

Министерство науки и высшего образования РФ
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования
«Магнитогорский государственный технический
университет им. Г.И. Носова»

УДК 669.18

№ госрегистрации 121121600306-9

И222051700060-7



УТВЕРЖДАЮ

Проректор по научной и
инновационной работе

О.Н. Тулупов

« 29 » 12 2021 г.

ОТЧЕТ

о научном исследовании

по теме:

**«Исследование 3D-печати прогрессивными сталями
высокой прочности с TRIP-эффектом для изготовления
самоадаптирующихся конструкционных элементов
аэрокосмической отрасли»
(первый этап)**

Соглашение с Министерством науки и высшего образования РФ
№ 075-15-2021-1031 от «4» октября 2021 г. о предоставлении из
федерального бюджета грантов в форме субсидий в соответствии с пунктом 4
статьи 78.1 Бюджетного кодекса Российской Федерации

Руководитель работ по проекту,
д-р техн. наук, профессор

М.А. Полякова

(подпись, дата) 29.12.2021

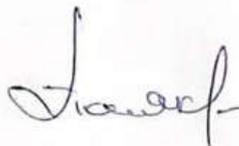
Магнитогорск, 2021 г.

СПИСОК ИСПОЛНИТЕЛЕЙ

по этапу 01 Контракта №13.2251.21.0107

Тема: «Исследование 3D-печати прогрессивными сталями высокой прочности с TRIP-эффектом для изготовления самоадаптирующихся конструктивных элементов аэрокосмической отрасли»

Научный руководитель

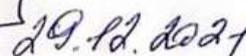
 29.12.2021 М.А. Полякова

Исполнители по проекту:

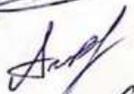
ГНС

 29.12.2021 А.Г. Корчунов

ГНС

 29.12.2021 Д.А. Горленко

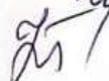
СНС

 29.12.2021 А.Е. Гулин

СНС

 29.12.2021 Д.В. Константинов

СНС

 29.12.2021 О.А. Куприянова

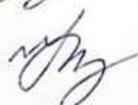
СНС

 29.12.2021 К.Г. Пивоварова

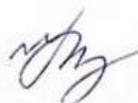
СНС

 29.12.2021 М.А. Шекшеев

МНС

 29.12.2021 Е.М. Медведева

Нормоконтролер

 29.12.2021 Е.М. Медведева

РЕФЕРАТ

Отчет содержит 141 страницу, 91 рисунок, 9 таблиц, список литературы состоит из 116 литературных источников.

АЭРОКОСМИЧЕСКАЯ ИНДУСТРИЯ, ВЫСОКОПРОЧНАЯ СТАЛЬ, АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ, TRIP-ЭФФЕКТ, САМОАДАПТИРУЮЩИЕСЯ КОНСТРУКЦИОННЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ, КОМПЬЮТЕРНОЕ МУЛЬТИМАСШТАБНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, МИКРОСТРУКТУРА

В рамках первого этапа, в соответствии с календарным планом, проведены следующие виды работ:

- выполнен аналитический обзор современной научно-технической литературы по тематике применения TRIP-сталей в аэрокосмической индустрии;

- разработана методика компьютерного мультимасштабного моделирования структуры TRIP-сталей с использованием концепции статистически эквивалентного репрезентативного объема;

- выполнено компьютерное моделирование эффекта самоадаптации при комплексном нагружении конструкционных элементов для аэрокосмической индустрии;

- изготовлены образцы из TRIP-сталей традиционными методами металлургического производства;

- проведено физическое моделирование эффектов структурообразования TRIP-стали;

- выполнено первичное исследование микроструктуры полученных образцов TRIP-сталей, изготовленных традиционным методом металлургического производства.

Все результаты, полученные в ходе реализации первого этапа проекта, соответствуют требованиям, указанным в пункте 4 приложения 9 соглашения № 075-15-2021-1031 от «4» октября 2021 г.

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
ВВЕДЕНИЕ.....	8
1 Проведение аналитического обзора современной научно-технической литературы по тематике применения TRIP-сталей в аэрокосмической индустрии.....	10
1.1 Технологии 3D-печати высокопрочными сталями.....	13
1.2 Особенности применения высокопрочной стали в аэрокосмической индустрии.....	19
2 Разработка методики компьютерного мультимасштабного моделирования структуры TRIP-сталей с использованием концепции статистически эквивалентного репрезентативного объема.....	22
2.1 Получение исходных данных для компьютерного мультимасштабного моделирования.....	22
2.2 Построение макромоделей.....	23
2.3. Создание модели репрезентативного объема микроструктуры...	25
2.3.1 Создание модели репрезентативного объемного элемента на основе фотоизображения микроструктуры.....	26
2.3.2 Создание модели статистически эквивалентного репрезентативного объемного элемента.....	30
3 Проведение компьютерного моделирования эффекта самоадаптации при комплексном нагружении конструктивных элементов для аэрокосмической индустрии.....	39
3.1 Мультимасштабное моделирование процесса волочения калиброванной стали с TRIP-эффектом.....	39
3.1.1 Макромодель процесса волочения калиброванной стали с TRIP-эффектом.....	41
3.1.2 Микро модель процесса волочения калиброванной стали с TRIP-эффектом.....	43

3.1.3	Результаты мультимасштабного моделирования процесса волочения калиброванной стали с TRIP-эффектом.....	47
3.1.4	Рекомендации по разработке режимов волочения калиброванной стали с TRIP-эффектом.....	52
3.2	Компьютерное моделирование процесса разрушения деталей с оптимизированной топологией при экстремальных перегрузках.....	55
3.2.1	Феноменологическое мультимасштабное компьютерное моделирование двумерной оптимизации топологии.....	59
3.2.2	Трехмерное компьютерное моделирование разрушения углового держателя с оптимизированной топологией.....	66
3.3	Мультимасштабное моделирование процесса интенсивного абразивного износа поверхности деталей.....	68
3.4	Моделирование высокоскоростного разрушения защитной оболочки сферическим телом.....	70
3.5	Компьютерное моделирование ударной нагрузки на тяговый элемент шасси типовой конструкции.....	72
3.6	Конечно-элементное моделирование поглощения энергии удара коробочным блоком.....	76
3.7	Компьютерное исследование поведения крепежных элементов из стали с TRIP-эффектом.....	78
3.7.1	Моделирование разрушения крепежа из-за размыкания болтового соединения.....	78
3.7.2	Мультимасштабное моделирование разрушения резьбового соединения в противовесе пропеллера летательного аппарата....	84
4	Изготовление образцов из TRIP-сталей традиционными методами металлургического производства (выплавка – термическая обработка – пластическая деформация).....	87
4.1	Выбор химического состава TRIP стали для проведения исследований.....	87
4.1.1	Влияние ванадия на свойства TRIP-сталей.....	91

4.1.2 Влияние ниобия на свойства TRIP-сталей.....	93
4.1.3 Влияние титана на свойства TRIP-сталей.....	93
4.1.4 Влияние чистоты стали по остаточным элементам на свойства TRIP-сталей.....	94
4.1.5 Влияние содержания водорода на структурно-фазовые превращения в TRIP-сталях.....	96
4.2 Особенности выплавки и обработки TRIP-сталей.....	97
4.2.1. Особенности выплавки TRIP-сталей.....	97
4.2.2 Особенности термической обработки и пластической деформации TRIP-сталей.....	101
4.3 Изготовление опытных образцов из TRIP-сталей в условиях ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»	105
5 Физическое моделирование эффектов структурообразования TRIP-сталей	108
6 Первичное исследование микроструктуры полученных образцов TRIP-сталей, изготовленных традиционным методом металлургического производства (выплавка – термическая обработка – пластическая деформация).....	114
6.1. Материалы и методы исследования.....	114
6.2 Результаты исследования.....	115
7 Исследования Падуанского университета (Италия).....	118
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	127
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	129

ОПРЕДЕЛЕНИЯ, ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ

AM (additive manufacturing) – аддитивное производство;

TRIP-steel (Transformation Induced Plasticity steel) – трип-сталь (метастабильная высокопрочная аустенитная сталь с высокой пластичностью);

SLM – селективное лазерное плавление;

AHSS (advanced high-strength steel) – усовершенствованная высокопрочная сталь.

ВВЕДЕНИЕ

Многолетний опыт применения стали с TRIP-эффектом в автомобилестроении позволил вывести пассивную безопасность транспортных средств на совершенно новый высокий уровень. По данным Страхового института безопасности дорожного движения, применение метастабильных сталей значительно увеличило шансы пассажиров выжить в дорожно-транспортных происшествиях. Пластичный остаточный аустенит в микроструктуре таких сталей превращается в прочный мартенсит при высокой скорости деформации. Таким образом, эти стали эффективно поглощают энергию удара. Потенциал применения метастабильных сталей в аддитивном производстве чрезвычайно широк благодаря огромному ассортименту продукции в этой области. Такие особенности микроструктуры могут быть использованы для более гибкого управления технологическими и эксплуатационными характеристиками готового продукта. Например, сохранение остаточного аустенита в микроструктуре конечного изделия позволяет повысить износостойкость и эксплуатационную надежность этого элемента за счет поверхностного упрочнения. То есть в случае сложного нагружения деталь, изготовленная методами аддитивного производства, будет преобразовывать остаточный аустенит в наиболее ответственных местах, приспособляясь, таким образом, к конкретным условиям эксплуатации. Это принципиально важно для областей с труднопрогнозируемыми условиями эксплуатации. Также высокий потенциал применения метастабильных сталей может быть реализован уже на этапе проектирования изделия за счет управления локальным упрочнением отдельных элементов. Становится возможным локально и значительно усилить потенциально более нагруженные элементы конечного изделия. Более того, практически все технологии аддитивного производства имеют большое количество контролируемых технологических параметров, что позволяет гибко управлять локализацией механических свойств. Описанный ранее опыт применения TRIP-сталей в области пассивной безопасности транспорта позволяет утверждать о высокой эффективности таких решений для

развития аэрокосмической отрасли. Применение сталей с TRIP-эффектом за пределами пассивной безопасности автомобилей открывает широкие перспективы для создания самоадаптирующихся изделий для объектов аэрокосмической отрасли.

1 Проведение аналитического обзора современной научно-технической литературы по тематике применения TRIP-сталей в аэрокосмической индустрии

Современные тенденции развития высокотехнологичных производств в области машиностроения показывают, что все чаще для получения традиционных изделий и заготовок используются инновационные стали, обладающие метастабильной структурой с остаточным аустенитом, который может в широких диапазонах изменять свойства металла в условиях деформационного воздействия. Классическим примером таких материалов являются стали с TRIP -эффектом.

Стали с TRIP-эффектом обеспечивают преимущественную на фоне остальных конструкционных марок стали комбинацию прочности и пластичности благодаря особенностям своей микроструктуры. Микроструктура стали с TRIP-эффектом состоит из прочного бейнита и остаточного аустенита, которые расположены в пластичной ферритной матрице. Остаточный аустенит, который в исходном состоянии является достаточно пластичным, может под действием пластической деформации превращаться в прочный мартенсит. Данные стали обладают хорошей способностью к деформации и поглощению энергии.

Работы, направленные на исследование метастабильных аустенитных сталей, проведенные И. Н. Богачевым и Р. И. Минцем в середине прошлого века, считаются основополагающими в данной области. Ими была высказана и реализована идея получения в сплавах на основе железа, титана, меди метастабильных твердых растворов, претерпевающих в процессе испытания механических свойств или эксплуатации мартенситные превращения. Это принципиально отличалось от общепринятого их использования в процессе упрочняющих технологий на стадии изготовления изделий. Новые представления позволили разработать высокоэффективные кавитационностойкие стали [1-3]. В дальнейшем установлено, что сплавы с метастабильным аустенитом обладают повышенной износостойкостью при гидроабразивном износе

[4], абразивном [5], ударно-абразивном [6] воздействиях, сухом трении [7] и усталостном нагружении [8]. В этих сплавах может быть получен высокий уровень механических свойств [9-10]. Это обусловлено тем, что на развитие мартенситных превращений, протекающих при нагружении, расходуется значительная часть энергии внешнего воздействия и, соответственно, меньшая доля идет на разрушение [11,12]. Кроме того, в процессе развития мартенситных превращений происходит не только упрочнение, но и релаксация микронапряжений, вследствие чего повышается работоспособность микрорезов сплавов [13,14].

Метастабильные стали с TRIP-эффектом обеспечивают преимущественную на фоне остальных конструкционных марок стали комбинацию прочности и пластичности благодаря особенностям своей микроструктуры [15]. Вследствие этого, данный класс материалов активно используется в машиностроении, строительных элементах и армирующих конструкциях сложной формы. В работах [16-17] были описаны достоинства данного вида стали для автомобилестроения вследствие их хорошей пластичности, коррозионной и радиационной стойкости. Авторы работ [18-19] продемонстрировали преимущества данных марок стали с позиции общего веса конструкций, которые были изготовлены из них. Как итог, применение стали с TRIP-эффектом позволило добиться снижения веса транспортных средств в среднем на 10 %, что привело к 5,5 % экономии топлива при их эксплуатации. Также известны случаи уменьшения стоимости металлоконструкций из таких марок стали из-за широких возможностей по переработке и отсутствия необходимости в некоторых традиционных усиливающих элементах [20].

В работах [21-23] сплавы с метастабильным аустенитом предложено рассматривать в качестве адаптационных материалов, в которых основную роль в приспособлении их к внешним нагрузкам играют мартенситные превращения.

Эти сплавы являются синергетическими системами, способными к самоорганизации структуры под влиянием внешних воздействий. Большинство исследований, выполненных к настоящему времени, посвящено высоколегированным сталям и чугунам, в которых метастабильный аустенит является основной структурой. В работах [24-27] обобщены многолетние исследования автора с сотрудниками по созданию экономно легированных сплавов различных структурных классов и назначения, а также упрочняющих технологий на основе принципа получения многофазных структур, одной из которых является метастабильный аустенит. Для получения высокого уровня свойств его количеством и стабильностью необходимо управлять с учетом исходных химического, фазового составов и условий нагружения. При этом важно также использовать сочетание различных известных механизмов упрочнения и сопротивления разрушению. Такой подход существенно расширяет представления о необходимости получения метастабильного аустенита в структуре нелегированных, низко- и среднелегированных сталей и чугунов.

Метастабильный аустенит рассматривается в работах Малинова Л.С. как важнейший внутренний ресурс сплавов, позволяющий существенно повысить их свойства, уменьшить или в ряде случаев исключить полностью дорогие легирующие элементы, используемые для этой же цели. Последнее играет важную роль в ресурсосбережении.

В работе [28] проведен обзор мирового рынка сталей с TRIP-эффектом. Авторы отмечают, что 90 % применения стали с TRIP-эффектом приходится на изготовление поперечных и продольных балок, армирующих стоек, автомобильных порогов и усилителей бамперов.

В диссертации [29] исследованы и доказаны широкие технологические возможности сварки стали с TRIP -эффектом посредством лазерной, дуговой и точечной сварки.

В 2013-2014 годах на базе одного из крупнейших производителей металлических изделий MORAVIA STEEL Group (Чехия) и Европейского

Национального исследовательского центра (National Centre for Research and Development) был создан научный консорциум для решения теоретических вопросов производства длинномерных изделий объемных заготовок из стали с TRIP-эффектом. В работах [30-34] проведены исследования технологических возможностей получения проволоки из стали с TRIP-эффектом и сфер ее потенциального применения. Уникальное сочетание механических свойств и усталостной прочности, по мнению авторов, найдет наилучшее применение в производстве канатов, тросов, пружин и крепежных изделий. Также отмечается [34], что процесс волочения путем варьирования технологическими параметрами позволяет управлять свойствами проволоки в широких диапазонах. Однако все полученные результаты данного коллектива основывались, в основном, на частных экспериментах без исследования феноменологической картины макро- и микродинамики деформирования таких сталей. В работе [35] авторами проводится исследование напряженно-деформированного состояния металла в процессе волочения, однако представленные модели не учитывают микроструктуру данного вида стали. На основании этого сделан вывод, что в случае стали с метастабильной структурой неучет микроструктуры делает создание адекватной модели с изотропным материалом крайне затруднительным.

1.1 Технологии 3D-печати высокопрочными сталями

В силу вышеупомянутых преимуществ высокопрочных сталей в последние несколько лет активно начали развиваться исследования в области 3D-печати сталями с TRIP-эффектом.

В работе [36] проводились исследования микроструктуры и механических свойств продуктов печати с применением сверхвысокопрочной мартенситной стали методом селективного лазерного плавления (SLM). Авторам удалось оптимизировать технологию наплавления низколегированной мартенситной стали с прочностью более 1,5 ГПа с точки зрения минимизации пористости в готовом изделии. Авторы называют полученные значения проч-

ности и удлинения максимально высокими на сегодняшний день для продуктов печати сталями. В работе также отмечена важность потенциала локального упрочнения деталей, который предоставляет структура стали.

В ряде работ было экспериментально показано, что технология SLM успешно производит детали, изготовленные из ряда различных коммерческих сплавов, включая Ti-6Al-4V [37-40], суперсплавы на основе никеля [41-44], сплавы Al-Si-Mg [45-46], аустенитные стали [47] и многие другие современные сплавы [48-56].

Авторы работы [57] использовали технологию SLM для изготовления полностью плотной высокопрочной низколегированной стали марки HY100 и получили аналогичную полностью плотную мартенситную микроструктуру образцов после печати. Полученные образцы имели относительно высокий предел прочности и текучести, но меньшее удлинение, чем исходный металл.

В работе [58] аналогичным методом и технологическими параметрами производилась печать низколегированной сталью AISI 4340. Исследователям удалось достичь мелкозернистую микроструктуру, однако по замечаниям самих авторов при ряде параметров наблюдалось солидное снижение механических свойств готовых изделий. На данный момент авторы работы пытаются установить оптимизированные с позиции пористости получаемых изделий параметры процесса наплавки.

Несколько исследований продемонстрировали способность SLM улучшать механические свойства различных сплавов за счет изменения параметров процесса без необходимости последующей обработки [59]. Представляемые в ряде работ различия в механических свойствах часто достигались изменениями плотности деталей [60]. С другой стороны, многие исследования связывают эти различия с микроструктурными изменениями вследствие физических особенностей процесса SLM [61-63]. По мнению упомянутых авторов, связь между параметрами процесса и микроструктурой и механическими свойствами мартенситных сталей, изготовленных методом SLM, не совсем понятна и на данный момент требует более тщательной проработки. Чтобы

изучить влияние параметров процесса исключительно на микроструктуру и механические свойства, сначала необходимо установить ряд параметров процесса, которые способствуют полному уплотнению.

В работе [64] исследователи из Аахенского и Белгородского университетов рассматривали применение усовершенствованных высокопрочных сталей (AHSS), реализуя преимущества условий обработки во время АМ методом наплавки в лазерном порошковом слое (LPBF). Просеивание сплава проводилось путем расчетного выбора сплава и быстрой обработки с использованием порошковых смесей (сталь X30Mn21 и Al). Увеличение содержания алюминия от 0 до 5,4 мас.% способствовало затвердеванию ОЦК-ГЦК и позволяло регулировать энергию дефекта упаковки (SFE). По заверению исследователей, с одной стороны, переход от ГЦК-кристаллизации к ОЦК-ГЦК-кристаллизации позволил контролировать микроструктуру и эволюцию текстуры во время АМ. С другой стороны, широкий диапазон SFE от 8 Дж/м² (0 мас.% Al) до 44 Дж/м² (5,4 мас.% Al) способствовал гибкому регулированию активных механизмов деформации, включая пластичность, вызванную трансформацией (TRIP-эффект) и пластичность, вызванную двойникованием (TWIP), чтобы управлять деформационным упрочнением. Механические свойства объемных образцов и решетчатых структур были проанализированы с использованием испытаний на растяжение и сжатие с акцентом на способность поглощать энергию.

В работе наглядно продемонстрирована необходимость адаптации даже традиционных материалов под нужды и особенности аддитивного производства на примере радикального изменения микроструктурного строения итогового продукта из дуплексной стали. Основной вывод заключается в том, что для внедрения традиционных сталей с TRIP-эффектом в отрасль 3D-печати необходима модификация их химических составов. Так на примере добавления алюминия авторы подтвердили возможность сверхгибкого управления локализацией свойств готового изделия вследствие контролируемого варьирования структурно-фазового состава стали.

Отдельно авторы отмечают, что в настоящее время в процессе LPBF используется очень мало сплавов [65-67], и большинство из них изначально были разработаны для традиционных технологических цепочек, например, нержавеющая сталь 316L [68-69], нержавеющая сталь 17-4 PH [70-71], мартенситностареющая сталь 18Ni300 [72-73], AlSi10Mg [74-75], суперсплавы на основе Ni Inconel 625/718 [76-77] и Ti6Al4 [78-79]. Чтобы в полной мере использовать потенциал LPBF, разработка новых, адаптированных к процессу сплавов, а также понимание и контроль характерных микроструктур LPBF является одной из современных научных задач [80]. В имеющихся на сегодняшний момент исследованиях эти аспекты были рассмотрены с целью снижения склонности к растрескиванию [81], увеличения выделения второй фазы [82-83], уменьшения размера зерна [84] и ослабления кристаллографической текстуры [85]. Например, авторы достигли микроструктуры без трещин с равноосными зёрнами путем модификации высокопрочного сплава Al путем добавления частиц TiB₂ для стимулирования гетерогенного зародышеобразования. Кроме того, была исследована адаптация основного сплава для стимулирования мелкозернистой микроструктуры либо за счет высокотемпературного твердофазного превращения в метастабильной стали, либо за счет эвтектоидного [86] и перитетического [87] фазового превращения в сплавах Ti.

