, некоторое количество δ -феррита остается в конечной микроструктуре. После выращивания в образцах выявлено содержание δ -феррита, которое составляло менее 6%. Образцы содержат поры и несплавления.

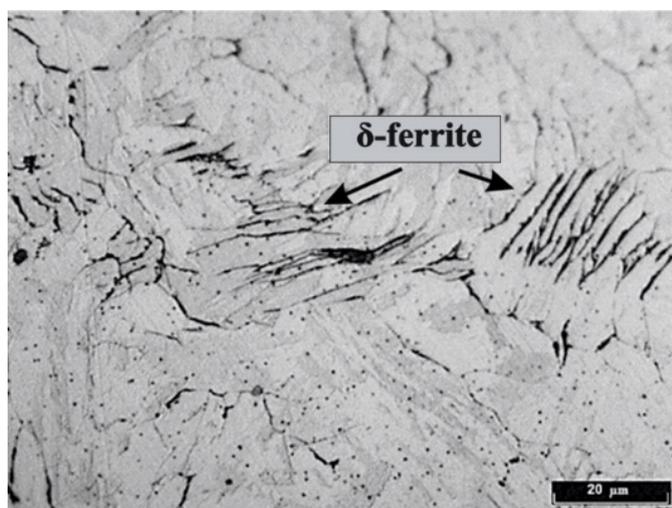


Рисунок 13 – микроструктура образца, полученного методом ПЛВ

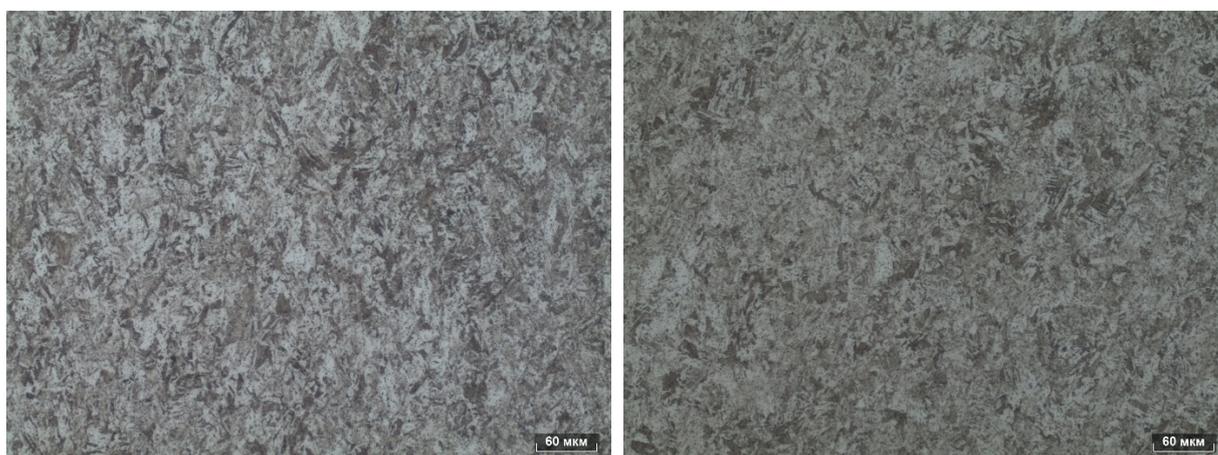
После ПЛВ сталь имеет высокие прочностные характеристики и низкую пластичность (таблица 3).

Таблица 3 – Механические свойства образца, полученного методом ПЛВ

	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , МПа
ПЛВ	1090	950	7,7

3.1.2. Горячая пластическая деформация ($t = 950^\circ\text{C}$)

После ПЛВ и последующей горячей пластической деформации сталь имеет высокие прочностные характеристики (выше, чем при ПЛВ на 33 МПа) и пластичность, сопоставимую с ПЛВ (выше, чем при ПЛВ на 0,4%) (Таблица 4). Структура образцов бейнитная (рисунок 14). Образцы не содержат дефектов, поры и несплавления залечились.



а)

б)

Рисунок 14 – микроструктура образца, полученного методом ПЛВ и последующей горячей пластической деформацией

Таблица 4 - механические свойства образца, полученного методом ПЛВ и последующей горячей пластической деформации

	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , МПа
ПЛВ + горячая пластическая деформация	1123	1102	8,1

3.1.3. Холодная пластическая деформация

После ПЛВ и последующей холодной пластической деформации сталь имеет высокие прочностные характеристики (выше, чем при ПЛВ на 200 МПа), а также сопоставимую с ПЛВ пластичность (ниже, чем при ПЛВ на 0,7 единицы) (таблица 5). Высокая прочность связана с наклёпом. Структура образцов бейнитная (рисунок 15). Образцы не содержат поры, однако, не все несплавления залечились.

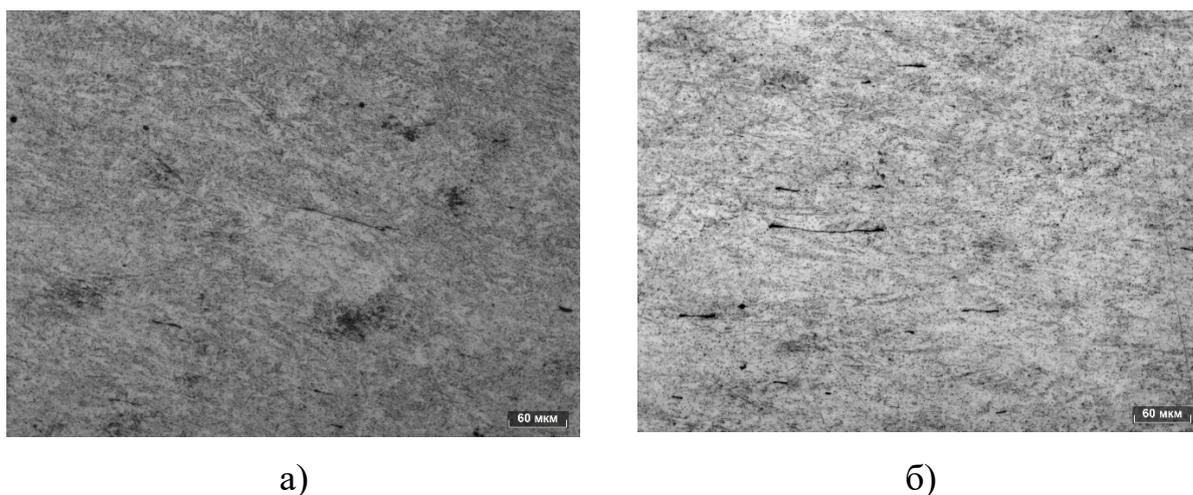


Рисунок 15 – микроструктура образца, полученного методом ПЛВ и последующей холодной пластической деформацией

Таблица 5 - механические свойства образца, полученного методом ПЛВ и последующей холодной пластической деформации

	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , МПа
ПЛВ + холодная пластическая деформация	1292	1148	7

3.2. Исследование рекристаллизации заготовок из стали 06X15H4ДМ, полученной методом прямого лазерного выращивания

Для исследования был выращен образец размером 280x18x250 мм, из которого впоследствии вырезали необходимые части для проведения испытаний. Режимы выращивания представлены в таблице 6. Схема выреза представлена на рисунке 16.

Таблица 6 – Технологические параметры процесса лазерного выращивания

Диаметр пятна, мм	Мощность, Вт	Скорость процесса, мм/с	Смещение между валиками, мм	Смещение между слоями, мм
2,5	2300	25	1,8	0,8

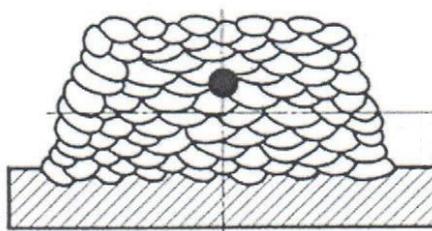


Рисунок 16 – Схема выреза образца для испытания

Моделирование процессов структурообразования исследованных образцов стали 06X15H4ДМ осуществлялось на модульном комплексе *Gleeble-3800* на модуле *Hydrawedge*.

Образцы нагревались до температур деформации 1000 °С, 1100 °С, 1150 °С и деформировались сжатием с постоянной скоростью деформации (0,1 1/с) до степеней деформации 40, 60 и 80 %, что соответствует истинным деформациям 0,34; 0,47 и 0,59 (Таблица 2).

Для определения критических точек на комплексе *Gleeble-3800* был проведён дилатометрический анализ образцов. Нагрев образцов осуществлялся в аустенитную область в температурном интервале 1000-1150°С и последующее охлаждение осуществлялось со скоростями 5 °С/с (рисунок 17).

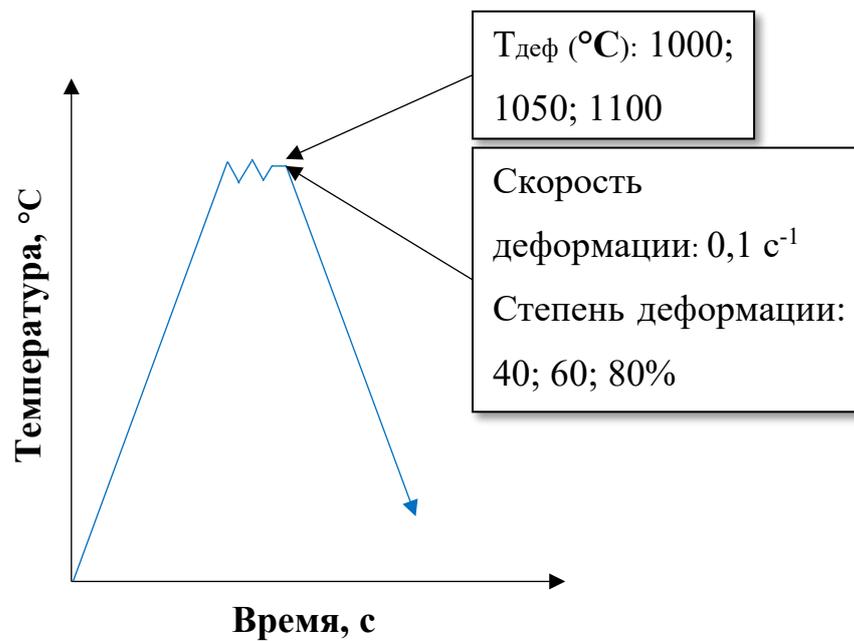


Рисунок 17 – Схема испытаний для исследования сопротивления деформации

Для выбора температурного режима обработки исследованного материала были проведены дилатометрические исследования, в ходе которых были определены критические точки (рисунок 18).