Другие немецкие авторы [88] демонстрируют возможность изготовления объемных наноструктурированных высокомодульных сталей с помощью аддитивного производства. Авторами были достигнуты высокие значения механических свойств готового напечатанного изделия посредством генерирования нанокompозита с применением частиц титана.

В работе [89] наглядно продемонстрировано, как AM позволяет обрабатывать неоднородные материалы с индивидуальной архитектурой для улучшения синергии прочности и пластичности. При этом послойно-гетероструктурные высокопрочные стали обрабатывались методом AM из двух стальных порошков. Изготовленные высокопрочные стали с иерархиче-

скими неоднородными характеристиками в слое и масштабах зерен демонстрируют хорошее сочетание прочности и пластичности, достигая прочности 1,32 ГПа вместе с удлинением 7,5%.

В одной из наиболее известных в данной области обзорных статей [90], включающей более 500 литературных источников, проанализированы особенности и потенциальные риски разработки технологий аддитивного производства с использованием современных метастабильных сталей. Главным выводом авторов является доказанный факт критичности чистоты металлургического сырья для области аддитивного производства, которая определяет эффективность и реализуемость тех или иных техник печати.

В другой обзорной статье [91] ученые из Австралии наглядно демонстрируют серьезные температурные градиенты и исключительно высокие скорости охлаждения, а также химическую неоднородность, присущей АМ, которые раскрывают потенциал для создания уникальных микроструктур в сталях. Эффекты TRIP и TWIP действительно теоретически могут быть вызваны в напечатанном продукте, что приведет к улучшенным свойствам при растяжении. Уникальные микроструктурные особенности, включая иерархические (суб)зерна и мелкие выделения, вызванные АМ, приводят к повышению прочности, износостойкости и коррозионной стойкости сталей АМ по сравнению с их традиционными аналогами. Достижение приемлемых характеристик пластичности и усталости остается проблемой для сталей АМ. Но при этом, авторы считают, что даже без изменения химического состава стали, реализующие TRIP-эффект, могут более полно реализовывать свой микроструктурный потенциал, так как в силу физических особенностей технологий 3D-печати такие стали могут получать большее количество остаточного аустенита, а в совокупности с этим и возможностью гибкого управления, в том числе и текстурой материала, что не всегда доступно традиционным методам обработки, делает применение этих материалов в данной области еще более перспективным.

В научном обзоре [90] коллектив исследователей приходит к выводу, что даже без локального изменения химического состава АМ позволяет локально влиять на микроструктуру и настраивать ее. Это можно сделать, используя цифровое управление процессом, чтобы влиять на фазовое преобразование твердое тело – жидкость (изменение текстуры, переход столбчатой формы в равноосную в зависимости от стратегии сканирования и энергозатрат) и на фазовые преобразования твердое тело – твердое тело. Хотя по мнению авторов эти концепции в настоящее время еще не полностью разработаны, они открывают путь для использования АМ в качестве метода синтеза материалов в дополнение к методу формования материалов. Подводя итог, авторы утверждают, что многие марки стали могут обрабатываться в АМ почти до полной плотности с относительно небольшой долей связанных с процессом дефектов, таких как поры или трещины. Однако эти дефекты часто определяют механические свойства и особенно усталостную долговечность. Подход к разработке новых сплавов, специально созданных для этих новых процессов АМ, имеет большой потенциал для минимизации этих дефектов, возникающих из-за недостаточной обрабатываемости сплавов, при одновременном улучшении механических свойств в исходном состоянии за счет использования уникальной термической технологии. Результирующие микроструктурные элементы обычно намного мельче, чем у традиционных аналогов, что приводит к более высокой твердости, а также пределу прочности на разрыв сталей, произведенных АМ.

1.2 Особенности применения высокопрочной стали в аэрокосмической индустрии

В аэрокосмической технике применяемые материалы вынуждены работать в условиях открытой среды с различными воздействиями. В связи с проявлением уникальных свойств по самоадаптации, самовосстановлению, потенциалу памяти smart-материалов, к которым относят и стали с TRIP-эффектом, существует большой спрос на подобные материалы в аэрокосми-

ческой индустрии. Обзор технической литературы за последние 10 лет не выявил широкого освещения вопросов о способах обработки, производства или улучшения качества smart-материалов, применяемых в аэрокосмической отрасли (таблица 1.1) [92]. Следовательно, исследования, проводимые в рамках текущего проекта, имеют широкий потенциал для научного сообщества.

Таблица 1.1 – Smart-материалы, применяемые в аэрокосмической промышленности

Предъявляемые требования	Материал	Цель применения
Конструкция smart-материалов для редукторов	Магнитоэлектрический материал	Элементы управления для безопасного маневрирования
Управление раскрытие крыльев аэрокосмических кораблей	Сплавы с эффектом памяти формы	Снятие ограничений по конструкции крыльев аэрокосмических кораблей
Формоизменяемая технология	Формоизменяемый материал	В военно-летательных аппаратах
Формоизменяемая технология	Сплавы с эффектом памяти формы Пьезоэлектрический материал	Возможность искривления и растяжения крыльев и бесшарнирных систем

Аэрокосмическая промышленность сталкивается с давлением со стороны экономики, требующей снижения затрат за счет повышения производительности производств и соответствия стандартам повышенной безопасности, поэтому оборонная, коммерческая и космическая авиация принимают активное участие в разработке smart-материалов. Инженерное применение smart-материалов может быть в виде датчиков или сенсорных устройств, а также в качестве деталей двигателей и редукторов. Потенциальные преимущества таких материалов могут быть достигнуты с помощью модификации химического состава, специальной обработки, создания дефектов и изменения микроструктур. А, например, комбинация свойств наноструктурных материалов и особенностей smart-материалов приведет к максимально возмож-

ному успеху. Перспективными исследованиями являются изучение возможностей изготовления самоадаптирующихся материалов для последующего производства крыльев или лопастей, позволяющих увеличить маневренность летательных аппаратов. А также существует потребность в разработке компактных smart-материалов для контроля шума и вибраций. Авторы некоторых обзорных статей [92-96] высказывают предположение о том, что будущие исследования должны быть направлены на поиск материалов, способных к автоматической остановке разрушения, амортизации вибраций, самовосстановлению и снижению негативных термовоздействий.

В результате анализа имеющейся литературы в области проводимых исследований установлено, что принципиально возможна реализация 3D-печати высокопрочными сталями и получение при этом гибко контролируемого комплекса сложно сочетаемых механических свойств. Ряд исследований доказывает теоретическую возможность получения 3D-печатью высокопрочными сталями заготовок, не уступающих (а иногда и превышающих) свойствам базовых видов заготовок из того же материала. Однако формализованные закономерности в данной области находятся только в стадии своего формирования, соответственно любые исследования в данной области, в частности применительно к аэрокосмической индустрии, являются перспективными и будут дополнять общемировой имеющийся опыт.

В качестве метода исследования рекомендуется применение моделирования эффектов структурообразования, инициируемых параметрами напряженно-деформированного состояния, на основе мультимасштабного конечно-элементного компьютерного моделирования с учетом микроструктуры и деформационных структурно-фазовых превращений в метастабильных сталях.

Результаты проведенных исследований соответствуют пункту 4, подпункту 4.1.1. приложения 9 к соглашению № 075-15-2021-1031 от «4» октября 2021 г.

2 Разработка методики компьютерного мультимасштабного моделирования структуры TRIP-сталей с использованием концепции статистически эквивалентного репрезентативного объема

2.1 Получение исходных данных для компьютерного мультимасштабного моделирования

На начальном этапе для получения данных, необходимых для создания компьютерной мультимасштабной модели процессов производства, обработки или эксплуатации изделий авиакосмической отрасли из современных сталей, используется образец исходного материала.

Образец необходимо исследовать на предмет определения количественных параметров микроструктуры и распределения микротвердости по сечению. Из количественных параметров микроструктуры определяются процентный структурно-фазовый состав и количественный анализ формы зерен (площадь, мкм²; средний диаметр, мкм; максимальный диаметр, мкм; длина, мкм; вытянутость). Данные измерения могут осуществляться автоматически посредством автоматизированных систем анализа изображений для исследования макроструктуры (например, линейка программного обеспечения от компании Thixomet).

Если количественный анализ размерных параметров микроструктуры не выявил их существенных различий по всему сечению исходного образца стали, то на растровом микроскопе подготавливается фотоизображение участка микроструктуры. В том случае, если вследствие технологических воздействий на предыдущих операциях процессов производства, обработки или эксплуатации изделий авиакосмической отрасли размерные параметры микроструктуры металла в различных слоях существенно отличаются, то аналогичным способом подготавливаются отдельные фотоизображения каждого участка образца исходной стали, которые представляют интерес для исследователя в будущей модели.

2.2 Построение макромодели

Построение макромодели соответствует традиционному методу создания модели процессов производства, обработки или эксплуатации изделий авиакосмической отрасли из современных сталей с изотропным деформируемым материалом. Поэтому далее описаны только основные шаги построения макромодели в используемом программном комплексе Abaqus. При этом стоит отметить, что предлагаемая методика моделирования может быть реализована в любом современном программном комплексе для КЭ моделирования и не имеет жесткой функциональной привязки к конкретному программному обеспечению.

На основании исходных данных об исследуемых режимах процессов производства, обработки или эксплуатации изделий авиакосмической отрасли из современных сталей в разделе Parts задаются трехмерные или осесимметричные (значение параметра Modeling Space) геометрические модели абсолютно жесткого инструмента или контактного тела (Type: Discrete rigid) и образца исходной заготовки (Type: Deformable). Общий вид модели на примере процесса волочения, описываемого в следующем разделе, представлен на рисунке 2.1.

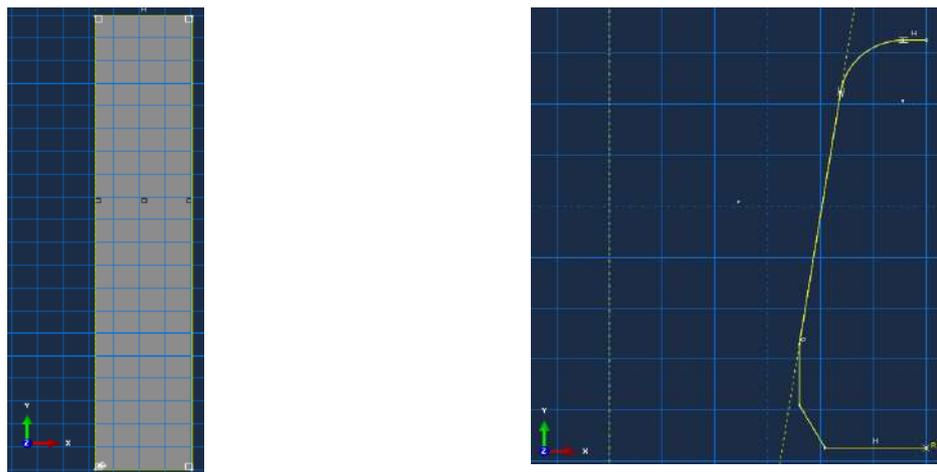


Рисунок 2.1 – Общий вид геометрической модели образца стали и волоки

Посредством функции Partition face на геометрической модели исходной заготовки задаются дополнительные сечения в местах, в которых будет

исследоваться НДС металла на микроуровне в ходе пластической деформации (рисунок 2.2). Размер данных сечений должен обязательно соответствовать размерам репрезентативного объема, который будет использоваться в микромодели. Выбор размера репрезентативного объема описан в следующем разделе «Создание модели репрезентативного объема микроструктуры».

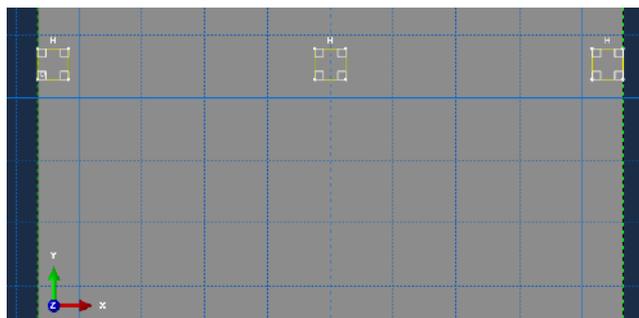


Рисунок 2.2 – Дополнительные сечения в местах исследования НДС на микроуровне

Во вкладке Materials описывается материал заготовки на макроуровне. Минимальными и достаточными параметрами для описания материала в нашем случае будут Mass Density, Young's Modulus, Poisson's Ratio, а также Yield Stress и Plastic Strain.

В разделе Sections создается группа элементов с параметром Solid/Homogeneous и ранее созданным материалом. В данную группу включается весь объем образца исходной заготовки.

В модуле создания расчётной сетки Mesh модель исходной заготовки засеивается стандартной сеткой, а дополнительные сечения, созданные для будущих репрезентативных объемов, засеиваются квадратной сеткой с типом элементов CAX4R (рисунок 2.3).

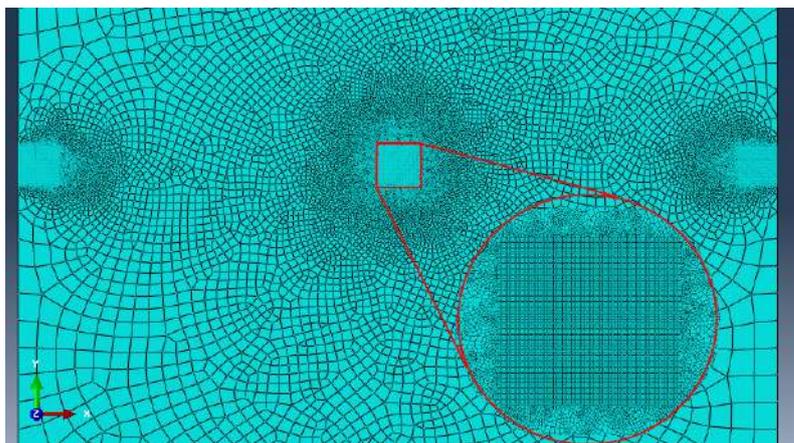


Рисунок 2.3 – Конечно-элементная сетка в месте расположения репрезентативного объема

Данное уплотнение сетки используется для повышения точности передачи данных об НДС металла между уровнями мультимасштабной модели от макромоделей к мезо- или микромоделям. Экспериментально определено, что для адекватной передачи (при которой на пограничных элементах репрезентативного объема микроструктуры не возникают элементы с критическими расчетными ошибками) данных между уровнями моделями достаточно квадратной сетки размером 100 элементов в высоту и ширину.

Во вкладке Interactions выбирается тип контакта (Surface-to-Surface) и указывается численное значение коэффициента трения. Финальным этапом построения макромоделей является задание граничных условий во вкладке BC (Boundaries Conditions).

2.3 Создание модели репрезентативного объема микроструктуры

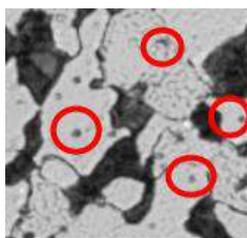
В данном разделе описаны два способа создания модели репрезентативного объема микроструктуры исследуемого металла: непосредственно только с использованием графически обработанного фотоизображения микроструктуры и путем статистической оптимизации данного изображения.

Выбор варианта методики зависит от количества планируемых исследований и имеющихся в распоряжении исследователя калькуляционных ресурсов. В случае исследования параметров НДС в ходе процессов производ-

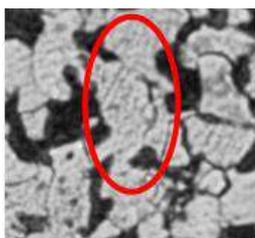
ства, обработки или эксплуатации изделий авиакосмической отрасли из современных сталей рациональным является использование репрезентативного объема, полученного исключительно путем графической обработки фотоизображения микроструктуры. Если стоит задача анализа НДС значительного числа режимов процессов производства, обработки или эксплуатации изделий авиакосмической отрасли из современных сталей или имеющиеся калькуляционные ресурсы не являются высокопроизводительными, то обработанное фотоизображение микроструктуры исследуемой стали следует преобразовать в статистически эквивалентный репрезентативный объем, который характеризуется незначительными геометрическими размерами и меньшим числом элементов.

2.3.1 Создание модели репрезентативного объемного элемента на основе фотоизображения микроструктуры

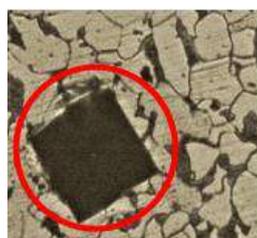
На предварительном этапе создания модели репрезентативного объема полученное фотоизображение микроструктуры исследуемой стали в исходном состоянии подвергается предварительной обработке в любом графическом редакторе. Посредством стандартных инструментов графических редакторов с фотоизображения микроструктуры должны быть убраны все сверхмелкие включения (рисунок 2.4,а); участки с низким качеством подготовки поверхности (рисунок 2.4,б); следы от различного рода инденторов и других видов испытаний (рисунок 2.4,в); участки с нечеткими границами вследствие ограничений фокусировки лабораторной фототехники, обычно возникающие на границах фотографии (рисунок 2.4,г).



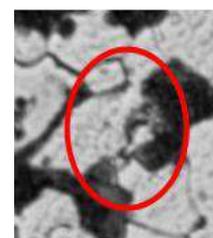
а



б



в



г

Рисунок 2.4 – Примеры несовершенств фотографий микроструктуры металла:

- а) сверхмелкие включения;
- б) участки с низким качеством подготовки поверхности;
- в) следы от различных видов испытаний;
- г) результат расфокусировки фототехники.

Следующим этапом является конвертация откорректированного фотоизображения микроструктуры в растровое изображение путем сохранения в виде файлов формата PNG или TIFF. При этом конвертируемые изображения должны быть бинаризованы, то есть состоять только из пикселей нескольких классов (рисунок 2.5).

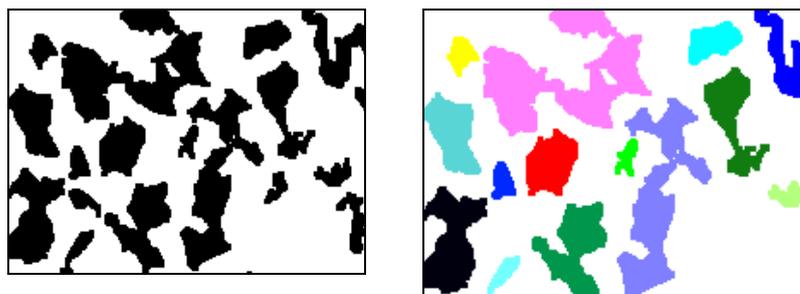


Рисунок 2.5 – Примеры бинаризованных фотоизображений микроструктуры металла

Например, фотоизображение микроструктуры двухфазной стали должно содержать только черные или белые пиксели без каких-либо тонов.

Проведенная предварительная обработка фотоизображения микроструктуры делает возможным импортирование полученного фотоизображения как эскиза (или набора линий) в любой современный САД комплекс (рисунок 2.6).

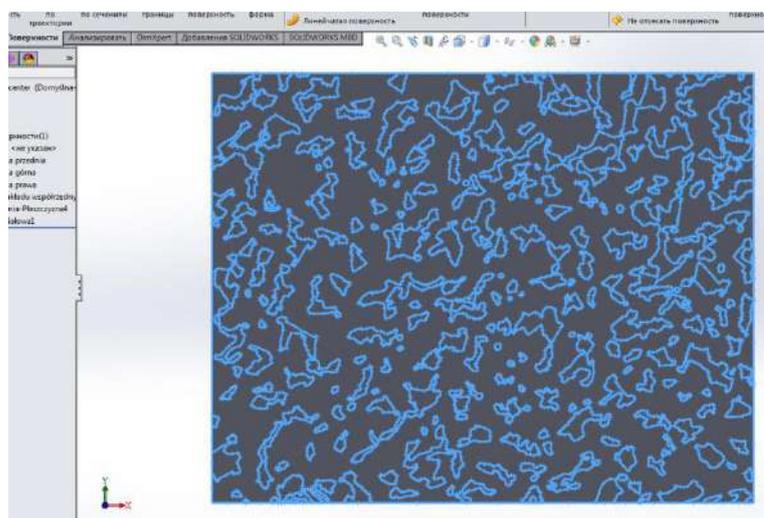


Рисунок 2.6 – Пример фотоизображения микроструктуры металла, конвертированного в комплекс SolidWorks

Поскольку все коммерческие конечно-элементные программные пакеты работают с геометрией в виде файлов Parasolid, IGES, STEP, SAT, STL, то наиболее предпочтительными CAD комплексами являются SolidWorks и AutoCad.

Сохраненная в STEP файл модель микроструктуры импортируется в расчетную модель Abaqus посредством команды Part-Import. При этом из-за отличающейся точности итерационных методов построения геометрии в CAD комплексах и КЭ пакетах нередкими являются критические ошибки в геометрии расчетной модели (рисунок 2.7).