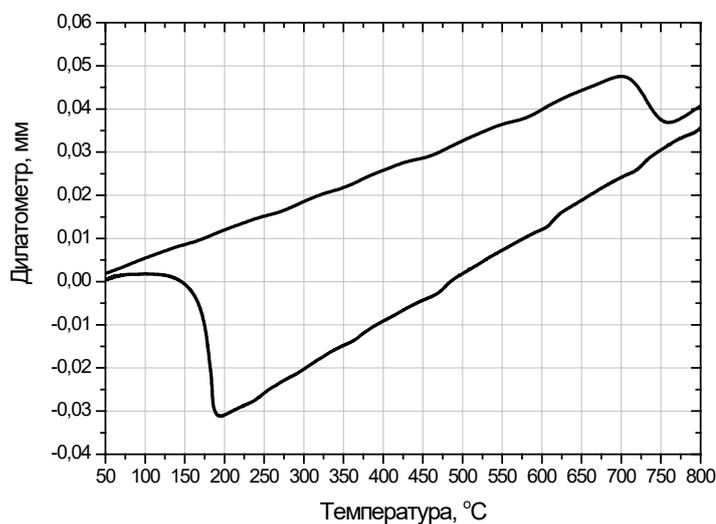


Рисунок 18 – Дилатограмма образца из стали 06X15H4DM

При обработке дилатограмм было установлены следующие критические температуры для образцов из стали 06X15H4DM, полученных методом ПЛВ: $A_{c1}=680\text{ }^{\circ}\text{C}$; $A_{c3} = 725\text{ }^{\circ}\text{C}$; $M_n = 180\text{ }^{\circ}\text{C}$; $M_k = 175\text{ }^{\circ}\text{C}$. При этом наблюдался

значительный объёмный эффект при мартенситном превращении, что характерно для стали мартенситного класса.

Кривые кривые пластического течения приведены на рисунке 19.