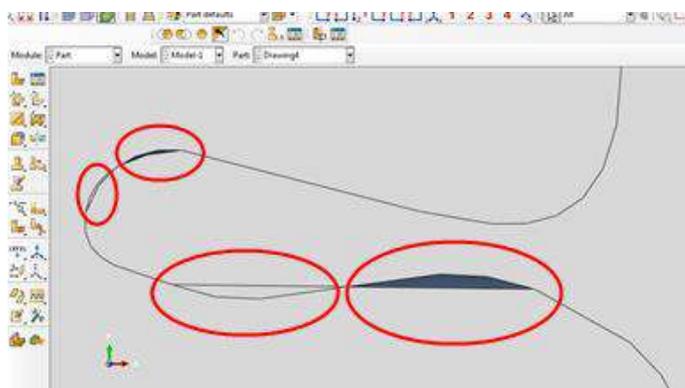


Рисунок 2.7 – Пример критических ошибок при импорте геометрической модели микроструктуры в комплекс Abaqus

Поскольку данный вид ошибок не может быть определен при визуальном контроле модели, для их устранения изначально необходим импорт геометрии репрезентативного объема микроструктуры без масштабирования (функция Scale в окне Part-Import).

На следующем этапе одинаковые микроструктурные составляющие объединяются в соответствующие группы (Вкладка Sets в меню Part), после чего им присваиваются реологические свойства любым реализованным в выбранном программном комплексе способом.

В итоге репрезентативный объем микроструктуры покрывается конечно-элементной сеткой. Традиционной проблемой на данном этапе является формирование КЭ сетки, обеспечивающей одновременно оптимальное количество элементов и высокую точность соответствия геометрии объекта (в нашем случае, зерна). Уменьшение размера элементов сетки неминуемо ведет к многократному увеличению их глобального количества. В обратном случае, увеличение размера элементов приводит к нарушению геометрии объекта, который засеивается сеткой. Данная проблема особенно серьезно проявляется при создании сетки для зерен в репрезентативном объеме микроструктуры, зерна в котором обычно имеют сложную геометрическую форму. В ходе подготовки первых моделей согласно предлагаемой методике, было установлено, что наиболее качественные результаты дает использование треугольных элементов, которые позволяют сгенерированной сетке более точно соответствовать сложной геометрии отдельных зерен.

Для выбора алгоритма генерации сетки и ее размерных параметров рекомендуется использовать результаты работы [97]. В данной работе авторы описали принципы построения неравномерной сетки (nonuniform mesh generation) и ее адаптации (local mesh refinement and adaptation) для геометрических элементов сложной формы. Суть описанного в работе метода заключается в построении КЭ сетки, начиная от границ зерен, путем адаптационного рассеивания их размера (например, функции *biax* и *double-biax* в стандартном генераторе сетки комплекса Aباqus). Таким образом, элемент сетки получает

минимальный размер на границе зерна, а максимальный - в его геометрическом центре (рисунок 2.8).

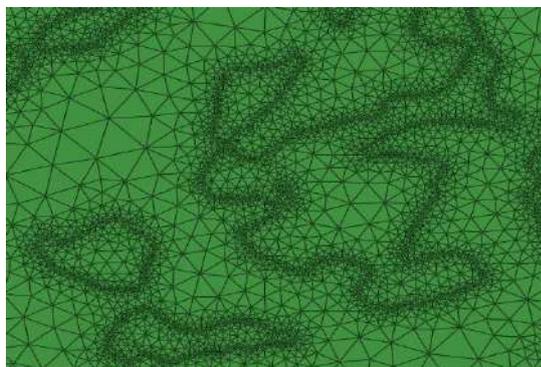


Рисунок 2.8 – Пример уплотнения КЭ сетки на границе зерен в микроструктуре металла

Это позволяет уменьшить общее количество элементов сетки (примерно на 30-33 % относительно квадратной сетки) и количество калькуляционных ошибок в граничных областях зерен при расчете.

2.3.2 Создание модели статистически эквивалентного репрезентативного объемного элемента

В настоящем разделе описывается реализация идеи статистически эквивалентного репрезентативного объемного элемента, которая заключается в замене относительно большого репрезентативного объема микроструктуры, полученного с использованием алгоритма в п. 2.2.1., меньшим объемом, но имеющим схожую морфологию и аналогичное поведение в условиях деформации (рисунок 2.9).

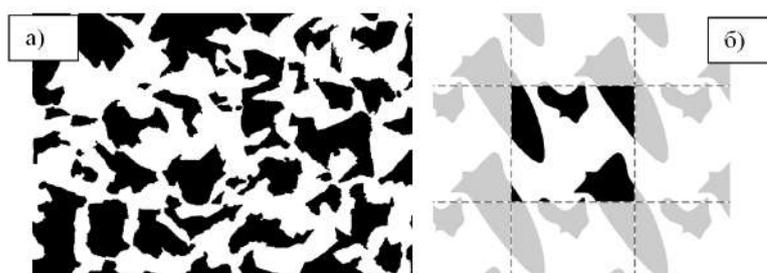


Рисунок 2.9 - Идея концепции статистически эквивалентного репрезентативного объема [98]

Основные этапы создания статистически эквивалентного репрезентативного объемного элемента приведены на рисунке 2.10.

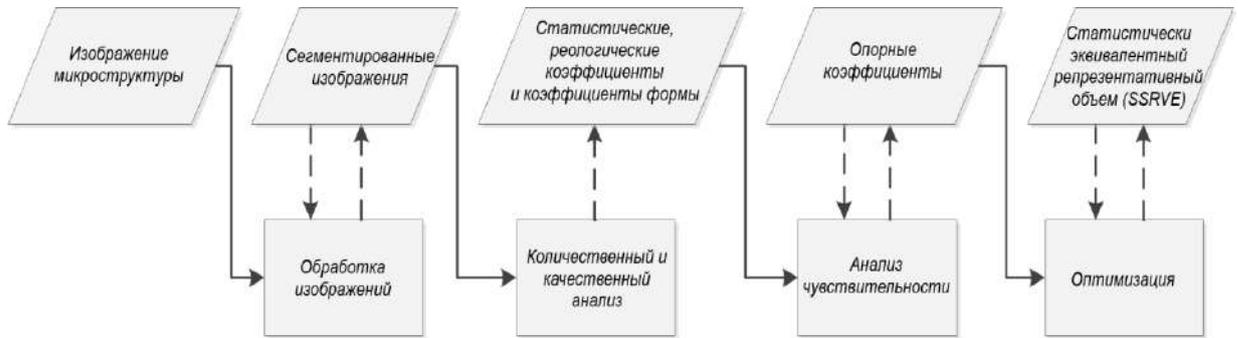


Рисунок 2.10 - Схема процесса создания статистически эквивалентного объема

Первые этапы «Обработка изображений» и «Сегментирование изображений» аналогичны предварительной обработке из алгоритма в создания модели репрезентативного объемного элемента на основе фотоизображения микроструктуры (п. 2.3.1.). На этих этапах происходит фильтрация фотоизображения для придания ему бинаризованного черно-белого вида с разделенными между собой и четко очерченными зернами.

Дальнейшие этапы основаны на мультикритериальной оптимизации целевой функции, которая представляет собой уравнение, включающее следующие элементы:

$$\Phi = \sqrt{\sum_{i=1}^k w_i \zeta_i^2 + \sum_{i=k+1}^{k+l} w_i \varphi_{i-k}^2 + \sum_{s=1}^3 \left(w_s \sum_{j=1}^p \sigma_{sj}^2 (\varepsilon_j) \right)}; \quad (2.1)$$

$$\zeta_i = \frac{\zeta_{iRef} - \zeta_{iSSRVE}}{\zeta_{iRef}}; \quad (2.2)$$

$$\varphi_i = \frac{\varphi_{iRef} - \varphi_{iSSRVE}}{\varphi_{iRef}}; \quad (2.3)$$

$$\sigma_{sj} = \frac{\sigma_{sjRef} - \sigma_{sjSSRVE}}{\sigma_{sjRef}}, \quad (2.4)$$

где Φ – целевая функция, связывающая комплекс оптимизационных критериев статистически эквивалентного репрезентативного объема;

ζ_i – сравнительный критерий коэффициентов формы микроструктурных элементов обычного репрезентативного объема (Ref), полученного посредством обработки фотоизображения микроструктуры, и статистически эквивалентного (SSRVE);

φ_i – сравнительный критерий статистического распределения микроэлементов в обычном репрезентативном объеме (Ref), полученном посредством обработки фотоизображения микроструктуры, и статистически эквивалентном (SSRVE);

σ_{sj} – сравнительный критерий напряжений, необходимых для осуществления трех видов деформаций (сжатие, растяжение и чистый сдвиг) в обычном репрезентативном объеме (Ref), полученном посредством обработки фотоизображения микроструктуры, и статистически эквивалентном (SSRVE);

w – весовой коэффициент, отражающий влияние сравнительного критерия на процесс оптимизации статистически эквивалентного репрезентативного объема микроструктуры;

K – номер коэффициента формы;

s – номер реологической кривой, получаемой в ходе моделирования трех видов деформаций (сжатие, растяжение и чистый сдвиг);

p – номер итерации в численном расчете.

Чем меньше значение целевой функции (2.1), тем менее различается структура и поведение в условиях нагрузки между репрезентативным объемом микроструктуры, полученным напрямую из фотоизображения, и статистически эквивалентным объемом.

На следующем этапе, на основании пиксельного строения для каждого отдельного зерна микроструктуры рассчитываются численные критерии формы, позволяющие количественно описывать и изменять форму зерен в

SSRVE: Malinowska factor (2.5), Blair-Bliss Factor (2.6), Danielsson factor (2.7), Haralick factor (2.8) [99, 100]

$$\zeta_M = \frac{L_m}{2\sqrt{\pi S_m}} - 1; \quad (2.5)$$

$$\zeta_B = \frac{S_m}{\sqrt{2\pi \sum_{i=0}^n r_i^2}}; \quad (2.6)$$

$$\zeta_D = \frac{S_m^3}{\left(\sum_{i=0}^n l_i\right)^2}; \quad (2.7)$$

$$\zeta_H = \sqrt{\frac{\left(\sum_{i=0}^n d_i\right)^2}{n \sum_{i=0}^n d_i^2 - 1}}, \quad (2.8)$$

где L_m – пиксельный периметр зерна, S_m – пиксельная площадь зерна; l – кратчайшее пиксельное расстояние от центра зерна до его границы; d – максимальное пиксельное расстояние между центром зерна и точкой его периметра (рисунок 2.11).

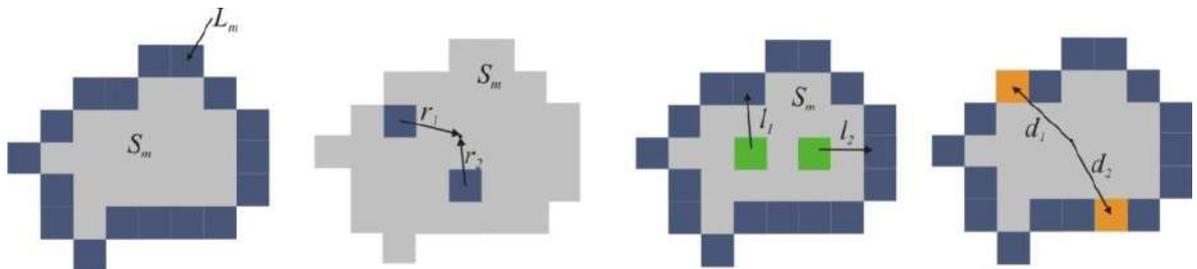


Рисунок 2.11 - Параметры критериев формы зерна

Рассчитанные значения критериев формы выступают сравнительными исходными данными для уравнения (2.2). Значение целевой функции (2.1) должно отвечать условию:

$$\begin{aligned} \zeta_i &\rightarrow \min \\ \varphi_i &\rightarrow \min \\ \sigma_{sj} &\rightarrow \min \\ \Phi(\zeta_i, \varphi_i, \sigma_{sj}) &\rightarrow 0 \end{aligned} \quad (2.9)$$

При выполнении условия (2.9) процентный структурно-фазовый состав в статистически эквивалентном репрезентативном объеме максимально точно соответствует составу репрезентативного объема микроструктуры, полученному из фотоизображения.

Получение исходных данных для уравнения (2.4) происходит следующим образом (рисунок 2.12).

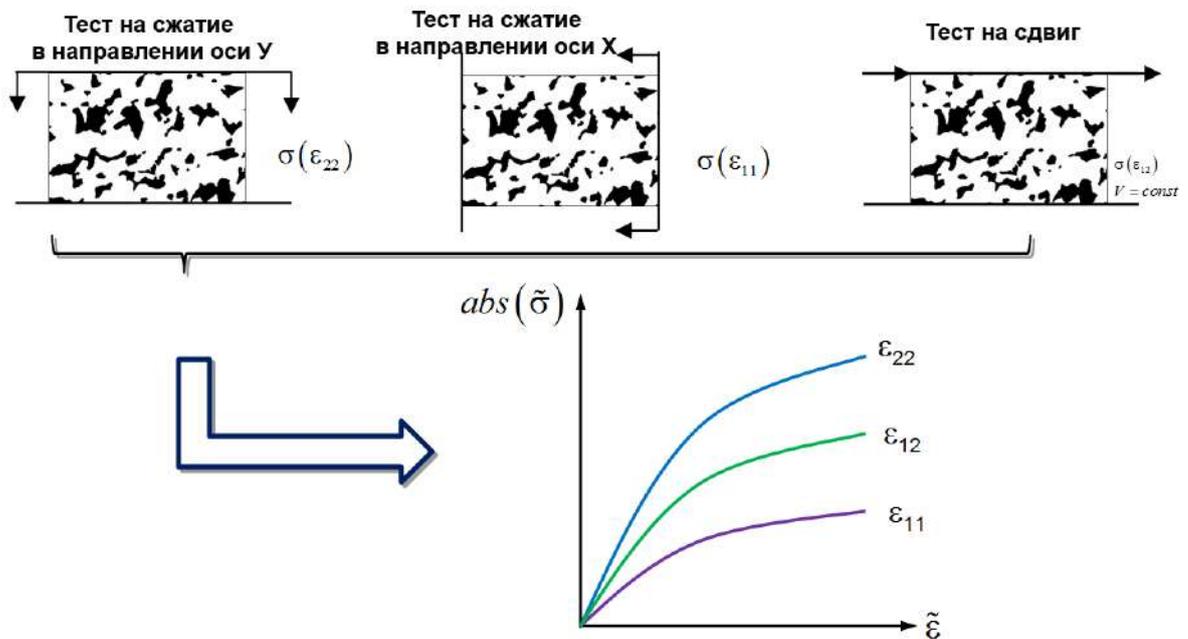


Рисунок 2.12 - Общая схема получения реологических кривых для репрезентативного объема микроструктуры

Полученный из фотоизображения микроструктуры репрезентативный объем в трех отдельных тестовых моделях подвергается сжатию в направлении оси X, сжатию в направлении оси Y и чистому сдвигу. Из результатов расчетов каждой модели формируется функция абсолютных значений осевых напряжений и соответствующих им деформаций:

$$\tilde{\varepsilon}_{ij} = \frac{1}{S} \int_S \varepsilon_{ij} dS, \quad (2.10)$$

$$\tilde{\sigma}_{ij} = \frac{1}{S} \int_S \sigma_{ij} dS, \quad (2.11)$$

где S – пиксельная площадь репрезентативного объема микроструктуры.

Далее выполняется следующий алгоритм, представленный на рисунке 2.13. Изначально создается первичный репрезентативный объем меньшего размера (обычно в 2-2,5 раза больше среднего размера зерна микроструктуры исследуемого металла), в котором соблюдается только условие равенства процентного структурно-фазового состава. Граница зерна в статистически эквивалентном репрезентативном элементе создается посредством неоднородного б-сплайна (NURBS-линия), который представляет собой кривую, проходящую через контрольные точки. Исследования, проведенные в ходе разработки метода, показали, что 12 контрольных точек достаточно для репрезентации двухфазной структуры [100].

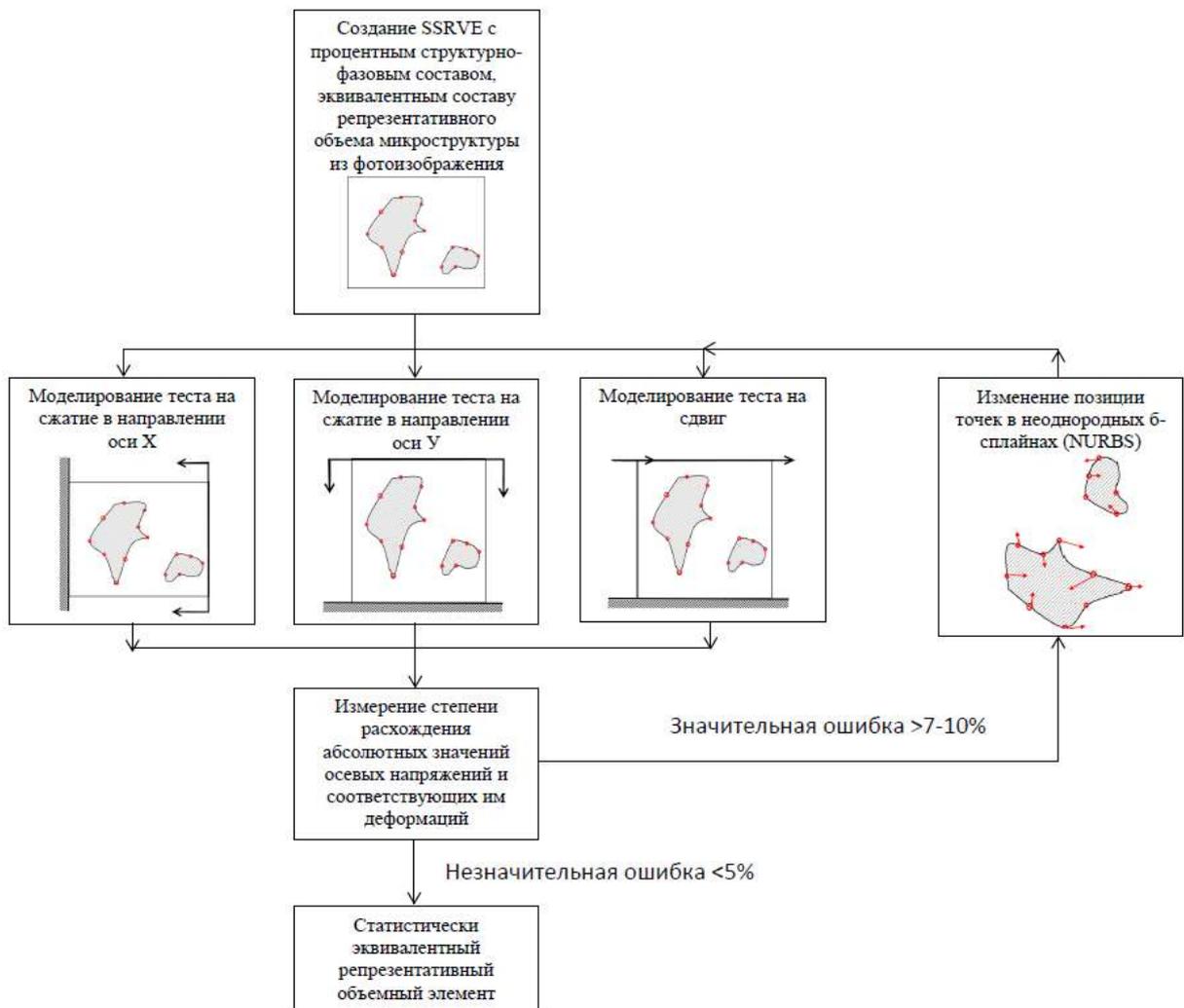


Рисунок 2.13 - Алгоритм процесса оптимизации SSRVE

На следующем этапе создаются три аналогичные модели с тестами на сжатие в направлении двух осей и сдвиг для полученного первичного SSRVE. Если абсолютные значения осевых напряжений и соответствующих им деформаций отличаются более чем на 7 % от значений репрезентативного объема микроструктуры, полученного из фотоизображения, то позиции точек линий, которые очерчивают контуры зерен в статистически эквивалентном репрезентативном объеме микроструктуры, меняются в соответствии со значениями критериев формы. Позиции изменяются посредством генетических алгоритмов таким образом, чтобы при повторном пересчете тестовых моделей ошибка снизилась.

Для моделирования TRIP-эффекта при исследовании процессов производства, обработки или эксплуатации изделий авиакосмической отрасли из современных сталей была разработана надстройка для программного комплекса Abaqus, выполняющая следующий алгоритм:

1. Вычисление трансформированного объема мартенсита после каждого шага расчета согласно экспериментально полученной зависимости [101, 102].

$$v_{\gamma} = v_{\gamma-initial} - 26.708\varepsilon - 0.003\dot{\varepsilon} + 53.516\varepsilon^2 - 0.018\varepsilon\dot{\varepsilon} - 1.06 \times 10^{-5} \dot{\varepsilon}^2, \quad (2.12)$$

где v_{γ} – текущее процентное количество остаточного аустенита;

$v_{\gamma-initial}$ – процентное количество исходного остаточного аустенита;

$\dot{\varepsilon}$ – скорость деформации при волочении;

ε – степень деформации при волочении.