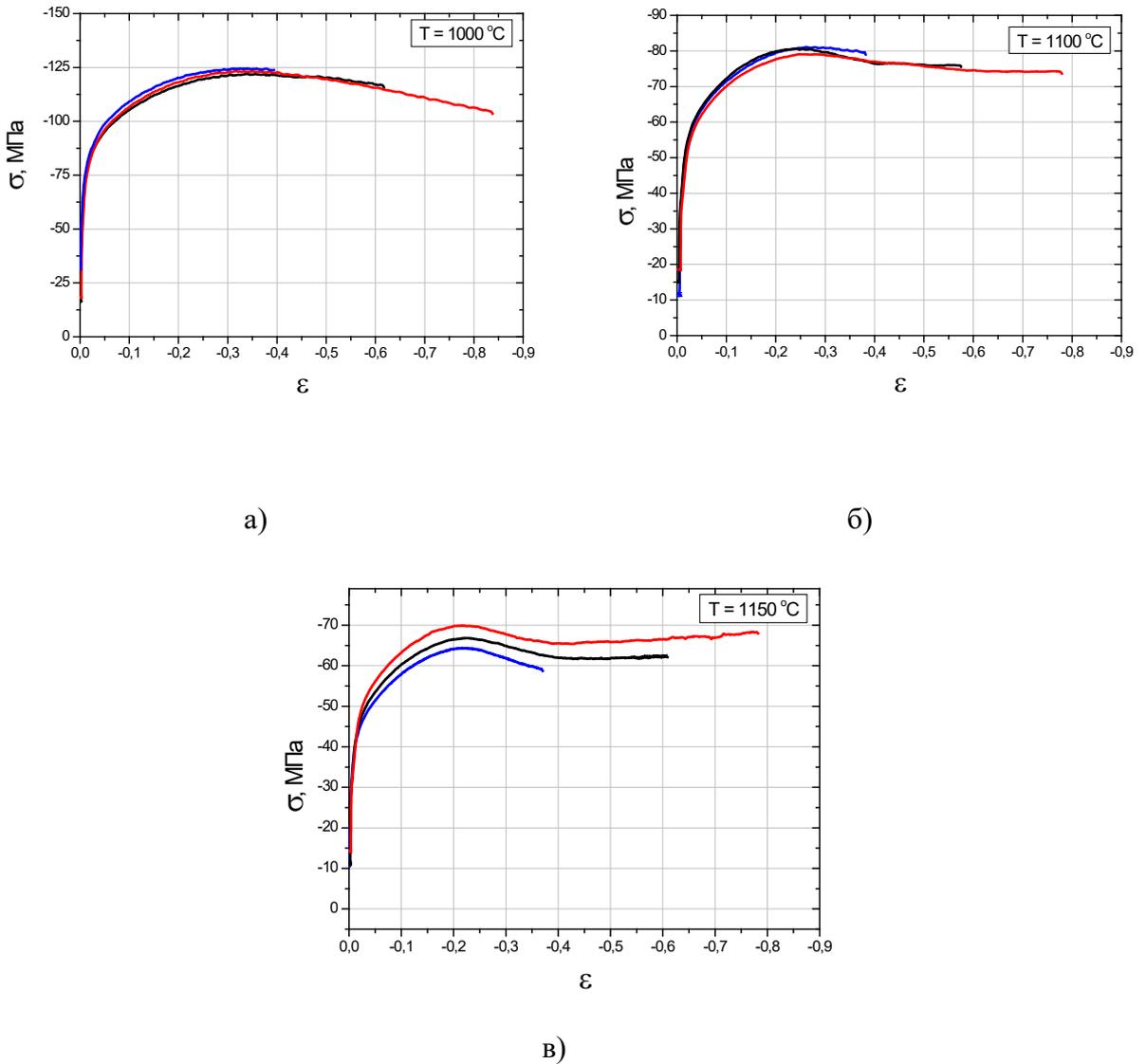


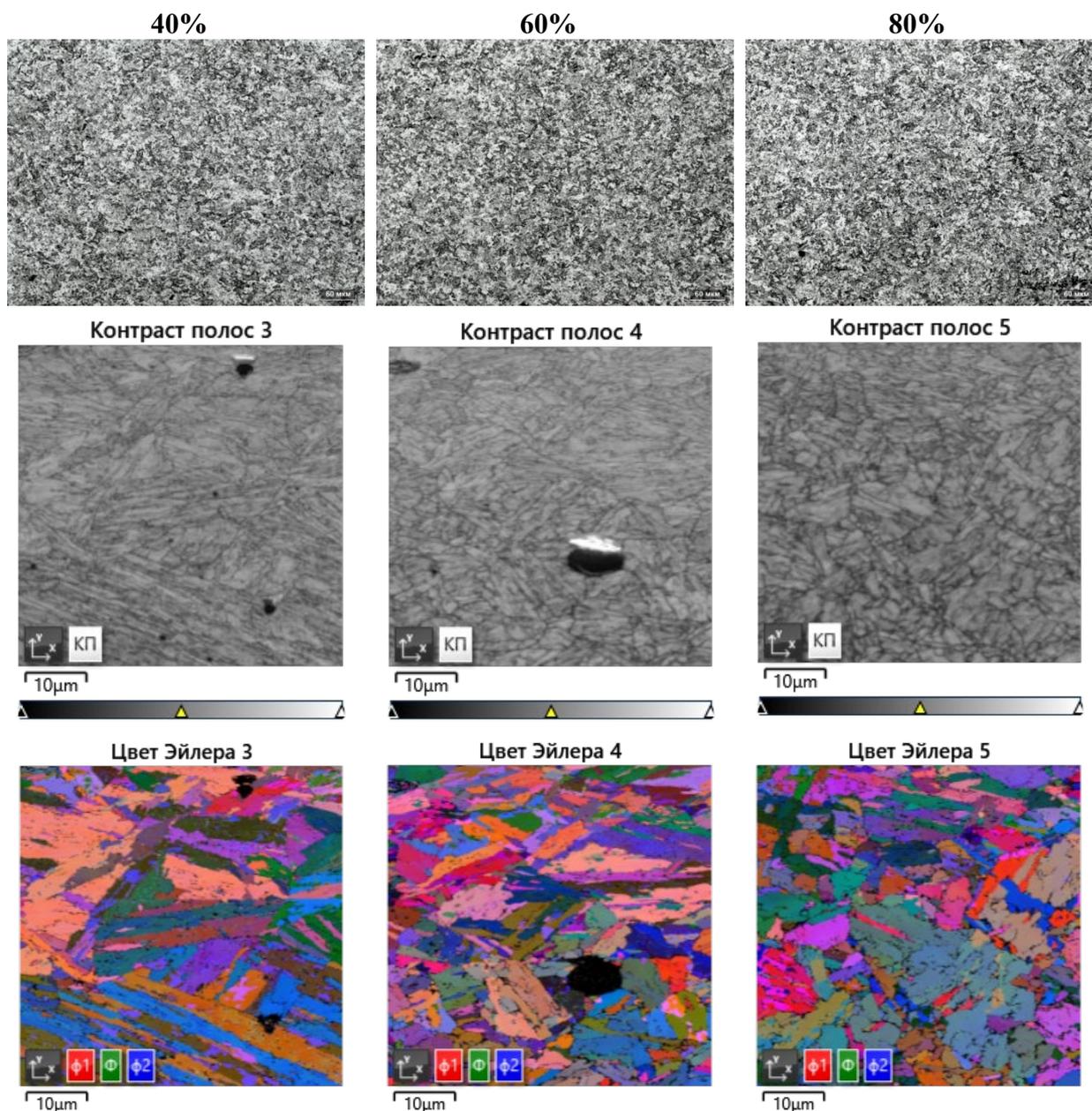
Рисунок 19 - Кривые сопротивления деформации образцов при различных температурах

Характер представленных кривых свидетельствует, что рекристаллизационные процессы в исследованных образцах реализуются при температурах более 1100°C .

Для более подробного изучения процессов рекристаллизации были проведены металлографические исследования образцов, а также фазовый и микротекстурный анализ.