2. Выбор рассчитанного процента элементов из группы элементов сетки со свойствами остаточного аустенита, которые имели максимальные значения деформации и скорости деформации.

3. Замена свойств найденных элементов остаточного аустенита на свойства мартенсита.

Таким образом, в общем виде структурная схема усовершенствованного метода построения мультимасштабной модели процессов производства, обработки или эксплуатации изделий авиакосмической отрасли из современных сталей представлена на рисунке 2.14.

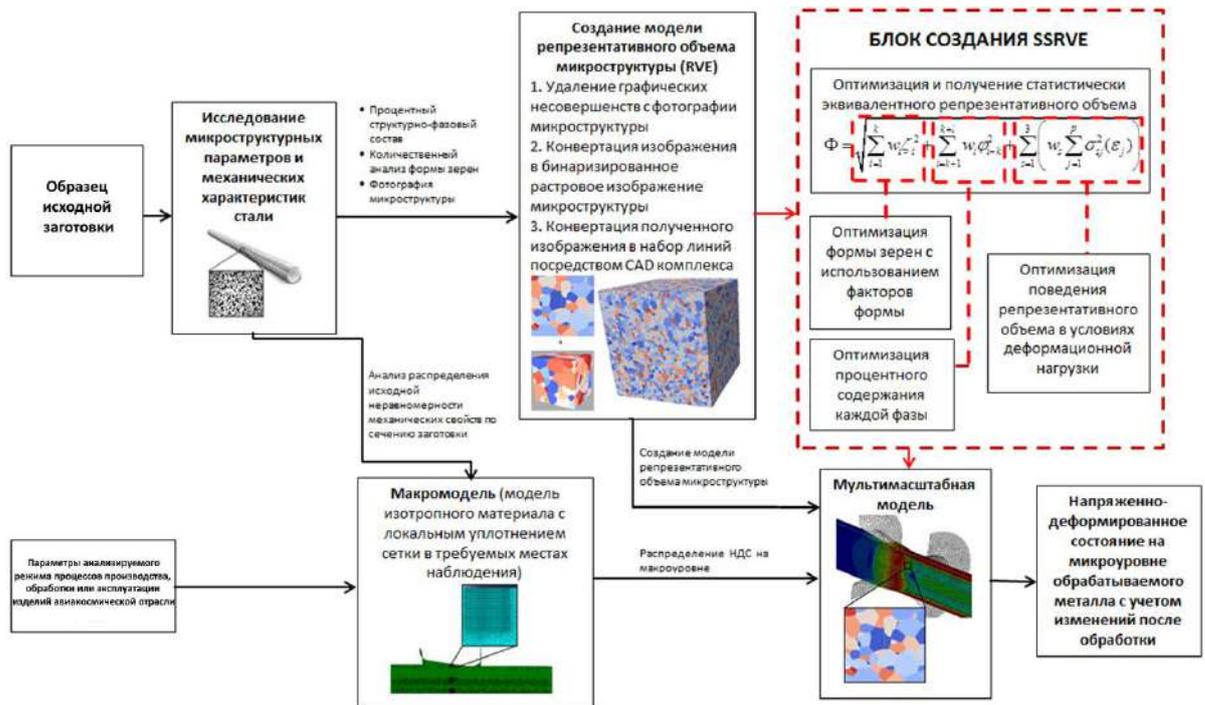


Рисунок 2.14 – Структурная схема усовершенствованной методики построения мультимасштабной модели

Сочетание возможности автоматизированного (SSRVE) и «ручного» создания модели репрезентативного объема микроструктуры позволило повысить универсальность метода по отношению к целям и задачам исследователя. В зависимости от целей и располагаемых временных и технических ресурсов моделирование процессов производства, обработки или эксплуатации изделий авиакосмической отрасли из современных сталей, согласно предложенной методике, может осуществляться либо только с поэтапным ручным созданием репрезентативного объема, либо с осуществлением оптимизации репрезентативного объема посредством SSRVE.

Полученные результаты соответствуют пункту 4, подпункту 4.1.2. приложения 9 к соглашению № 075-15-2021-1031 от «4» октября 2021 г.

3 Проведение компьютерного моделирования эффекта самоадаптации при комплексном нагружении конструкционных элементов для аэрокосмической индустрии

Главной целью представленного раздела является теоретическая научно-обоснованная демонстрация концепции применения современных сталей с TRIP-эффектом на примере ряда процессов производства, обработки или эксплуатации изделий авиакосмической отрасли. Для наглядности в разделе была представлена серия конечно-элементных моделей базовых конструкционных элементов из авиакосмической области, которая показывает потенциальные, ранее обозначенные в литературном обзоре, преимущества применения таких сталей как на этапе производства конструкционных элементов, так и в процессе нештатной (т.н. экстремальной) эксплуатации.

3.1 Мультимасштабное моделирование процесса волочения калиброванной стали с TRIP-эффектом

Под понятием «калиброванная сталь» понимаются полученные калиброванием горячекатаного мелко- и среднесортного проката, катанки и проволоки сплошные с гладкой, светлой или матовой поверхностью длинномерные изделия в виде прутков (штанг) или бунтов (мотков) с регламентированными точностью размеров, конфигурацией поперечного сечения (профиля), механическими, физическими и другими свойствами [103-105]. Калиброванная сталь в зависимости от формы поперечного сечения выпускается согласно требованиям ГОСТ 1051, ГОСТ 7417, ГОСТ 8560, ГОСТ 8559 и имеет широкий диапазон размеров от 5 мм до 60 мм и более. Традиционно волочение калиброванной стали больших диаметров осуществляется на цепных станах с применением монолитных волок (рисунок 3.1).

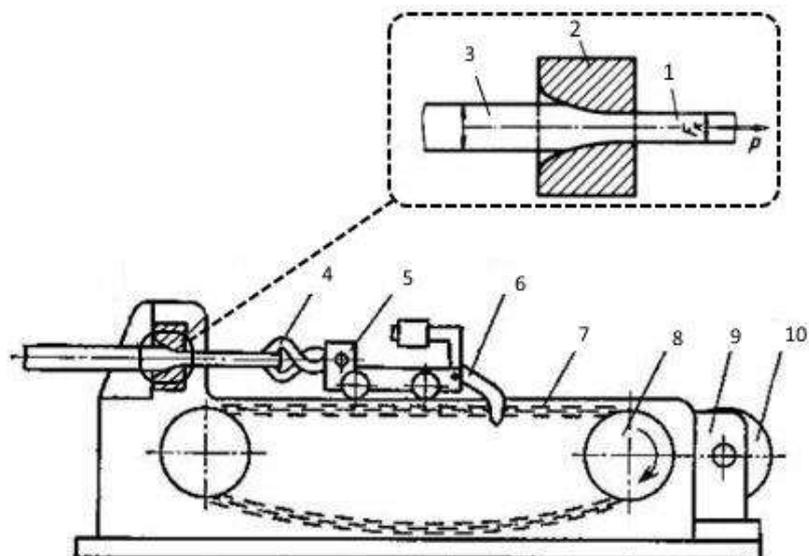


Рисунок 3.1 - Базовая схема цепного волочильного стана и очага деформации при волочении:

- 1 – калиброванная сталь, 2 – волока, 3 – исходная заготовка, 4 - клещи,
 5 – волочильная каретка, 6 – крюк, 7 – цепь, 8 – ведущая звездочка,
 9 – станина, 10 – электродвигатель

Типичные диапазоны технологических параметров процесса волочения калиброванной стали следующие:

1. исходная заготовка от 5 до 72 мм;
2. диаметр калиброванной стали от 4 до 68 мм;
3. полуугол канала волоки от 6° до 9° ;
4. скорость волочения от 2 до 147 м/мин;
5. абсолютные обжатия 0,4 до 4 мм;
6. степень деформации от 3 до 25 %;
7. скорость деформации от 0,6 до 140 с^{-1} ;
8. качество точности в зависимости от назначения h9-h12.

Целевое назначение холодноотянутая калиброванная сталь нашла во многих сферах промышленной деятельности: автомобилестроение, тяжелое машиностроение, военная промышленность, сельскохозяйственная и горно-рудная отрасли и т.д. [106-108]. Из холодноотянутой калиброванной стали обычно производят оси колес, ролики втулок, различного рода валики, валы,

пальцы кривошипов, рычаги, шпильки и т.д. Большинство этих деталей работают в условиях вибраций и постоянных знакопеременных нагрузок, в связи с чем данные элементы должны обладать повышенными показателями надежности (особенно при использовании в таких областях ответственного назначения, как авиакосмическая индустрия). Процесс однократного волочения круглых профилей позволяет получать высокую степень точности размеров заготовки и качество ее поверхности, что оказывает важное влияние на качество сопряжений и работу деталей в механизме [109]. Помимо этого, этот процесс позволяет значительно повысить механические свойства металла и его усталостную прочность.

3.1.1 Макромодель процесса волочения калиброванной стали с TRIP-эффектом

При построении макромодели процесса волочения калиброванной стали с TRIP-эффектом были приняты следующие общие допущения (таблица 3.1).

Таблица 3.1 – Общие допущения при построении макромодели

Тип модели деформируемого тела	Упруго-пластический
Тип модели инструмента	Абсолютно жесткий
Геометрия волокна	ГОСТ 9453
Скорость волочения	100 мм/с
Закон трения	Закон Кулона-Амонтона
Коэффициент трения	0,05
Длина модели калиброванной стали	100 мм

В ходе исследований микроструктуры стали с TRIP-эффектом было установлено, что частицы бейнита имеют малый размер (менее 5 мкм). По этой причине для получения приемлемого для последующей обработки фотоизображения микроструктуры необходимо было использовать более высокие увеличения. Следовательно, фотоизображение микроструктуры могло

содержать только относительно небольшой участок микроструктуры 100x100 мкм. По этой причине для репрезентативного объема в макромоделю калиброванной стали были добавлены три дополнительных сечения размером 0,1x0,1 мм: в центральном слое, на поверхности и между ними. Каждое из сечений, согласно методике должно было быть покрыто сеткой 100x100 элементов.

Однако при построении сетки в макромоделю выяснилось, что малый размер дополнительных сечений неминуемо ведет к многократному (~ в 2,7 раз) увеличению количества элементов в сетке образца исходной заготовки.

Поэтому для снижения количества элементов в сетке макромоделю дополнительные сечения имели размер 1x1 мм, а перед микромоделю была добавлена дополнительная промежуточная модель. Данная промежуточная модель представляла собой простой элемент макромоделю (рисунок 3.2), со свойствами изотропного материала.

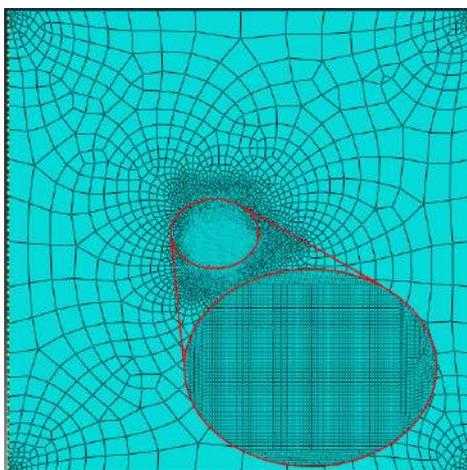
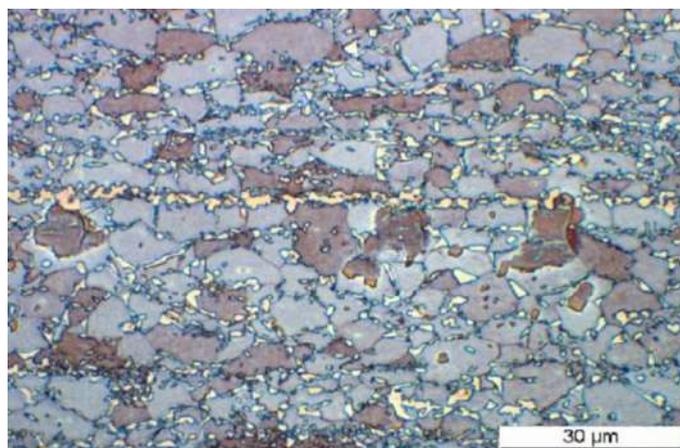


Рисунок 3.2 - Дополнительная мезомодель между макромоделю и микромоделю

Подобный шаг позволил не создавать дополнительные элементы для перехода от непрерывной сетки макромоделю к месту расположения репрезентативного объема малого размера.

3.1.2 Микромодель процесса волочения калиброванной стали с TRIP-эффектом

Поскольку в исходном состоянии сталь с TRIP-эффектом является трехфазной, то ее фотоизображение было обработано следующим образом (рисунок 3.3).



а



б

Рисунок 3.3 - Стадии создания репрезентативного объема микроструктуры стали с TRIP-эффектом до волочения:

а) исходное фотоизображение; б) бинаризованное изображение

На первом шаге обработки были устранены все черные участки фотоизображения, соответствующие межзеренным границам. Затем были удалены сверхмелкие включения, которые потенциально могли затруднить формирование КЭ сетки в модели. Поскольку зерна каждой фазы на фотоизображении имеют схожий оттенок цвета, путем автоматизированного выделения пиксе-

лей в заданном спектре поочередно была выделена каждая фаза, после чего ей присваивался единый монотонный цвет. В нашем случае все ферритные зерна были окрашены в единый оттенок зеленого цвета, остаточного аустенита – в единый оттенок оранжевого цвета, бейнита – в белый цвет. После этого импортированный набор линий, соответствующий каждому микроструктурному элементу, был покрыт треугольной конечно-элементной сеткой. Из-за относительно малого размера бейнитных зерен размер сетки составил 580000 элементов.

Реологические свойства структурных составляющих были приняты на основании результатов работы [110] (рисунок 3.4).

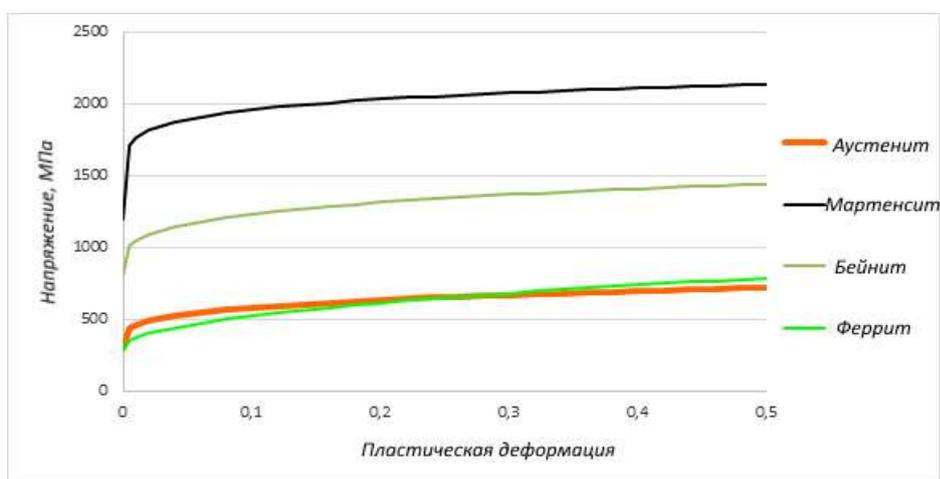


Рисунок 3.4 - Реологические свойства структурных составляющих стали: аустенита, мартенсита, бейнита и феррита

Для распределения свойств сетка репрезентативного объема микроструктуры была поделена на следующие группы элементов (рисунок 3.5).

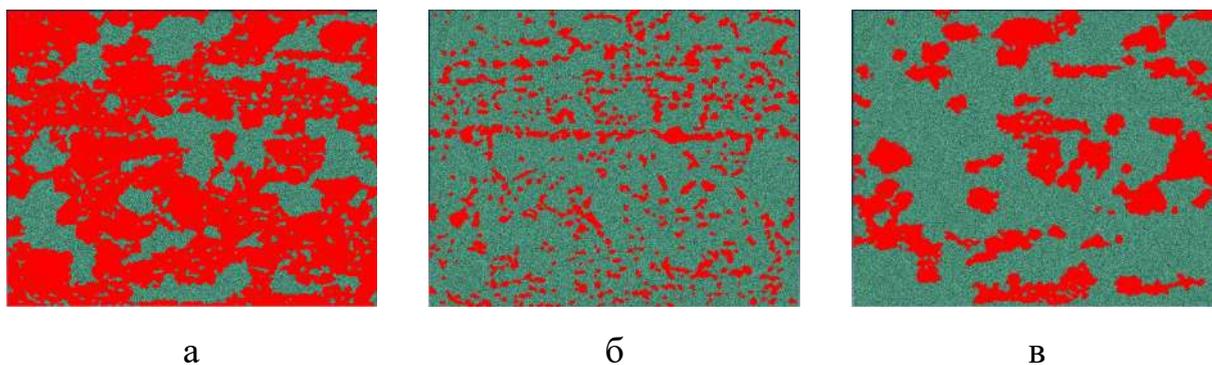


Рисунок 3.5 - Группы элементов сетки, соответствующие:

- а) ферритной матрице; б) зернам бейнита;
- в) зернам остаточного аустенита

Расчетные значения параметров формы для зерен перлита в исходном репрезентативном объеме были равны:

$$\zeta_M = \frac{L_m}{2\sqrt{\pi S_m}} - 1 = 0,49$$

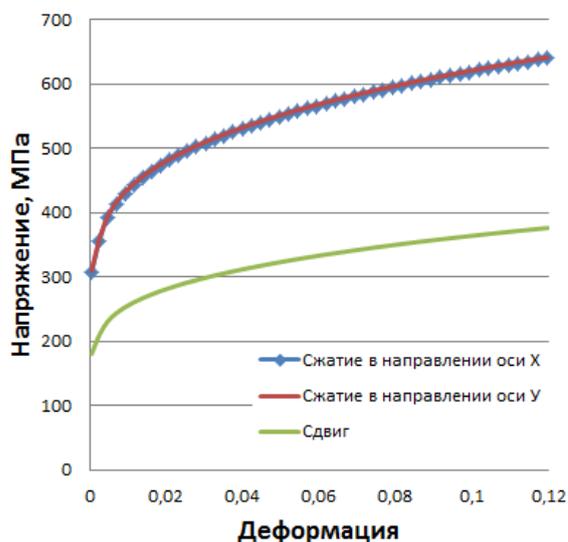
$$\zeta_B = \frac{S_m}{\sqrt{2\pi \sum_{i=0}^n r_i^2}} = 0,84$$

$$\zeta_D = \frac{S_m^3}{\left(\sum_{i=0}^n l_i\right)^2} = 2,07$$

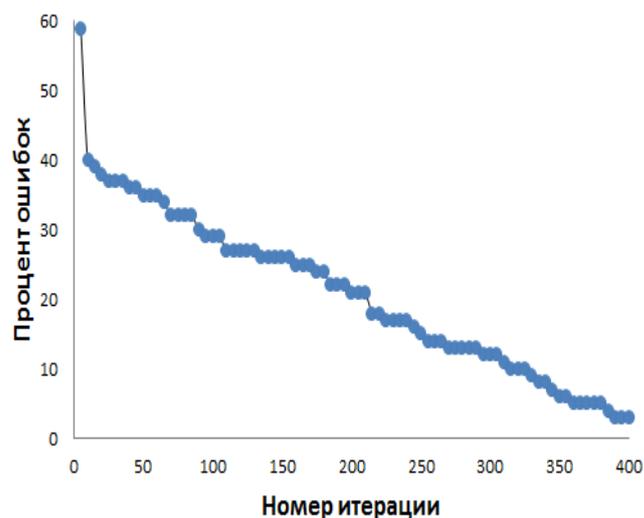
$$\zeta_H = \sqrt{\frac{\left(\sum_{i=0}^n d_i\right)^2}{n \sum_{i=0}^n d_i^2 - 1}} = 4,24$$

Результаты оптимизации поведения статистически эквивалентного репрезентативного объема под нагрузкой в моделях с тестами на сжатие в направлении осей X и Y, а также сдвиг представлены на рисунке 3.6. В первых вариациях статистически эквивалентного репрезентативного объема расхождение между абсолютными значениями кривых течения при сжатии и сдвиге составляло 60 %. К завершению процесса оптимизации поведение полученного статистически эквивалентного объема практически соответствует

поведению репрезентативного объема, полученного посредством фотоизображения микроструктуры, с погрешностью 3 %. При этом следует отметить, что размер SSRVE составил 0,02x0,02 мм (относительно 0,1x0,1 мм в изначальном репрезентативном объеме).



а



б

Рисунок 3.6 - Результаты оптимизации поведения статистически эквивалентного репрезентативного объема под нагрузкой в тестах (а) и процент ошибок в ходе процесса оптимизации (б)

В ходе процедуры оптимизации для стали с TRIP-эффектом были получены следующие вариации статистически эквивалентного репрезентативного объема (рисунок 3.7).



Рисунок 3.7 - Варианты полученных SSRVE (феррит – белый цвет, остаточный аустенит – серый цвет, бейнит – черный цвет)

3.1.3 Результаты мультимасштабного моделирования процесса волочения калиброванной стали с TRIP-эффектом

Для анализа мультимасштабных моделей процесса волочения калиброванной стали с TRIP-эффектом было проведено сравнение результатов расчета с использованием моделей с учетом TRIP-эффекта и без него. В качестве сравнительного комплексного критерия были использованы приняты напряжения и деформации.

Результаты сравнения эквивалентных напряжений в центральном и поверхностном слоях очага деформации при волочении приведены на рисунках 3.8-3.9.

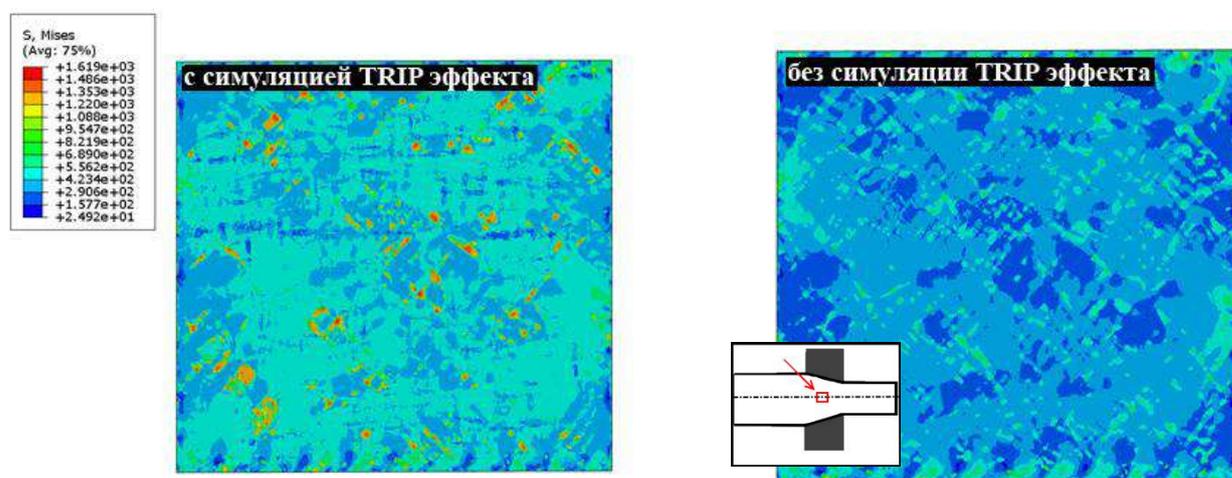


Рисунок 3.8 - Распределение эквивалентных напряжений в центральном слое очага деформации при волочении

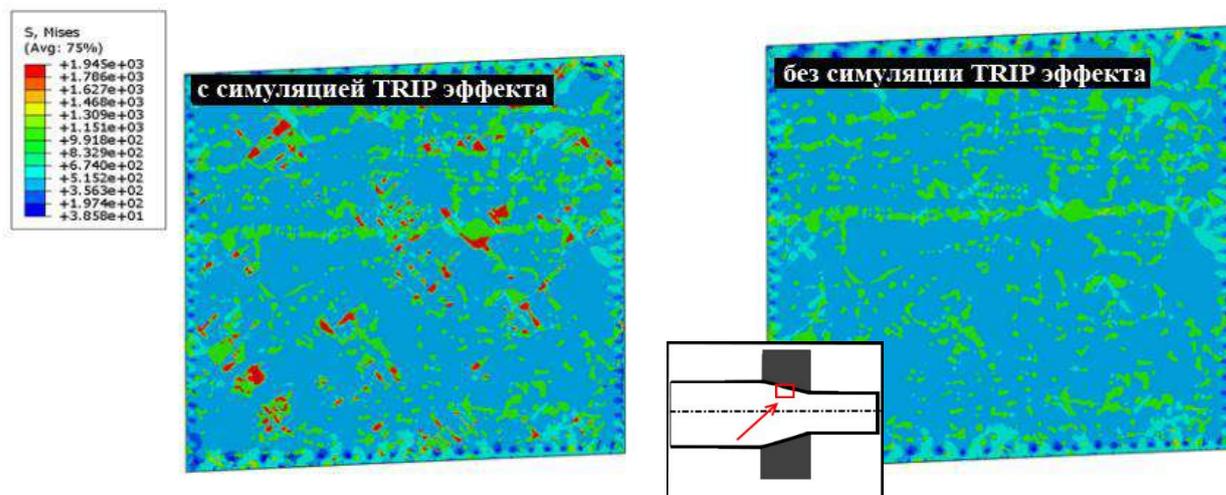


Рисунок 3.9 - Распределение эквивалентных напряжений на поверхности очага деформации при волочении

Анализ результатов моделирования позволил установить, что без учета TRIP-эффекта распределение эквивалентных напряжений в центральном слое очага деформации отличается более низкими абсолютными значениями, чем в модели с учетом TRIP-эффекта. Остаточный аустенит в модели без TRIP-эффекта имел эквивалентные напряжения равные 25-160 МПа, в модели с TRIP-эффектом – 290-500 МПа. Феррит в модели без TRIP-эффекта имеет эквивалентные напряжения 160-200 МПа, в модели с TRIP-эффектом – 420-550 МПа. Эквивалентные напряжения в зернах бейнита в рассмотренных моделях находились на одинаковом уровне.

При этом появляющийся в ходе трансформации мартенсит становится локализатором высоких значений эквивалентных напряжений – 1400-1900 МПа. Отмечено, что появление мартенсита происходит равномерно по всему репрезентативному объему микроструктуры и приводит к изменению уровня напряжений во всех более пластичных микроструктурных элементах (феррит и остаточный аустенит).

Результаты сравнения эквивалентных деформаций металла в центральном и поверхностном слоях очага деформации приведены на рисунках 3.10-3.11. Видно, что более прочный мартенсит, который трансформируется из пластичного аустенита, перестает деформироваться, о чем свидетельствуют множество локализаций нулевых эквивалентных деформаций в модели с учетом TRIP-эффекта.

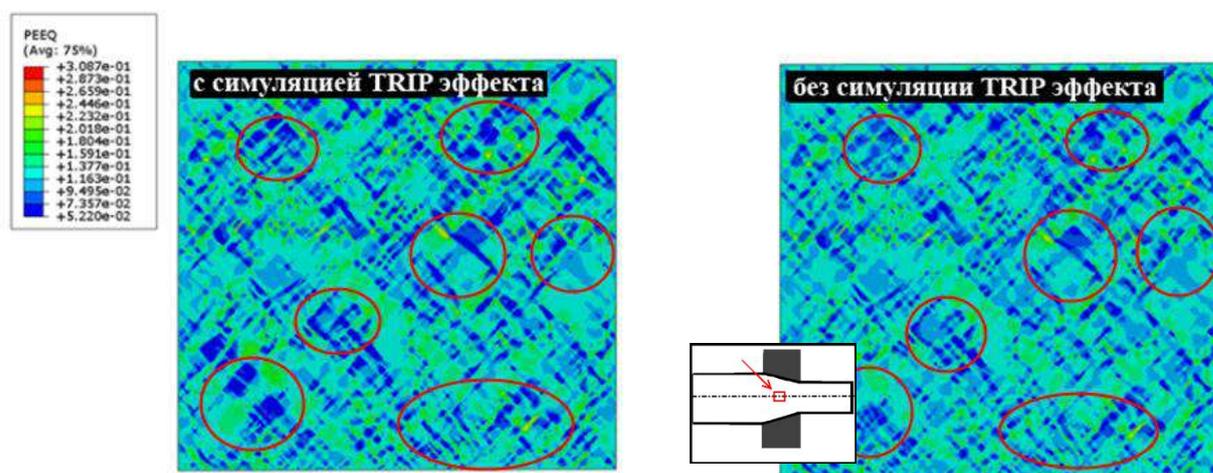


Рисунок 3.10 - Распределение эквивалентных деформаций в центральном слое очага деформации при волочении

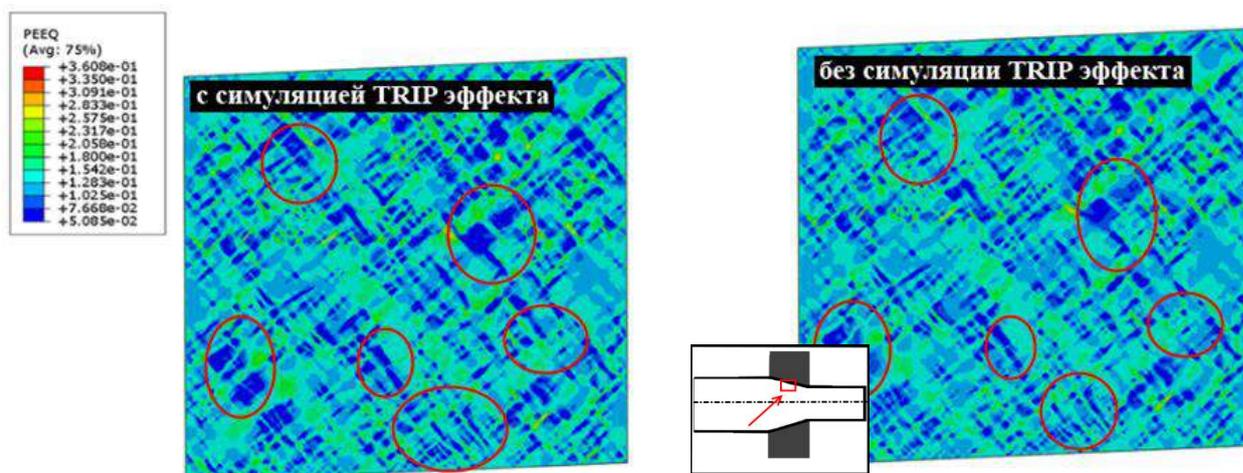


Рисунок 3.11 - Распределение эквивалентных деформаций на поверхности очага деформации при волочении

Установлено, что более интенсивное мартенситное превращение происходит в более крупных зернах остаточного аустенита вследствие взаимодействия между микроструктурными элементами. Более крупные зерна остаточного аустенита имеют большую площадь контакта с соседними зернами, что влияет на распределение напряжений (а следовательно, и деформаций) в них. Поэтому трансформация в первую очередь происходит в более крупных зернах остаточного аустенита.

На основании результатов моделирования установлено, что одними из факторов, влияющих на трансформацию остаточного аустенита, являются положение и ориентация его зерен в микроструктуре деформируемой стали. Зерна, ориентированные вдоль направления волочения воспринимают напряжения более равномерно, а следовательно, претерпевают более высокие степени мартенситной трансформации.

Далее было проведено сравнение результатов, полученных посредством репрезентативного объема и оптимизированного статистически эквивалентного репрезентативного объемного элемента SSRVE (рисунки 3.12-3.13).

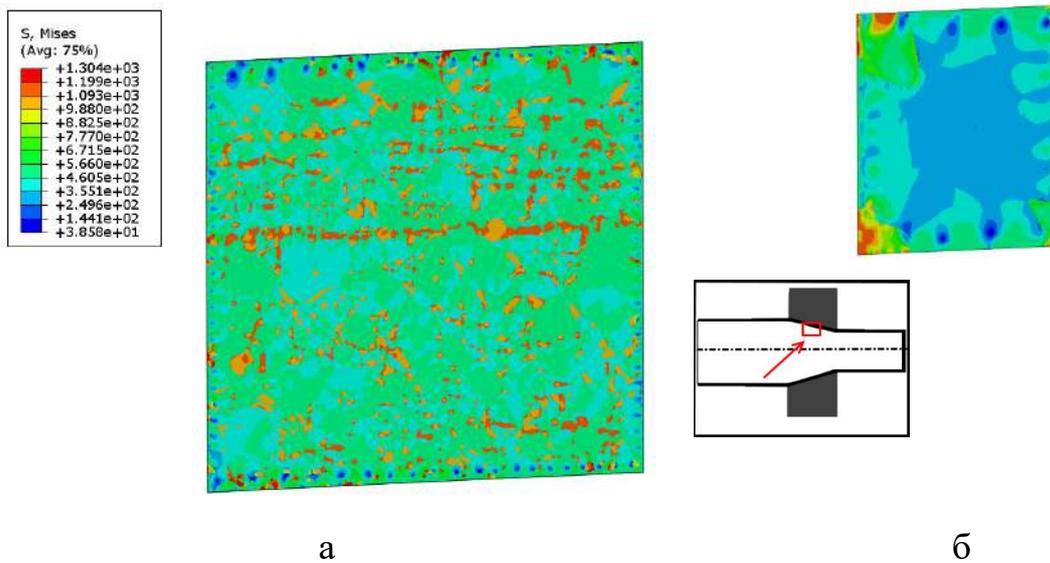


Рисунок 3.12 - Распределение эквивалентных напряжений в поверхностных слоях очага деформации в SSRVE (б) и репрезентативном объеме (а)

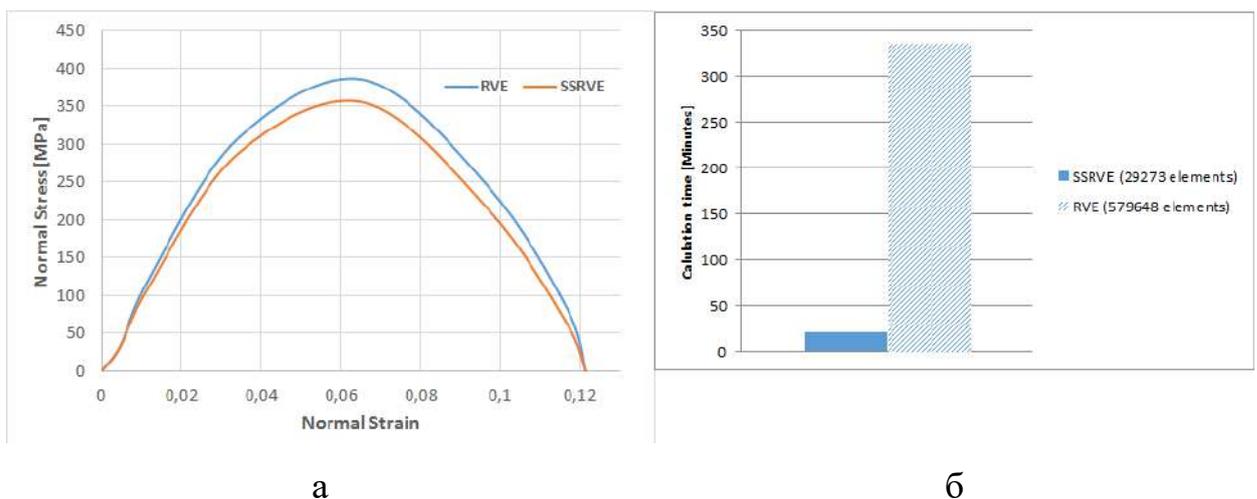


Рисунок 3.13 - Численное сравнение а) значений эквивалентных напряжений в поверхностных слоях очага деформации в SSRVE и репрезентативном объеме; б) расчетного времени моделей.

Данное сравнение показало, что при сохранении точности модели репрезентативного объема статистически эквивалентный репрезентативный объем позволил снизить количество элементов в микромодели почти в 20 раз, а расчетное время микромодели – в 16 раз.

Адекватность результатов модели проверялась посредством волочения образца длиной 300 мм с исходным диаметром 38 мм через монолитную волоку с полууглом канала 9° на конечный диаметр 36 мм.

В качестве сравнительного критерия было выбрано количество трансформированного в мартенсит остаточного аустенита, которое прямым образом определяет механические свойства и их распределение в объеме стали после волочения. Исходный образец стали с TRIP-эффектом имел 22 % остаточного аустенита в микроструктуре. Для сравнительного анализа количество мартенсита измерялось в центральном и поверхностном слоях стали после волочения. На рисунке 3.14 приведены данные трех измерений в различных сечениях образцов стали с TRIP-эффектом и результаты модели для аналогичного режима волочения.

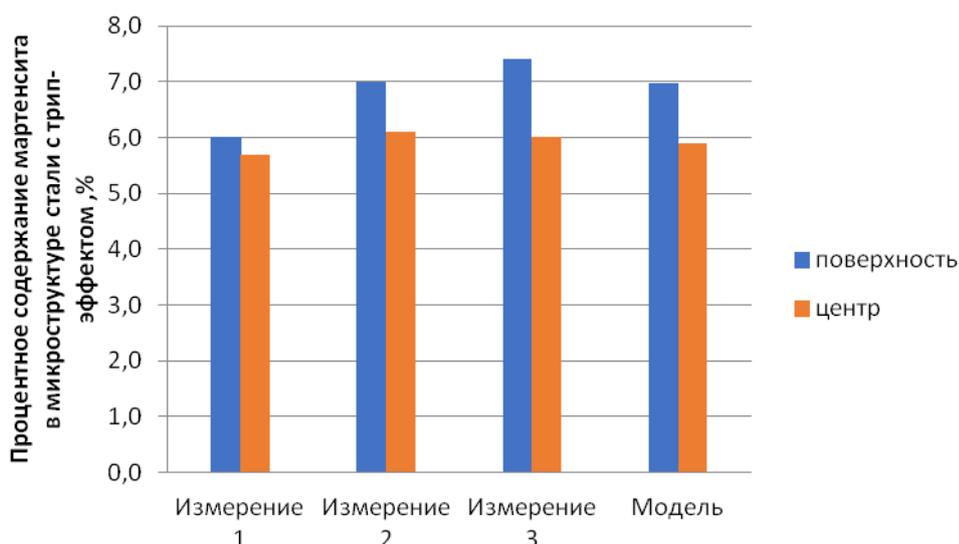


Рисунок 3.14 - Сравнение процентного содержания мартенсита в микроструктуре стали с TRIP-эффектом после волочения и расчетного значения в модели

Заниженные значения процентного содержания мартенсита в микроструктуре стали с TRIP-эффектом по результатам первого измерения объясняются стартовым разгоном волочильного стана до номинальной скорости волочения. По результатам расчета мультимасштабной модели в микроструктуре поверхностного слоя образца сформировалось 7 % мартенсита, а в

центральном слое – 5,9 %. Таким образом, в поверхностном слое была трансформирована треть исходного остаточного аустенита, а в центральном слое – четверть от исходного процента. Разница между данными испытаний и моделью составила менее 6 % для поверхностного слоя и менее 2 % для центрального слоя. Также адекватность полученных с использованием усовершенствованной методики результатов модели согласуется с ранее проведенными исследованиями [111].

3.1.4 Рекомендации по разработке режимов волочения калиброванной стали с TRIP-эффектом

Как было изложено ранее, варьирование полуугла канала волокна, скорости волочения и относительного обжатия при волочении калиброванной стали с TRIP-эффектом потенциально может позволить получить следующие группы эксплуатационных свойств у холоднотянутой стали:

1. Высокие пластические характеристики и повышенный ресурс возможного упрочнения в ходе эксплуатации за счет запаса нетрансформированного остаточного аустенита в микроструктуре.
2. Повышенные классы прочности по всему сечению калиброванной стали, превышающие традиционные углеродистые нелегированные стали.
3. Повышенное упрочнение поверхностного слоя.

Сталь с TRIP-эффектом в исходном состоянии на микроуровне является материалом, максимально приближенным к изотропному, так как в исходном состоянии она содержит 65-67 % феррита и 22-23 % остаточного аустенита (т.е. суммарно ~90%). Феррит и остаточный аустенит максимально схожи по абсолютным показателям пластических свойств. Оставшийся процент приходится на относительно прочный бейнит, но зерна бейнита имеют малый размер и относительно равномерно распределены в репрезентативном объеме микроструктуры. Поэтому для получения относительно высокой пластичности холоднотянутой калиброванной стали с TRIP-эффектом необходимо свести к минимуму превращение остаточного аустенита в мартенсит, уменьшив скорость и степень деформации.

Установлено, что при скоростях волочения менее 100 мм/с (6 м/мин) весь остаточный аустенит в микроструктуре сохраняется. Анализ деформаций в микромодели волочения калиброванной стали с TRIP-эффектом показал, что для данной цели рациональными являются относительные обжатия от 0,11 до 0,05. В этом случае вся деформация аккумулируется в ферритных зернах, а остаточный аустенит испытывает минимальные деформации (рисунок 3.15).

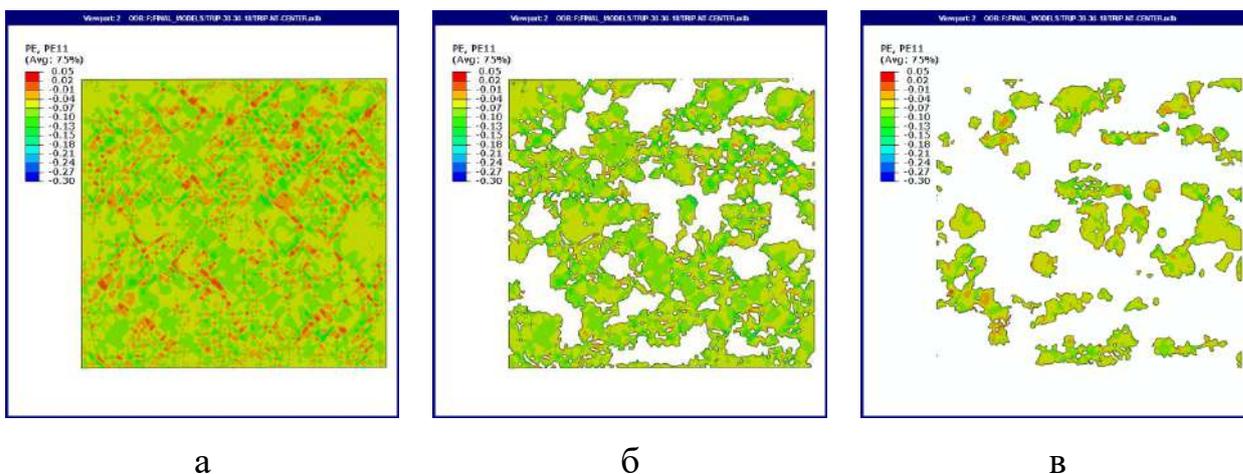


Рисунок 3.15 - Распределение локализаций радиальных деформаций при относительном обжатии 0,11 в:

- а) микроструктуре калиброванной стали с TRIP-эффектом; б) в феррите;
- в) остаточном аустените

Анализ деформированного состояния при волочении с разными полууглами канала волокна (рисунки 3.16-3.17) позволил установить, что при волочении с полууглом 9° феррит и остаточный аустенит получают предпочтительные для данных целей минимальные степени деформации равномерно по всему сечению калиброванной стали.