3.2.1. Металлографические исследования образцов, фазовый и микротекстурный анализ при 1000°C

Микроструктура образцов после деформации при 1000°C - бейнитная и практически не меняется при изменении степени деформации (рисунок 20). Следов рекристаллизации не обнаружено. Доля фаз при EBSD анализе образцов составляла (таблица 7).



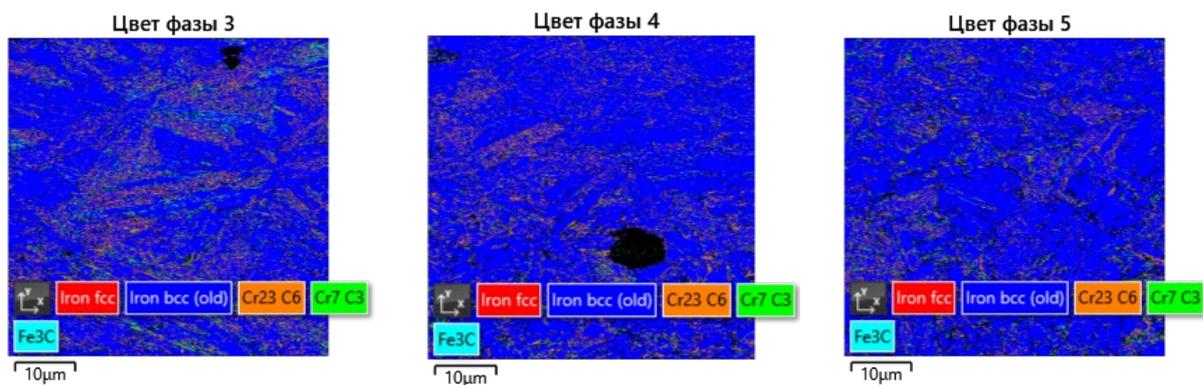


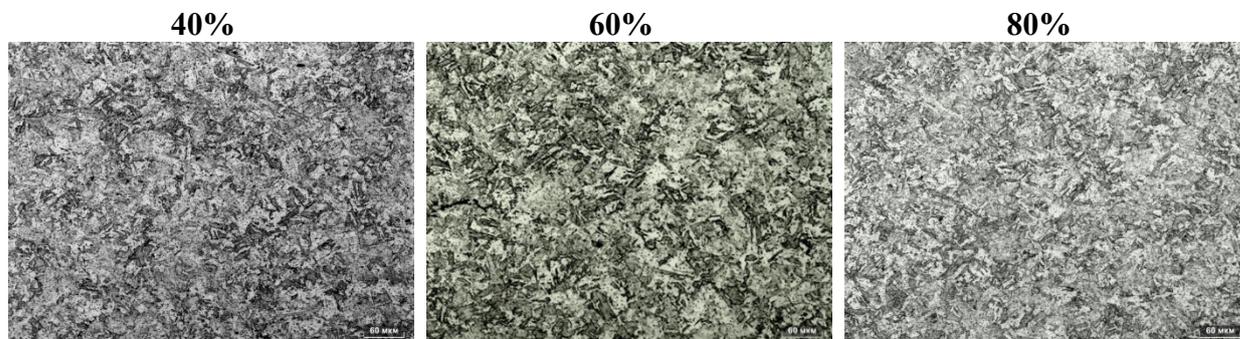
Рисунок 20 – Фазовый и микротекстурный анализ образцов, полученных методом прямого лазерного выращивания после деформации при 1000^oC (40-80%)

Таблица 7 – Доля фаз при EBSD анализе 1000^oC

Фазы	Степень обжатия		
	40%	60%	80%
BCC	92,31	94,33	94,89
FCC	0,13	0,04	0,03
Fe ₃ C	1,79	0,47	0,70
Cr ₂₃ C ₆	2,80	2,36	1,99
Cr ₇ C ₃	2,98	1,80	2,39

3.2.2. Металлографические исследования образцов, фазовый и микротекстурный анализ при 1100^oC

Микроструктура образцов после деформации при 1100^oC – бейнитная. С повышением температуры деформации наблюдается частичное измельчение зерна (рисунок 21). Доля фаз при EBSD анализе образцов составляла (таблица 8).