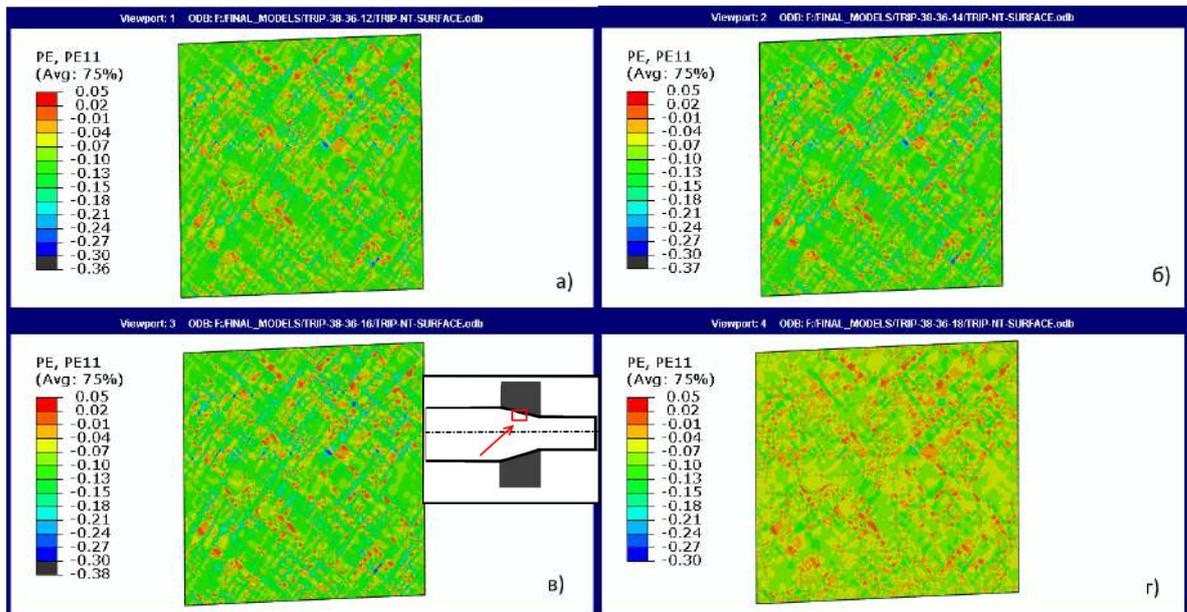


Рисунок 3.16 - Распределение локализаций радиальных деформаций на поверхности калиброванной стали с TRIP-эффектом при волочении с полууглами канала волоки: а) 6° ; б) 7° ; в) 8° ; г) 9°

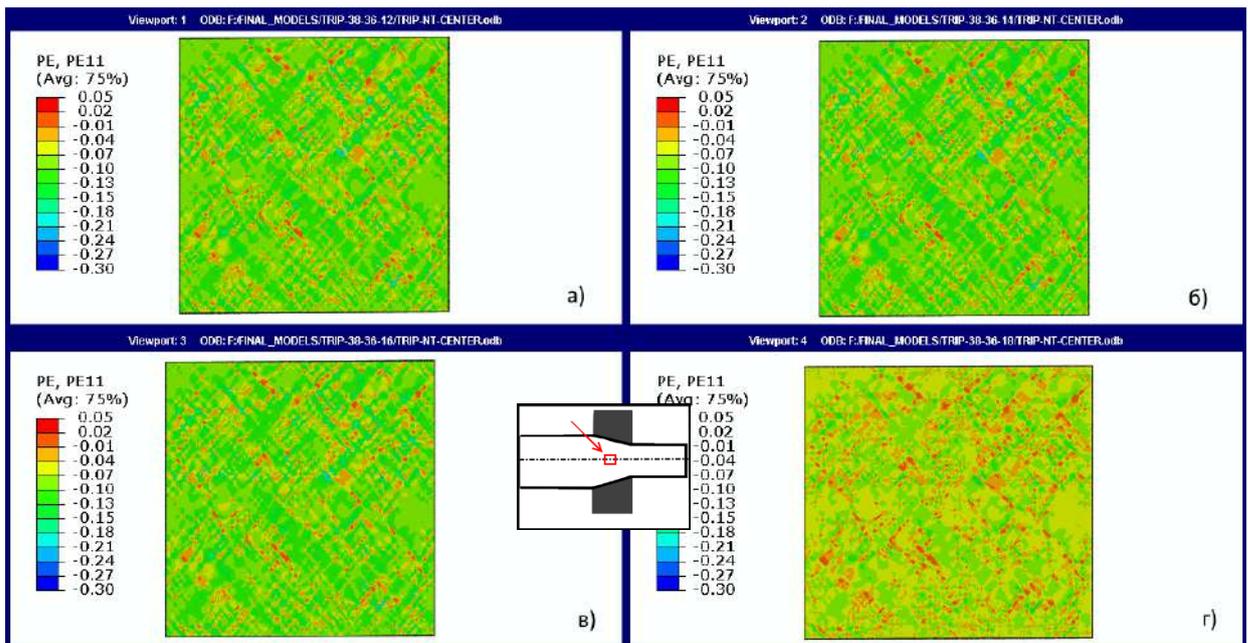


Рисунок 3.17 - Распределение локализаций радиальных деформаций в центре калиброванной стали с TRIP-эффектом при волочении с полууглами канала волоки: а) 6° ; б) 7° ; в) 8° ; г) 9°

Таким образом, для получения высоких пластических характеристик и повышенного ресурса возможного упрочнения в ходе эксплуатации за счет запаса нетрансформированного остаточного аустенита в микроструктуре, ра-

циональным будет режим волочения с 38 мм до 36 (37) мм с полууглом канала волокни 9° и скоростью волочения 100 мм/с.

В случае обратной задачи получения в холоднотянутой калиброванной стали повышенных классов прочности по всему сечению необходимо выбирать повышенные обжатия (~0,20/0,18), обеспечивающие относительно высокие степени деформации в феррите и остаточном аустените и их равномерное распределение по всему сечению калиброванной стали (рисунки 3.15 и 3.18).

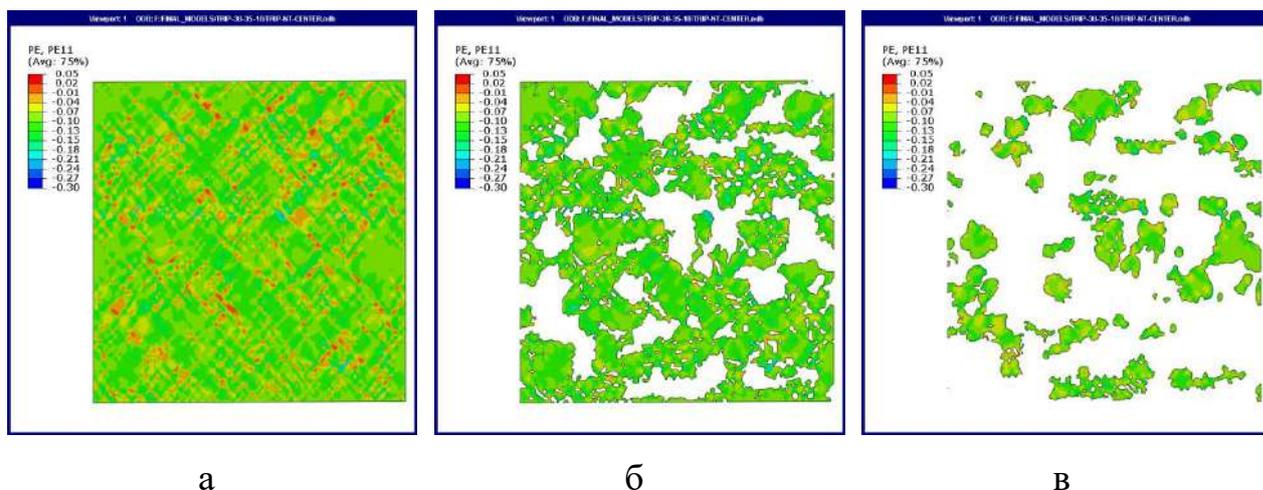


Рисунок 3.18 - Распределение локализаций радиальных деформаций при относительном обжатии 0,18 в:

- а) микроструктуре калиброванной стали с TRIP-эффектом; б) в феррите;
- в) остаточном аустените

Далее было исследовано влияние геометрических параметров инструмента на протекание мартенситного превращения в центральных и поверхностных слоях калиброванной стали (рисунки 3.19 и 3.20).

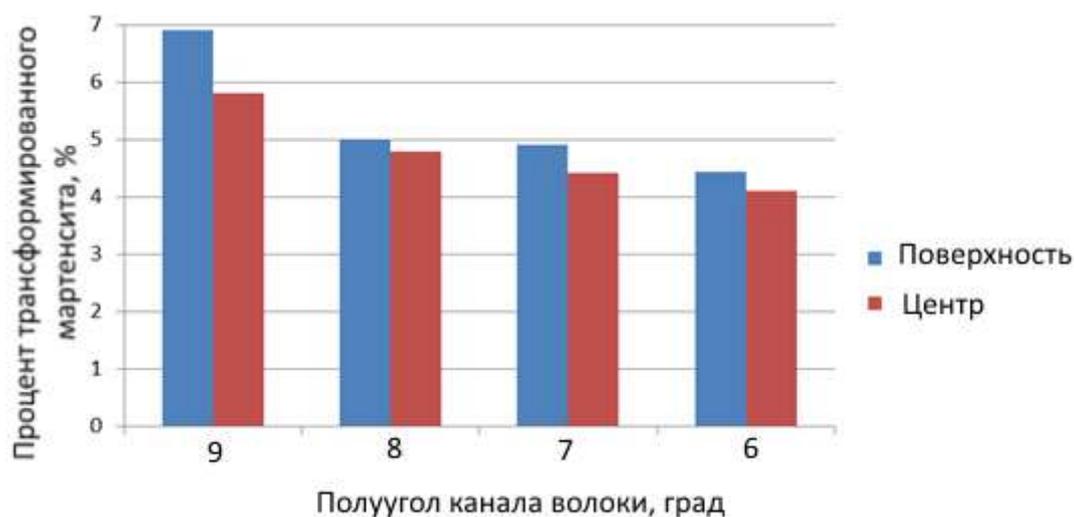


Рисунок 3.19 - Влияние полуугла канала волокна на количество мартенсита в микроструктуре калиброванной стали с TRIP-эффектом

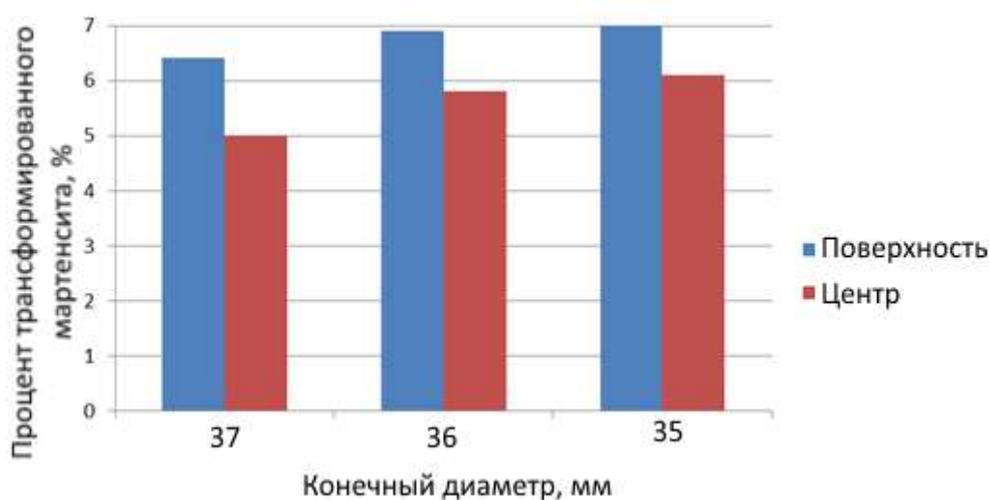


Рисунок 3.20 - Влияние абсолютного обжатия на количество мартенсита в микроструктуре калиброванной стали (Исходный диаметр = 38 мм)

Отмечено, что при увеличении полуугла канала волочильного инструмента количество образовавшегося мартенсита также увеличивается, вследствие роста скорости деформации. Однако при больших полууглах канала волокна неравномерность деформации растет, что приводит к увеличению разницы процентной доли мартенсита в микроструктуре между центральными и периферийными слоями. Уменьшение полуугла канала волокна позволяет снизить эту разницу, но при почти на треть меньшем количестве образо-

вавшегося мартенсита. Степень деформации оказывает относительно меньшее влияние на образование мартенсита и распределение его процентного соотношения по сечению калиброванной стали.

3.2 Компьютерное моделирование процесса разрушения деталей с оптимизированной топологией при экстремальных перегрузках

Для данного и последующих разделов отчета с целью наглядного и сравнительного анализа проводилось компьютерное моделирование основных видов конструктивных элементов авиакосмической отрасли из двух видов материалов (рисунок 3.21). За основу были взяты механические свойства стали с TRIP-эффектом, который заключается в интенсивном упрочнении материала под действием повышенных степеней деформации и высоких скоростей деформации. Для наглядности сравнения в альтернативном случае из этого же материала реализация TRIP-эффекта на макроуровне убиралась. Таким образом, становилось возможным проанализировать исключительно вклад TRIP-эффекта в поведение того или иного конструктивного элемента и его НДС в различных случаях экстремального (нештатного) нагружения.

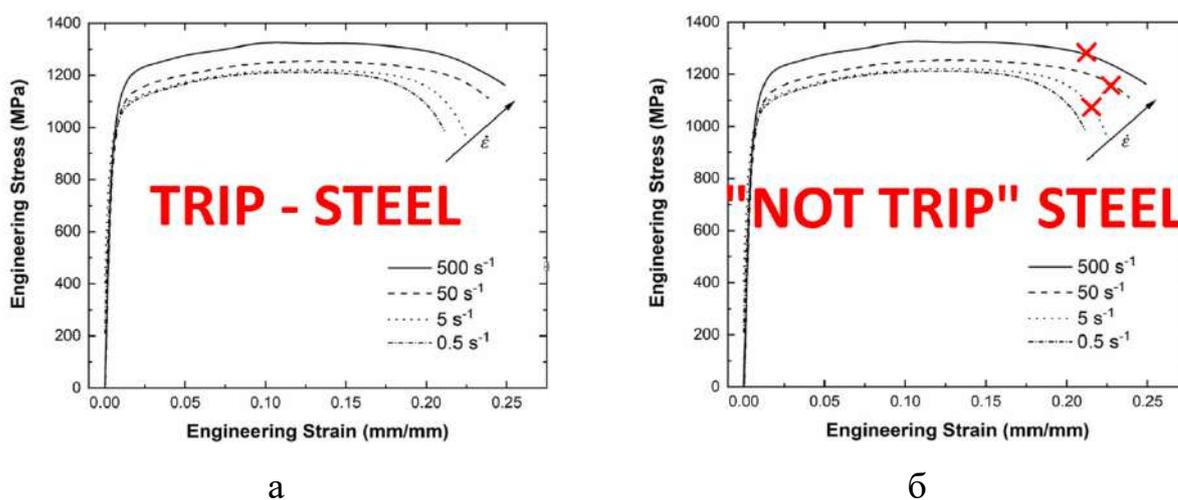


Рисунок 3.21 – Механические свойства сравниваемых материалов:
а) с TRIP-эффектом; б) без TRIP-эффекта

В данном разделе речь пойдет об оптимизации топологии, как современном методе оптимизации геометрии деталей авто- и авиамашиностроения. Оптимизация топологии — это метод, который позволяет получать новые, более эффективные топологии инженерных конструкций при заданных целевой функции и наложенных ограничениях. Поиск новых топологий в рамках этого метода осуществляется за счет введения набора управляющих переменных, которые описывают распределение материала в пределах расчетной области. Эти переменные определены либо в пределах каждого элемента сетки, либо в каждом сеточном узле. Изменение значения этих переменных аналогично изменению топологии объекта. Это означает, что отверстия или пустоты в конструкции могут появляться, исчезать и сливаться, а границы объекта могут принимать произвольную форму. Следовательно, данный метод позволяет, например, получать детали с максимальной жесткостью в указанных исходных условиях нагружения, но при минимальном объеме материала (рисунок 3.22).

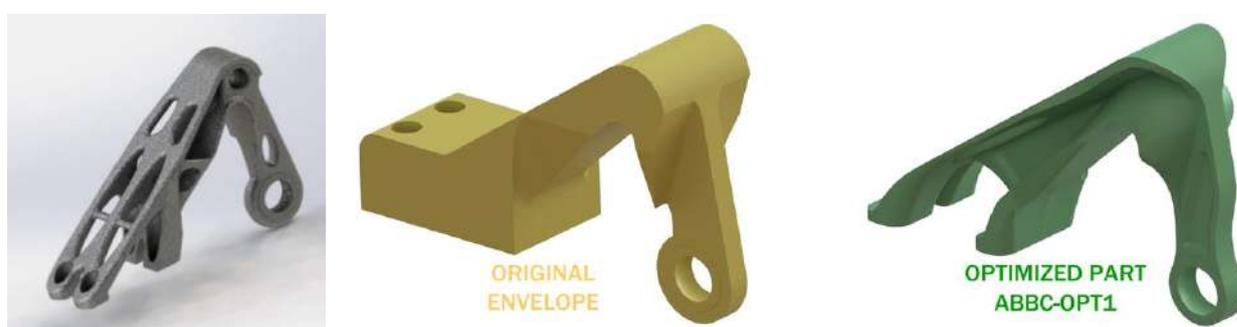


Рисунок 3.22 – пример оптимизации топологии сложно нагруженного кронштейна

Следует отметить, что металлические детали с оптимизированной топологией традиционно имеют сложную форму, а следовательно, должны производиться либо методом литья в специально подготовленные формы, либо посредством резки. Однако в данном случае 3D-печать является оптимальной альтернативой данным методам с позиции простоты реализации

(при наличии соответствующего оборудования), экономии материала и производительности.

3.2.1 Феноменологическое мультимасштабное компьютерное моделирование двумерной оптимизации топологии

Для первичной оценки вклада TRIP-эффекта в случае оптимизации топологии была смоделирована двумерная прямоугольная заготовка, зафиксированная с одного края и нагруженная в противоположном верхнем углу (рисунок 3.23) концентрированной силой 500МПа, направленной вертикально вниз по оси У. Пластина имела геометрические размеры 180x150мм.



Рисунок 3.23 – Общий вид исходной геометрии и применяемые граничные условия

Поскольку данный метод оптимизации особенно сильно зависит от размеров конечно-элементной сетки, использовалась квадратная сетка размером 3мм (рисунок 3.24).

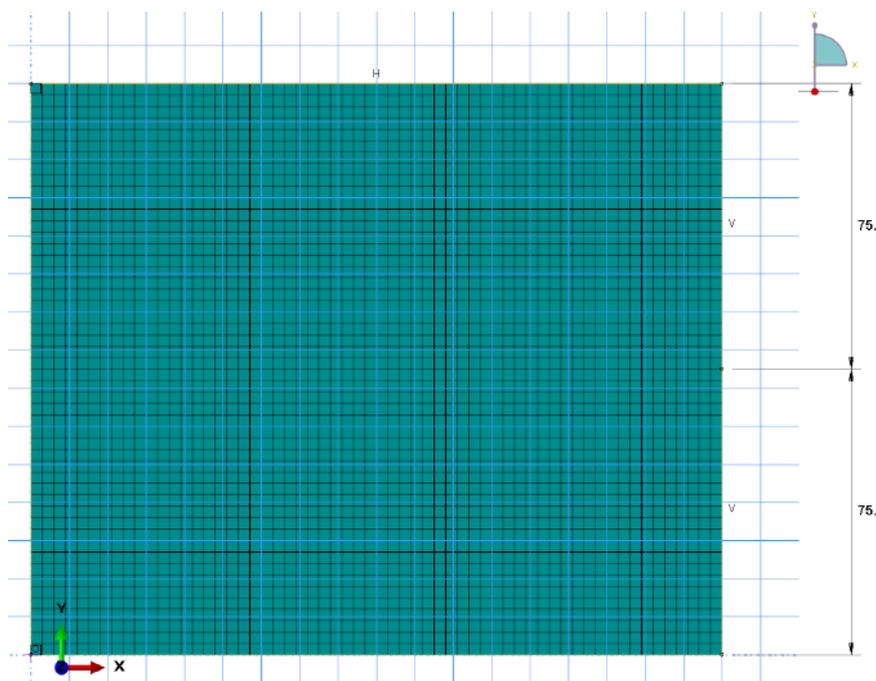


Рисунок 3.24 – Общий вид исходной конечно-элементной сетки пластины

На рисунке 3.25 продемонстрированы ключевые компоненты НДС состояния пластины после реализации вышеупомянутого нагружения: напряжения Мизеса, осевые напряжения по осями X и Y.