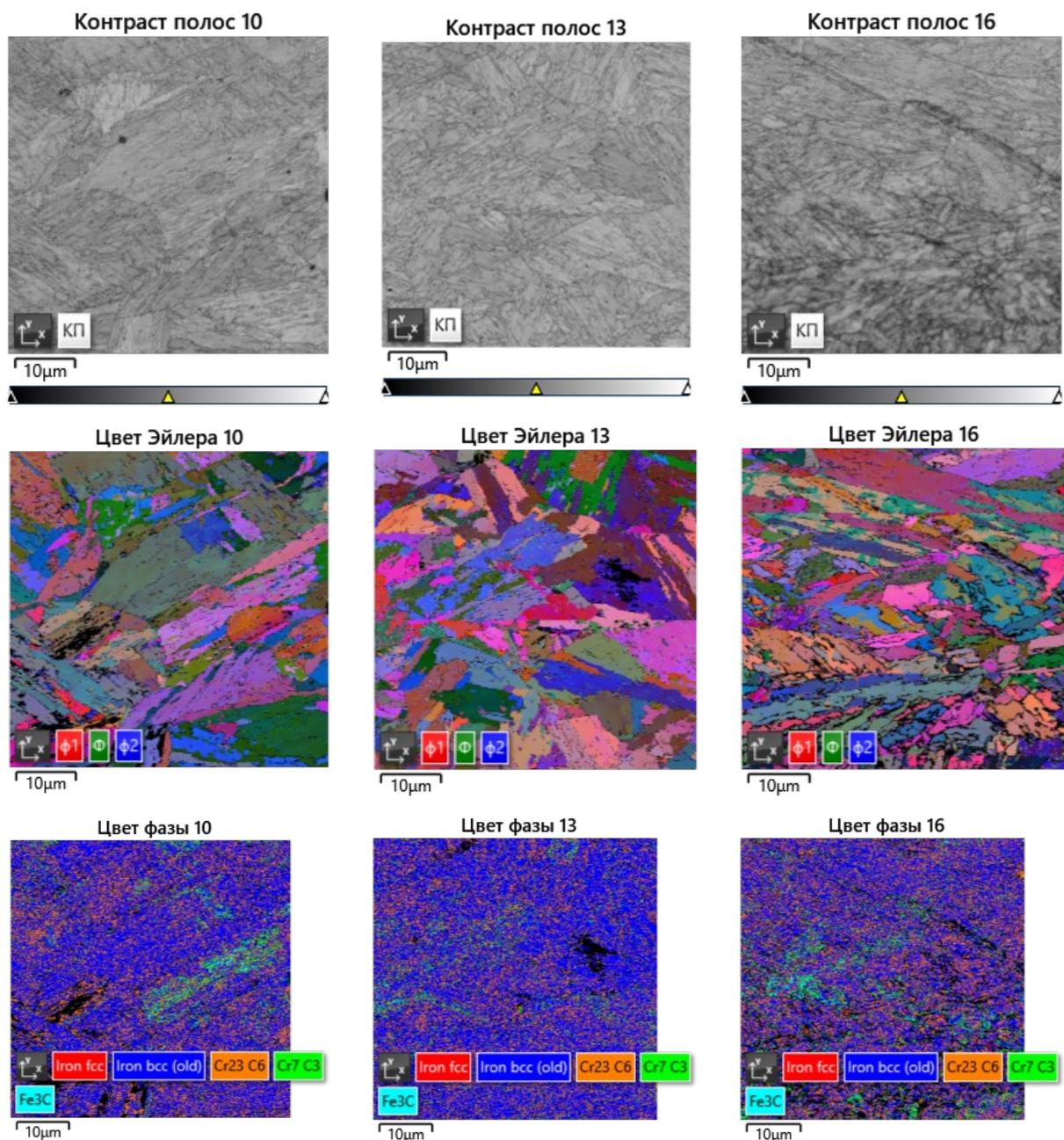


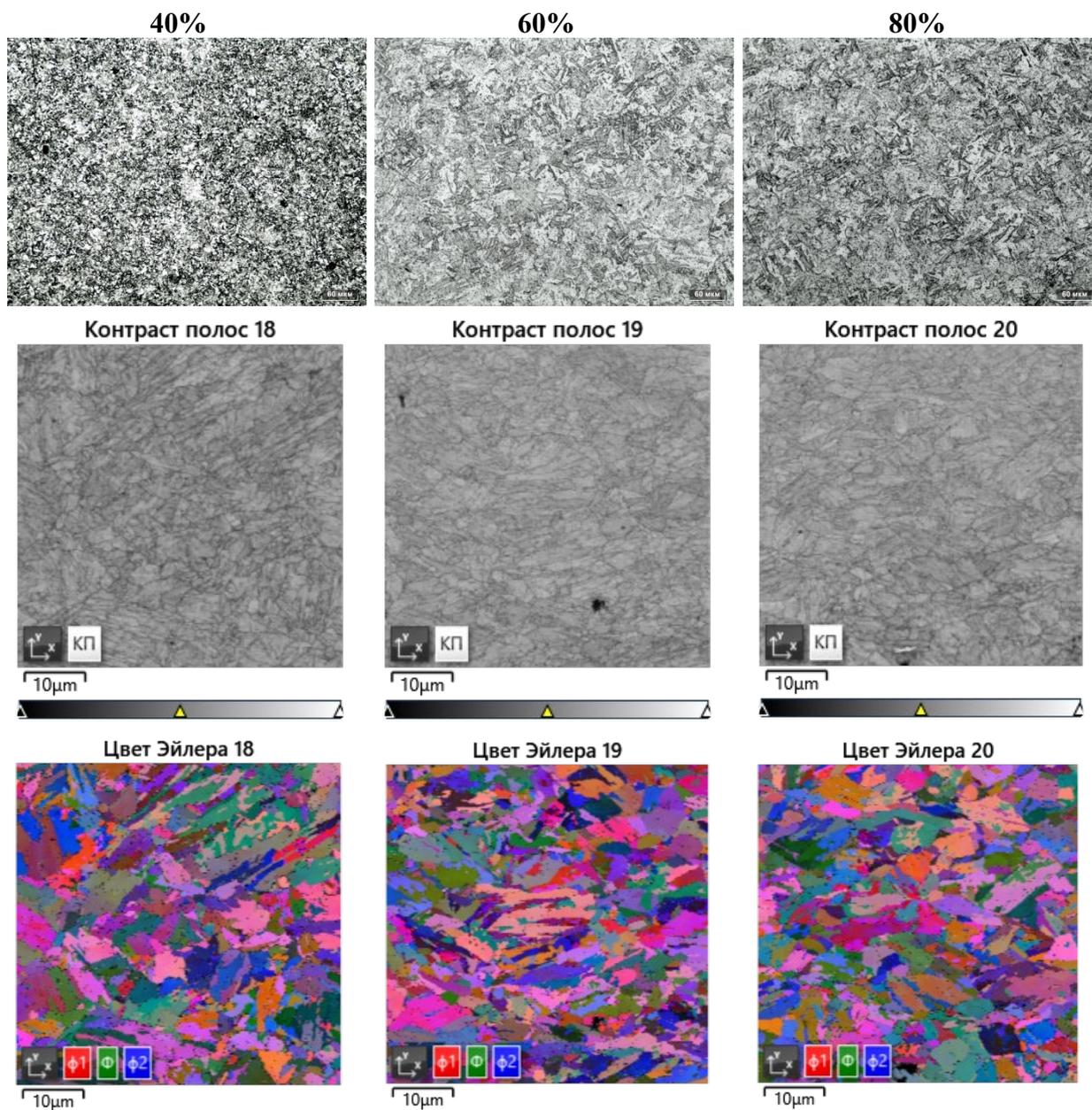
Рисунок 21 – Фазовый и микротекстуальный анализ образцов, полученных методом прямого лазерного выращивания после деформации при 1100^oC (40-80%)