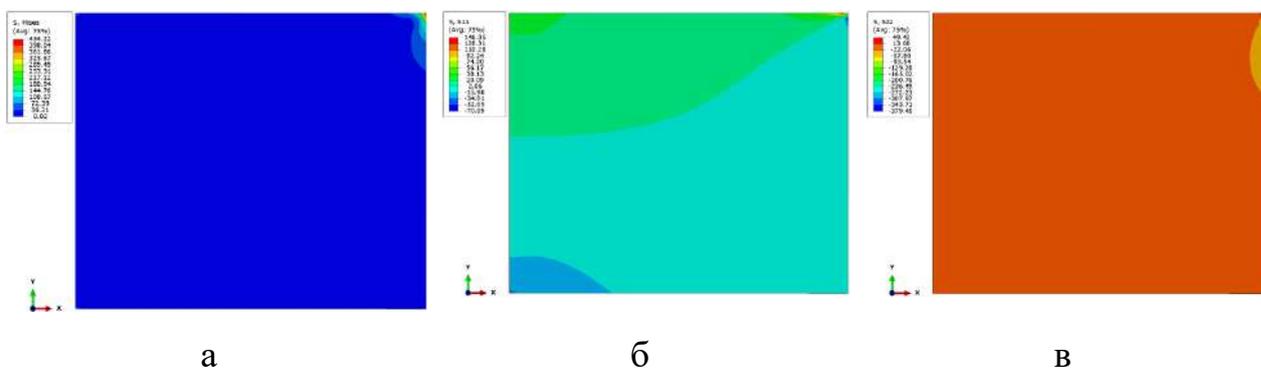


Рисунок 3.25– Распределение напряжений Мизеса (а), осевых напряжений по осями X (б) и Y (в)

Далее в качестве параметров оптимизации (рисунок 3.26) выбирались параметры Strain Energy и Volume, а целевой функцией (рисунок 3.27) являлась минимизация энергии деформации при снижении объема детали.

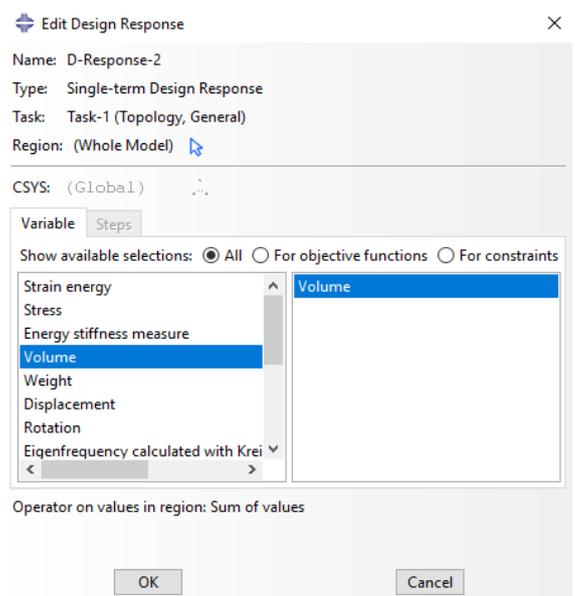
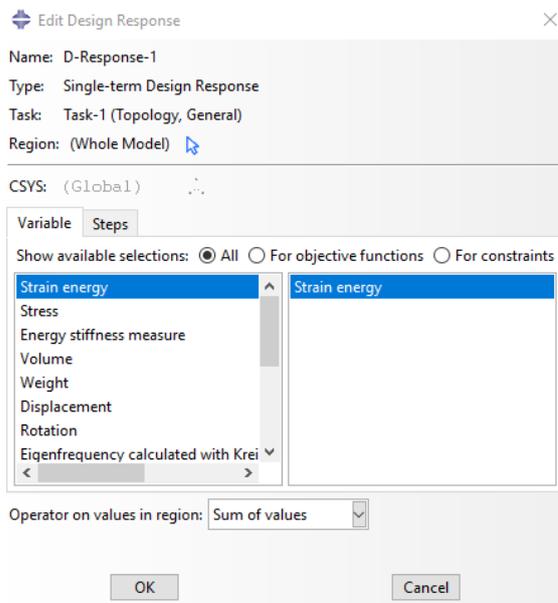


Рисунок 3.26 – Окно выбора оптимизируемых параметров

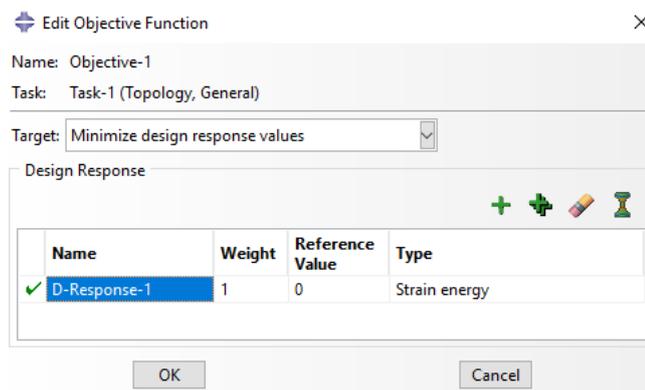
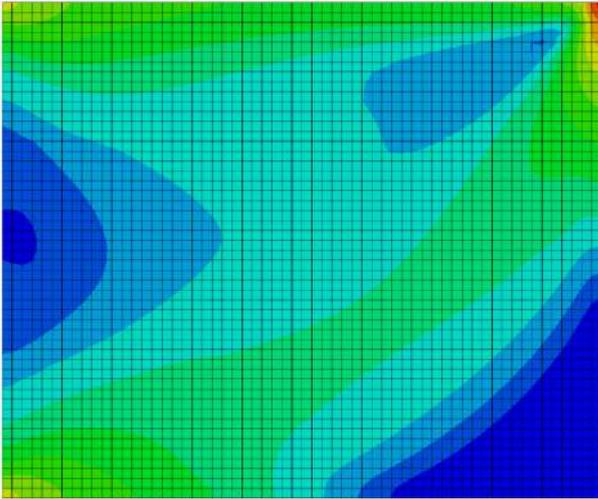
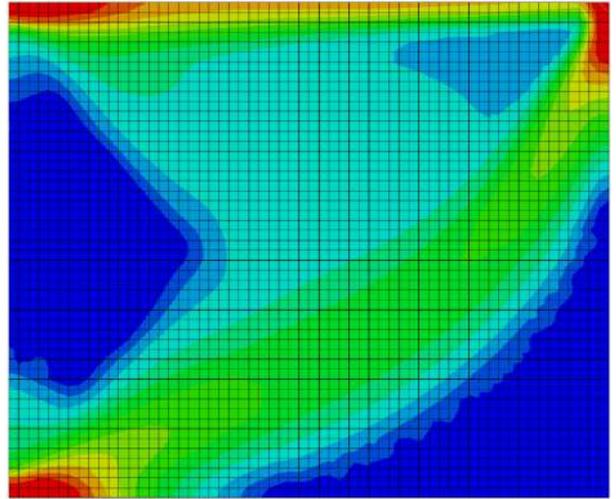


Рисунок 3.27 – Параметры оптимизации целевой функции

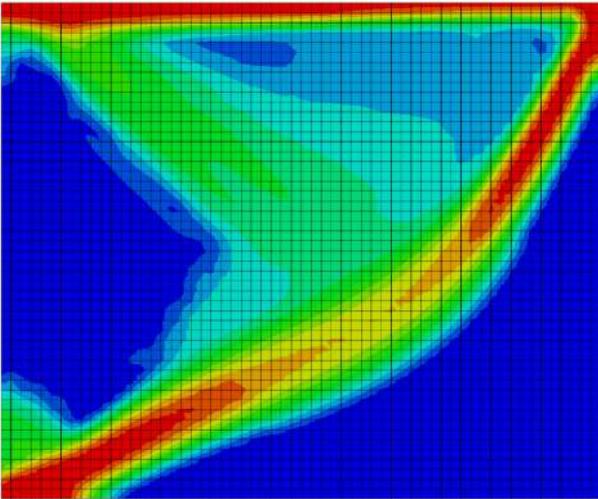
На изображениях ниже (рисунок 3.28) представлена эволюция оптимизируемой детали через определенное число циклов оптимизации.



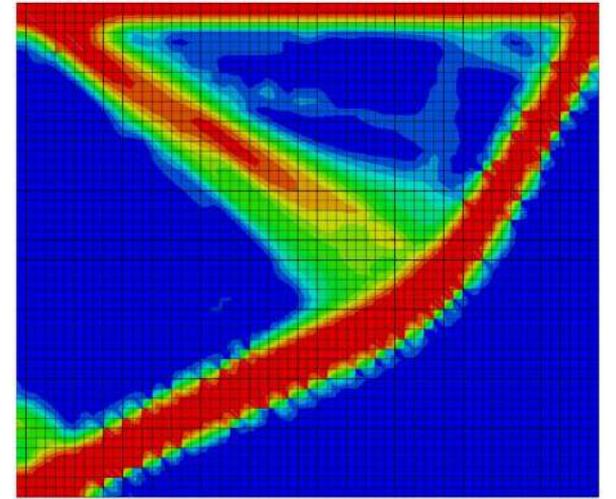
После 5 циклов



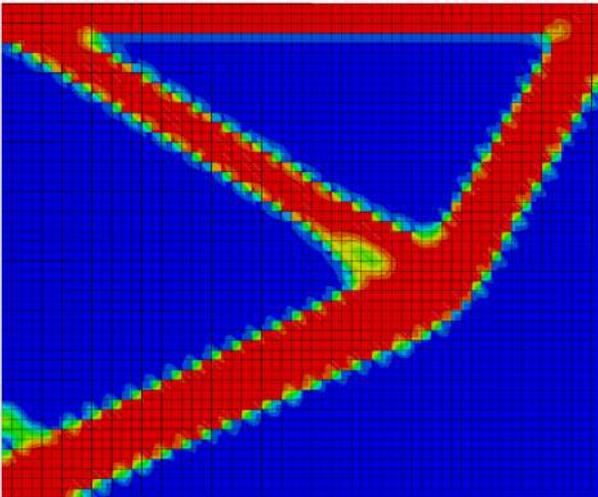
После 15 циклов



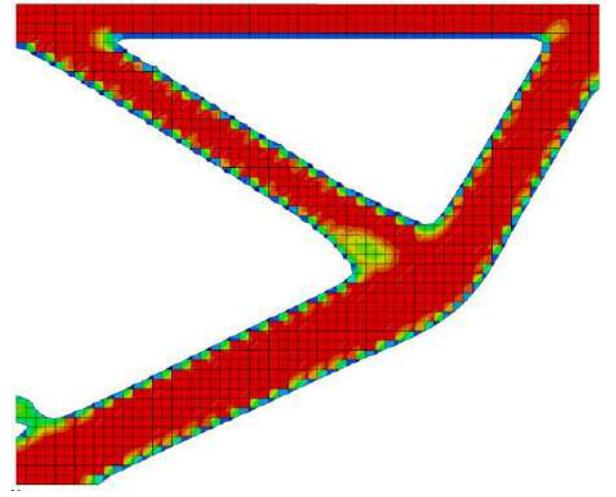
После 25 циклов



После 35 циклов



После 45 циклов



Итог

Рисунок 3.28 – Эволюция геометрии детали в процессе оптимизации

Далее оптимизированная геометрия использовалась для макромодели, в которой левые концы детали фиксировались, а в место приложения силы из задачи оптимизации прикладывалась линейно растущая нагрузка от 500МПа (рисунок 3.29).

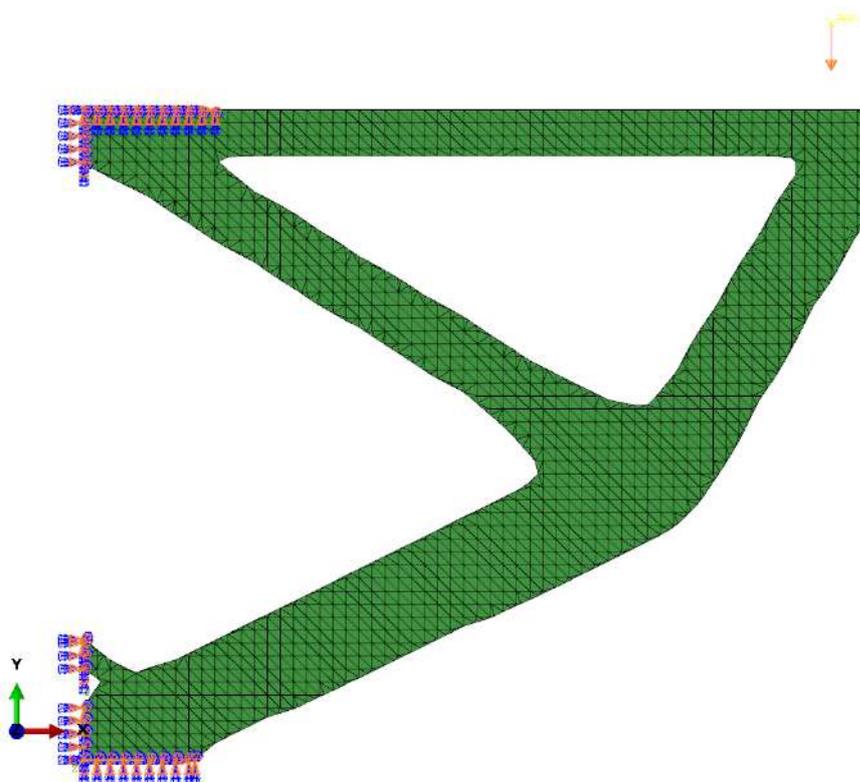


Рисунок 3.29 – Общий вид макромодели процесса нагружения оптимизированной детали

Макромоделирование осуществлялось для двух ранее обозначенных случаев: материал с TRIP-эффектом и без него. Анализ результатов на начальных этапах нагружения не выявил серьезных различий между моделями. Например, уровень напряжений Мизеса (рисунок 3.30) между моделями в одинаковый момент времени отличался менее чем на 4-5%, а распределение эквивалентных деформаций – на 3.5% (рисунок 3.31)

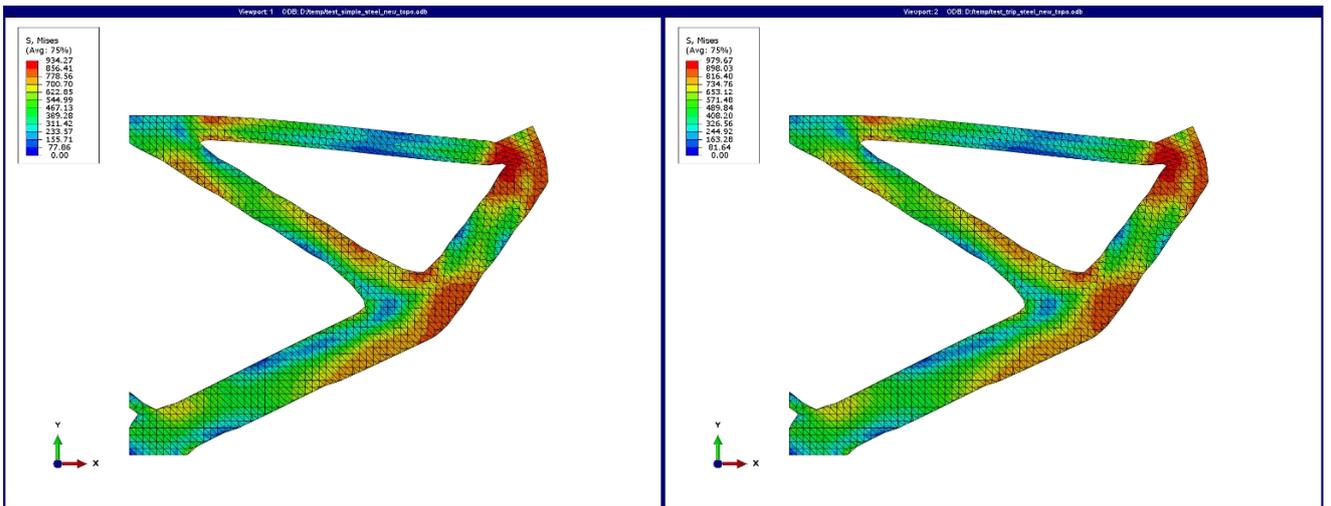


Рисунок 3.30 – Распределение напряжений Мизеса в детали без TRIP-эффекта (слева) и с TRIP-эффектом (справа)

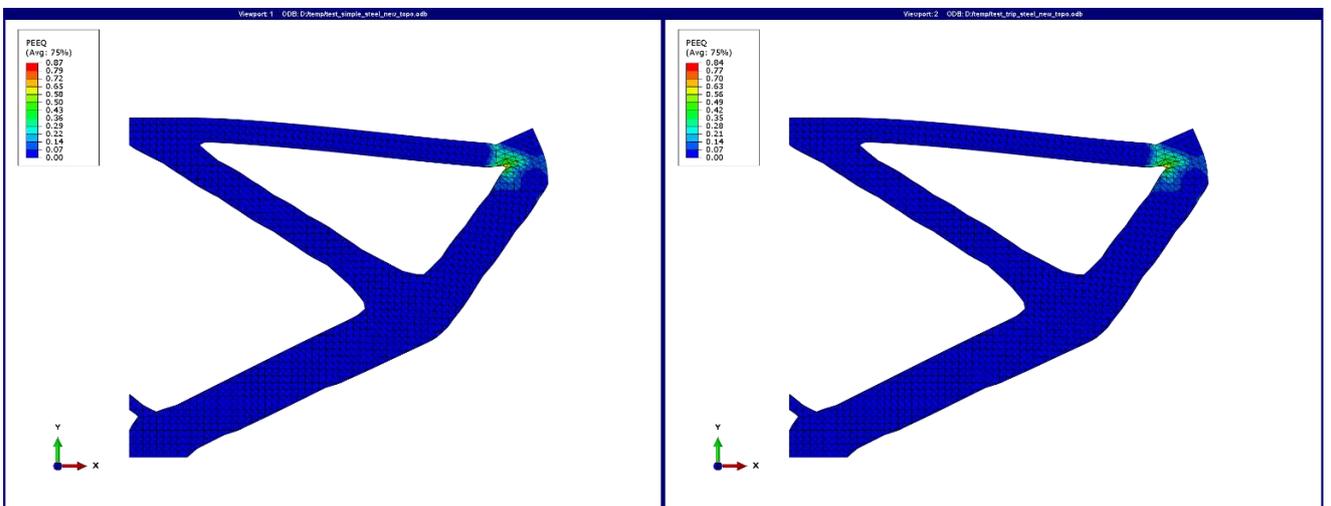


Рисунок 3.31 – Распределение эквивалентных деформаций в детали без TRIP-эффекта (слева) и с TRIP-эффектом (справа)

Однако при дальнейшем нагружении было установлено, что в детали из стали с TRIP-эффектом инициация разрушения наступила в 2.3 раза позже и сам характер разрушения был принципиально иным вследствие локального упрочнения детали в месте локализации деформации (рисунок 3.32). Следует отметить, что в заданных условиях деталь из стали с TRIP-эффектом сохранила работоспособность и избежала полного разрушения, тем самым адаптировавшись к экстремальной нагрузке.