Таблица 8 – Доля фаз при EBSD анализе 1100^oC

Фазы	Степень обжатия		
	40%	60%	80%
BCC	93,08	93,26	90,32
FCC	0,23	0,31	0,58
Fe ₃ C	1,73	1,53	3,19
Cr ₂₃ C ₆	2,12	2,28	2,03
Cr ₇ C ₃	2,84	2,61	3,88

3.2.3. Металлографические исследования образцов, фазовый и микротекстурный анализ при 1150°C

Микроструктура образцов после деформации при 1150°C – бейнитная. Размер зерна уменьшается (рисунок 22). Доля фаз при EBSD анализе образцов составляла (таблица 9).



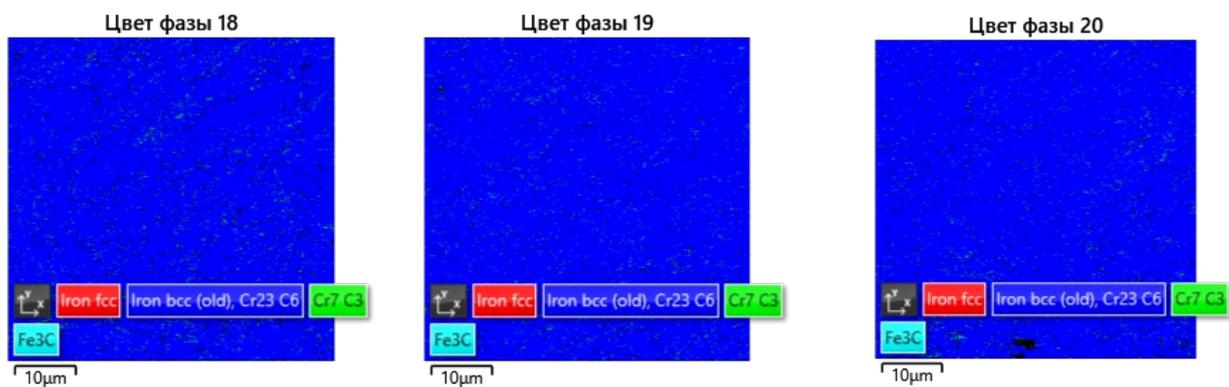


Рисунок 22 – Фазовый и микротекстурный анализ образцов, полученных методом прямого лазерного выращивания после деформации при 1150⁰С (40-80%)

Таблица 9 – Доля фаз при EBSD анализе (1150⁰С)

Фазы	Степень обжатия		
	40%	60%	80%
BCC	95,88	96,31	94,96
FCC	0,03	0,03	0,04
Fe ₃ C	0,4	0,32	0,34
Cr ₂₃ C ₆	2,21	2,25	1,54
Cr ₇ C ₃	1,48	1,10	1,12

3.2.4. Исследование размера зерен и твердости

В таблице 10 приведены значения размеров зерна исследованных образцов после температурно-деформационной обработки. Измерение зерен проводилось как в центральной части образца, где достигалась максимальная температура, так и у края образца, где температура была несколько ниже. Схема измерения зёрен в образцах представлена на рисунке 23.

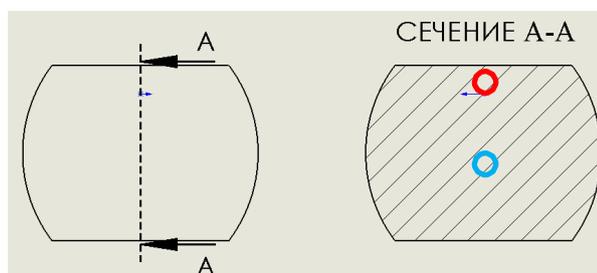


Рисунок 23 - Схема измерения зёрен в образцах

Таблица 10 – Размер зерна исследованных образцов после температурно-деформационной обработки

Температура, °С	Ориентация	Степень деформации		
		40%	60%	80%
1000	центр	15,19 мкм	14,98 мкм	14,76 мкм
	край	16,27 мкм	17,5 мкм	16,03 мкм
1100	центр	16,68 мкм	13,34 мкм	12,68 мкм
	край	17,68 мкм	14,66 мкм	14,98 мкм
1150	центр	9,9 мкм	8,1 мкм	6,9 мкм
	край	10,18 мкм	9,56 мкм	8,13 мкм

Видно, что размер зерен исследованных сплавов зависит от температурно-деформационных параметров обработки образцов и полностью согласуется с характером кривых пластического течения.

Деформация при температуре 1000°С не приводит к изменению размера зерен при всех степенях деформации. Размер зерна колеблется в диапазоне 15-17 мкм.

Повышение температуры деформации до 1100°С сопровождается незначительным снижением размера зерна до 12-13 мкм при степени деформации 60 и 80%, что может свидетельствовать о частичной рекристаллизации.

При температуре деформации 1150°С наблюдается значительное снижение размера зерна практически в два раза.

Следует отметить, что размер зерна в центральной части образца во всех случаях несколько меньше, чем на краю образца. Это связано с особенностями распределения температуры и деформации при испытаниях на комплексе Gleeble-3800. Заданный режим обработки поддерживается только в центральной части образца, а на краю образца температура и степень деформации несколько ниже.

Таблица 11 – Микротвердость образцов

№ образца	Температура, °С	Деформация, %	Микротвердость, HV	
			Центр	Край
1	1000	40	347,05	324,60
2		60	350,53	322,75
3		80	353,73	323,95
4	1100	40	352,35	320,50

5		60	359,00	326,68
6		80	356,40	330,63
7	1150	40	353,15	325,83
8		60	361,47	323,68
9		80	359,78	323,15

Исходя из данных, представленных в таблице 11 видно, что после всех режимов обработки структура образцов сохранялась бейнитная с твёрдостью 350-360 HV. Это обусловлено выбранной скоростью охлаждения после деформации, недостаточной для реализации мартенситного превращения.

Заключение

1. Исследовано влияния процесса пластической деформации на структуру и свойства стали 06X15H4ДМ, полученной методом прямого лазерного выращивания. Установлены закономерности формирования структуры и свойств выращенных образцов из стали 06X15H4ДМ при пластической деформации.
2. Проведены металлографические исследования макро- и микроструктуры выращенных образцов из стали 06X15H4ДМ, полученной методом прямого лазерного выращивания, до и после пластической деформации.
3. По результатам металлографических исследований установлены технологические параметры пластической деформации выращенных образцов из стали 06X15H4ДМ, полученной методом прямого лазерного выращивания.
4. Проведены исследования по определению физико-механических свойств образцов, выращенных из стали 06X15H4ДМ.
5. На основе анализа комплексного металлографического исследования определены параметры термомеханической обработки, обеспечивающие бездефектную структуру выращенных образцов и требуемый уровень механических свойств полученных материалов, согласно нормативно-технологической документации.

**Список работ, опубликованных по теме научно-
квалификационной работы(диссертации)**

1. Сильчонок С.С., Зотов О.Г., Задыкян Г.Г., Зотова А.О. ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ИЗДЕЛИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА МЕТОДОМ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ/ Современные проблемы материаловедения. Сборник научных трудов II Всероссийской (национальной) научно-практической конференции, посвященной 65-летию ЛГТУ. Липецк, 2021. С. 163-168.
2. Silchonok-Zadykyan S.S., Zotov O.G., Zadykyan G.G. Investigation of recrystallization processes of steel 06Cr15Ni4CuMo obtained by direct laser deposition (DLD)/ Solid State Phenomena, 2022 – in press
3. Silchonok-Zadykyan S.S., Zotov O.G., Zadykyan G.G., Zotova A.O., Kuzicheva A.D. Study of structure and properties formation of products, obtained by direct laser deposition, in process of plastic deformation of iron-based alloy/ Metals, 2022 – in press
4. Silchonok, S.S., Zadykyan, G.G., Zotov, O.G., Morozova, I. Research of effect of the powder material quality in the structure formation of the DLD inconel 718 samples/Key Engineering Materials, 2019, 822, pp. 404–409
5. Silchonok, S.S., Kislov, N.G., Zotova, A.O., Shamshurin, A.I., Klimova-Korsmik, O.G. Analysis of the source type influence on the structure forming during aluminum wire-feed laser deposition/ Key Engineering Materials, 2019, 822, pp. 425–430
6. Барышев Н.А., Задыкян Г.Г., Сильчонок-Задыкян С.С. Лазерная наплавка жаропрочного никелевого сплава ПР-ХН52К11МТЮ/ В сборнике: Молодежь. Техника. Космос. труды XIV Общероссийской молодежной научно-технической конференции. Сер. "Библиотека журнала «Военмех. Вестник БГТУ» №49" 2022. С.

Аспирант _____ / Сильчонок-Задыкян С.С.

(подпись)