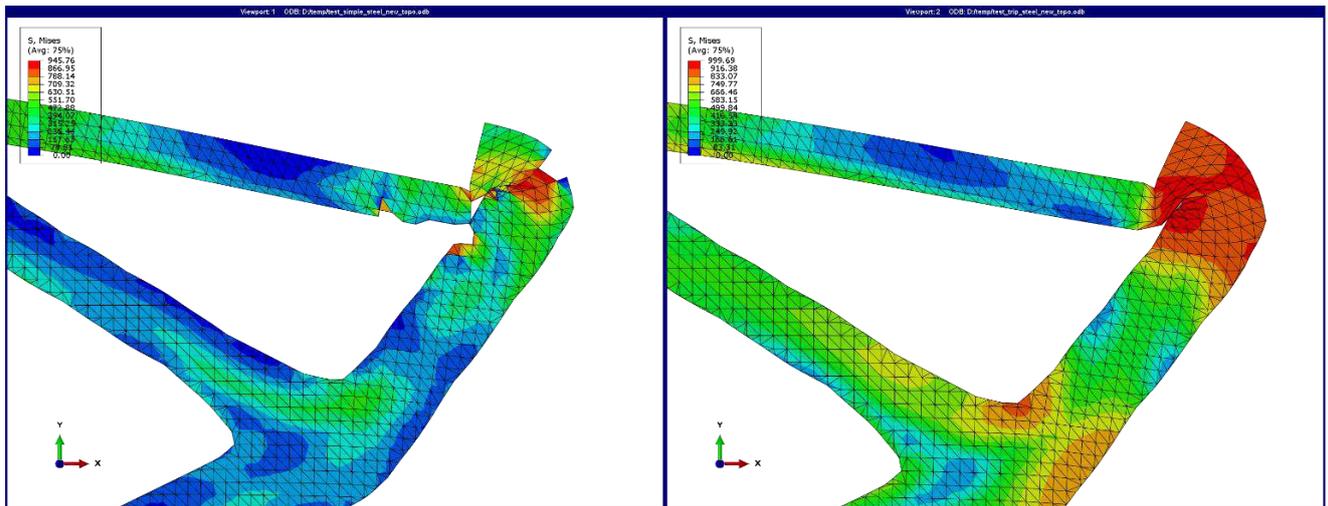
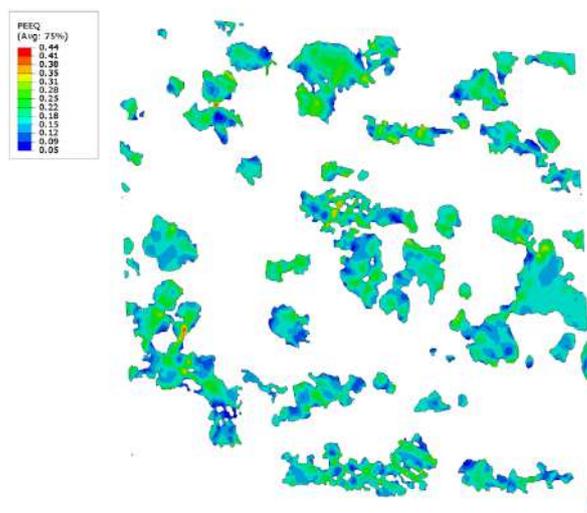
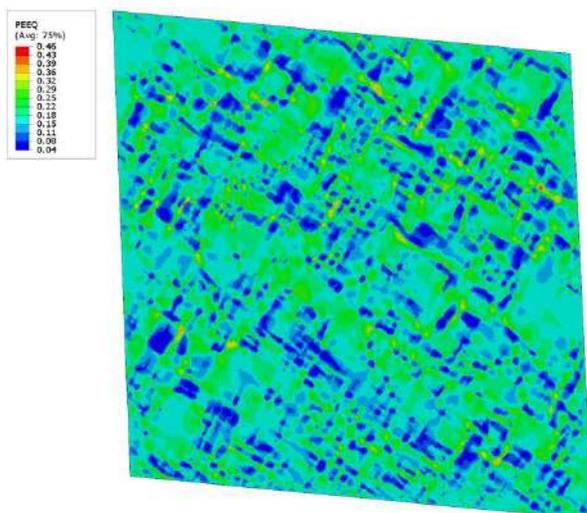


Рисунок 3.32 – Итоговое состояние детали без TRIP-эффекта (слева) и с TRIP-эффектом (справа)

Далее было проведено микро моделирование в области инициации разрушения. Анализ результатов показал (рисунок 3.33), что в момент начала разрушения детали из стали без TRIP-эффекта на микроуровне детали, изготовленной из стали с TRIP-эффектом, остаточный аустенит начинает интенсивно деформироваться, а значит, трансформироваться в более прочный мартенсит. Это в свою очередь, приводит к задержке момента разрушения и изменению его характера.



Полный репрезентативный объем-
ный элемент микроструктуры

Зерна остаточного аустенита

Рисунок 3.33 – Распределение эквивалентных деформаций на микроуровне
TRIP-стали

3.2.2 Трехмерное компьютерное моделирование разрушения углового держателя с оптимизированной топологией

В данном разделе осуществлялось компьютерное моделирование процесса экстремального нагружения углового держателя с оптимизированной топографией. В отличие от предыдущего раздела деформируемая модель была трехмерной (рисунок 3.34).

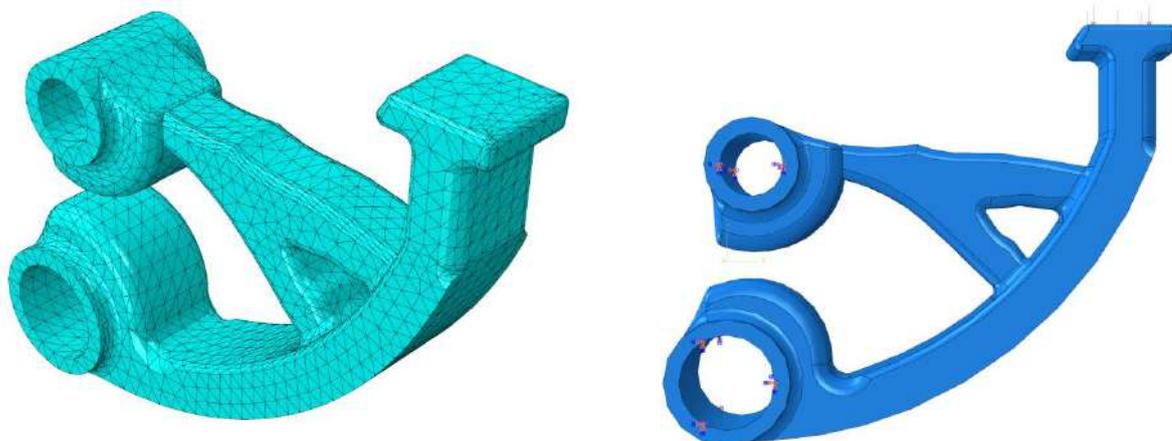


Рисунок 3.34 – Конечно-элементная модель углового держателя (слева) и
граничные условия моделирования (справа)

Исследуемый держатель был зафиксирован за боковые отверстия и нагружался посредством линейно растущего давления на площадку справа.

Анализ результатов моделирования (рисунок 3.35) показал, что при создании перегрузки на упор справа разрушение в детали из стали без TRIP-эффекта происходит практически сразу и с полным отделением элемента от зафиксированного крепежа. В этот же момент в детали из стали с TRIP-эффектом начинает реализовываться одна из главных особенностей данного класса метастабильных сталей – высокое значение равномерного удлинения. Таким образом, нагрузка перераспределяется в месте локализации деформации и разрушение в данном очаге происходит в 1.45 раз позже, чем в аналогичной детали без этой феноменологической особенности материала.

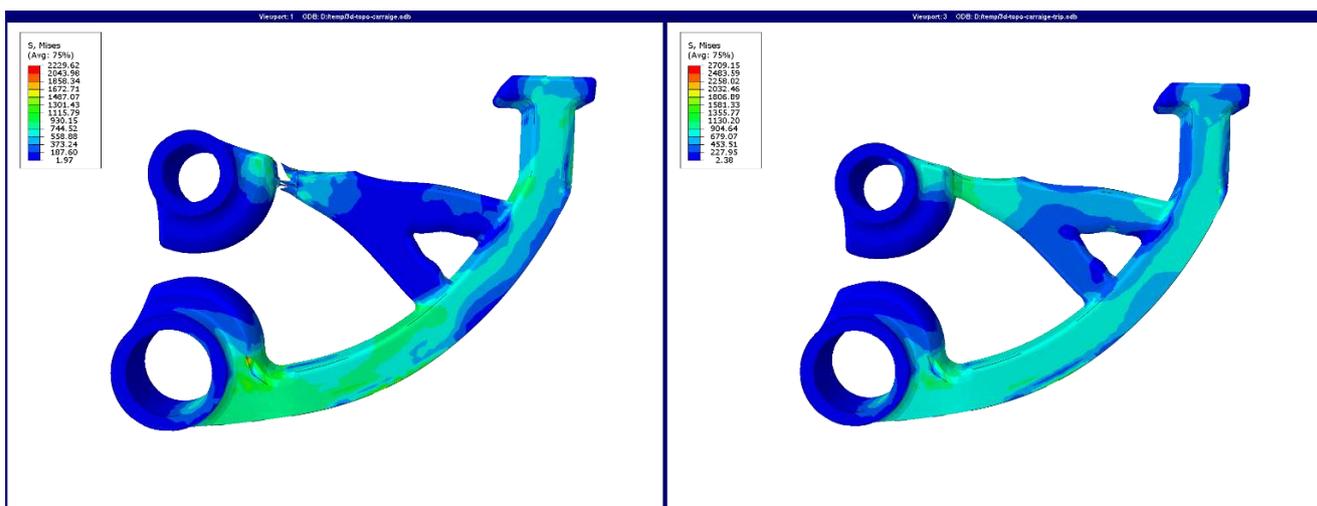


Рисунок 3.35 – Сравнительный анализ разрушения углового держателя с оптимизированной топологией из стали без TRIP-эффекта (слева) и стали с TRIP-эффектом (справа)

Также следует отметить характер дальнейшего разрушения детали (рисунок 3.36). Даже после наступления момента разрушения верхнего соединения угловой держатель из стали с TRIP-эффектом не разрушился в нижнем соединении. При этом деталь из стали без TRIP-эффекта также разрушилась снизу с полным отделением от места крепления.

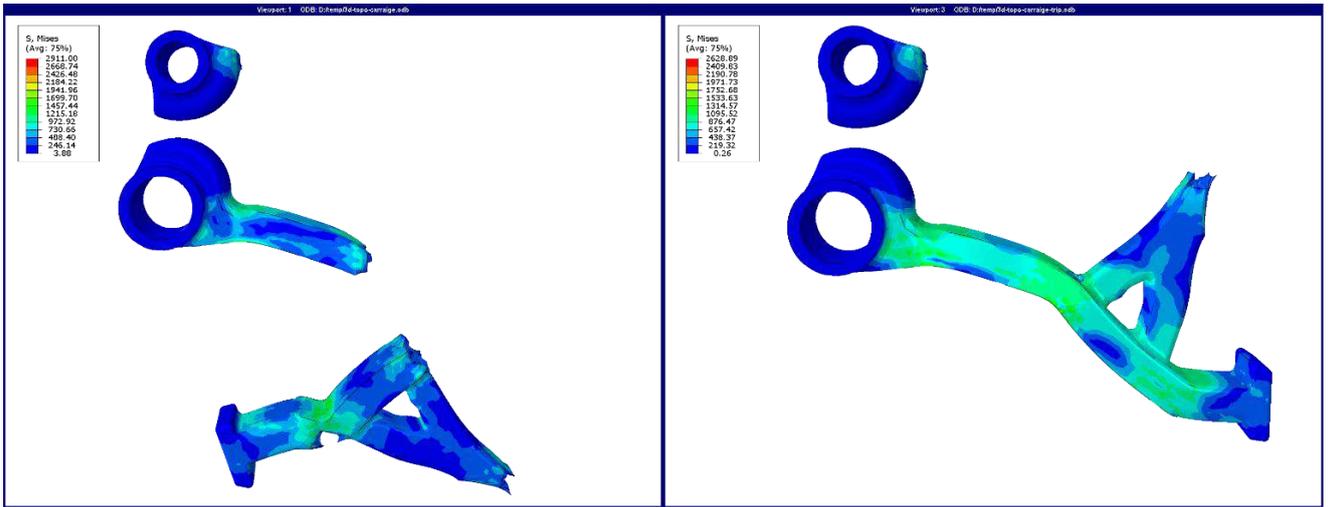


Рисунок 3.36 – Сравнительный анализ развития разрушения углового держателя с оптимизированной топологией из стали без TRIP-эффекта (слева) и стали с TRIP-эффектом (справа)

3.3 Мультимасштабное моделирование процесса интенсивного абразивного износа поверхности деталей

В представляемом разделе производилось компьютерное моделирование процесса абразивного износа, в ходе которого абсолютно жесткая частица абразивного материала на высокой скорости проходила вдоль условной поверхности детали, изготовленной из сталей с TRIP-эффектом и без него (рисунок 3.37).

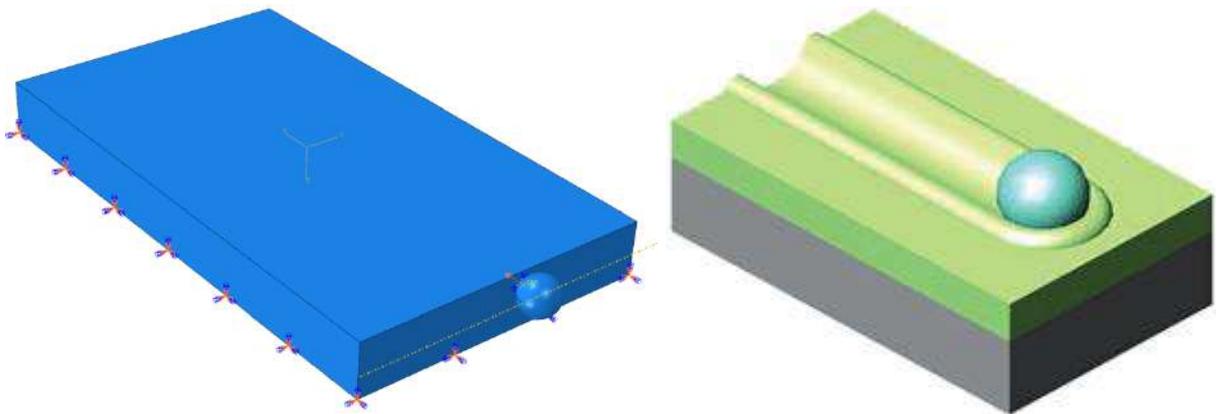


Рисунок 3.37 – Общий вид модели абразивного износа поверхности детали

Анализ результатов моделирования (рисунок 3.38) показал, что элемент абразива на высокой скорости полностью отрывает частицы на своей траектории в случае поверхности без реализации TRIP-эффекта. В случае модели с TRIP-эффектом отрыв частиц металла с поверхности максимально задерживается.

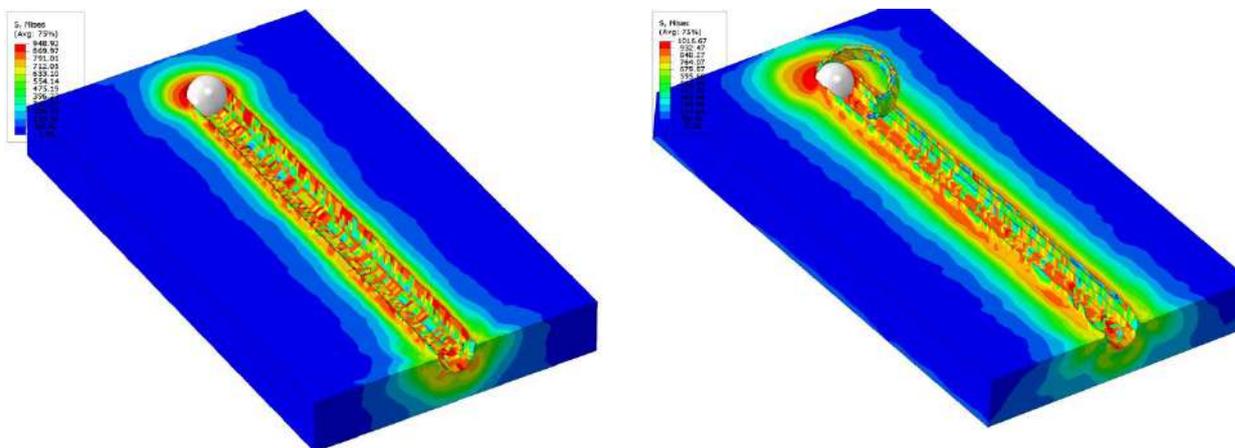


Рисунок 3.38 – Поведение поверхности в условиях интенсивного износа детали из стали без TRIP-эффекта (слева) и стали с TRIP-эффектом (справа)

При этом сталь с TRIP-эффектом более равномерно распределила ударную нагрузку, чем рядовая сталь. Анализ эквивалентных деформаций (рисунок 3.39) продемонстрировал, что в зоне контакта абразива с поверхностью TRIP-стали произошло скачкообразное упрочнение практически в 1.5 раза больше, чем в рядовой стали. Это позволяет сделать вывод, при последующем попадании следующей частицы в данную область (при прочих равных условиях) отрыва частиц металла с поверхности наблюдаться не будет.

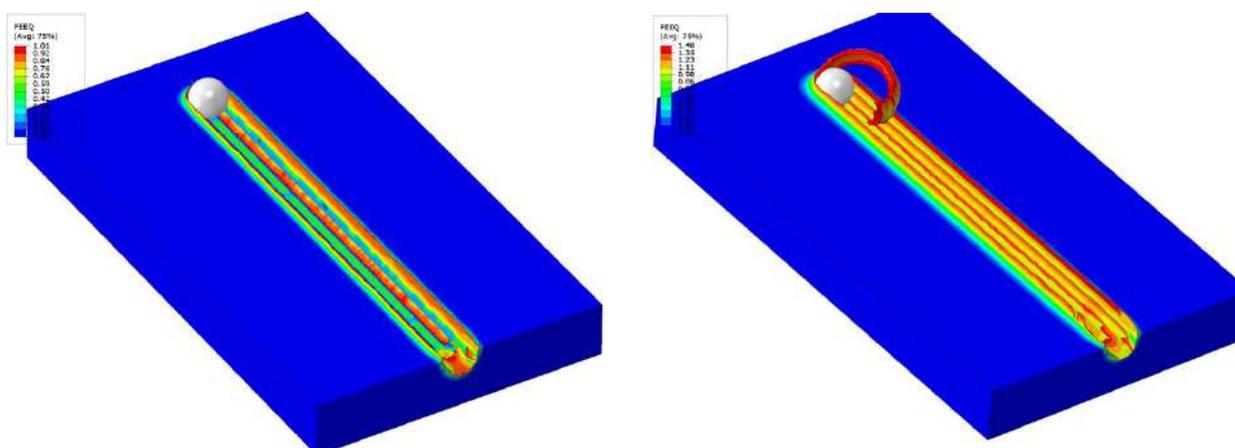


Рисунок 3.39 – Распределение эквивалентных деформаций в поверхности в условиях интенсивного износа детали из стали без TRIP-эффекта (слева) и стали с TRIP-эффектом (справа)

Микромодель репрезентативного объема микроструктуры стали с TRIP-эффектом продемонстрировала НДС на микроуровне в области металла на пути следования абразивной частицы (рисунок 3.40).

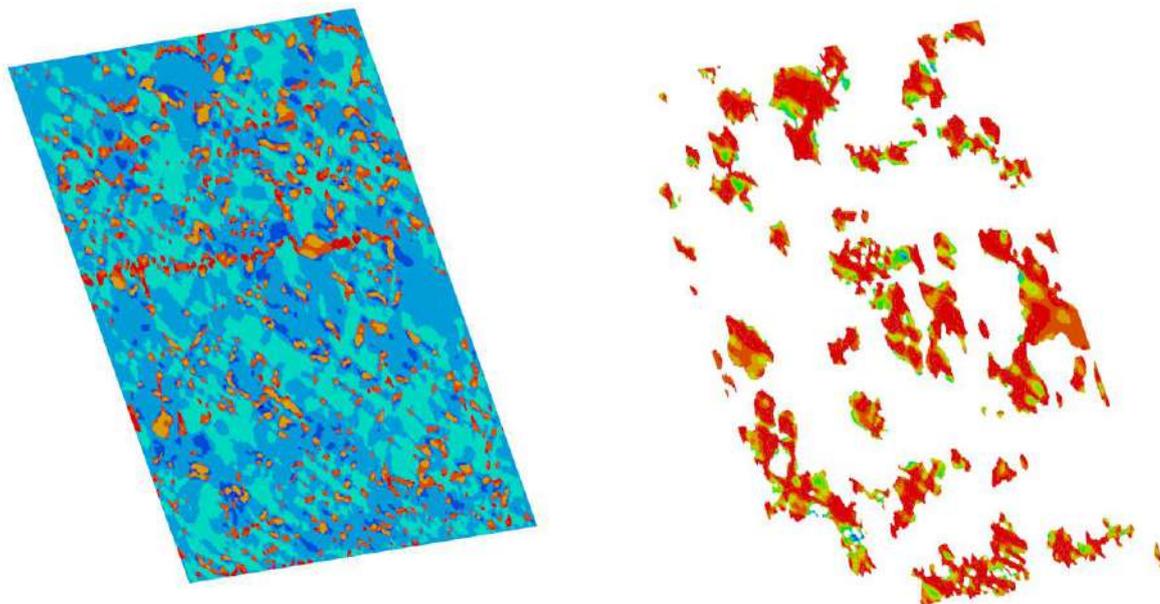


Рисунок 3.40 – Напряженно-деформированное состояние на микроуровне стали с TRIP-эффектом (слева) и распределение деформаций в остаточном аустените (справа)

Установлено, что за минимальный отрезок времени до прохождения частицы через участок поверхности в ней происходит трансформация 17% (из исходных 22%) остаточного аустенита в прочный мартенсит, вследствие чего и происходит описанный выше макроэффект.

3.4 Моделирование высокоскоростного разрушения защитной оболочки сферическим телом

Учитывая свойства сталей с TRIP-эффектом и современные возможности 3D-печати в отношении обеспечения точности размеров изготавливаемой

детали, можно сделать вывод о перспективности производства из данного вида материалов различного рода защитных оболочек (т.н. core-shell компоненты), стальных патрубков и других конструктивных элементов ответственного назначения, широко используемых в том числе и в авиакосмической индустрии. По этой причине в данном разделе проводилось моделирование пробития абсолютно жестким сферическим элементом со скоростью 10м/с и диаметром 30мм металлической трубки с внешним диаметром 60мм и внутренним диаметром 50мм (рисунок 3.41).

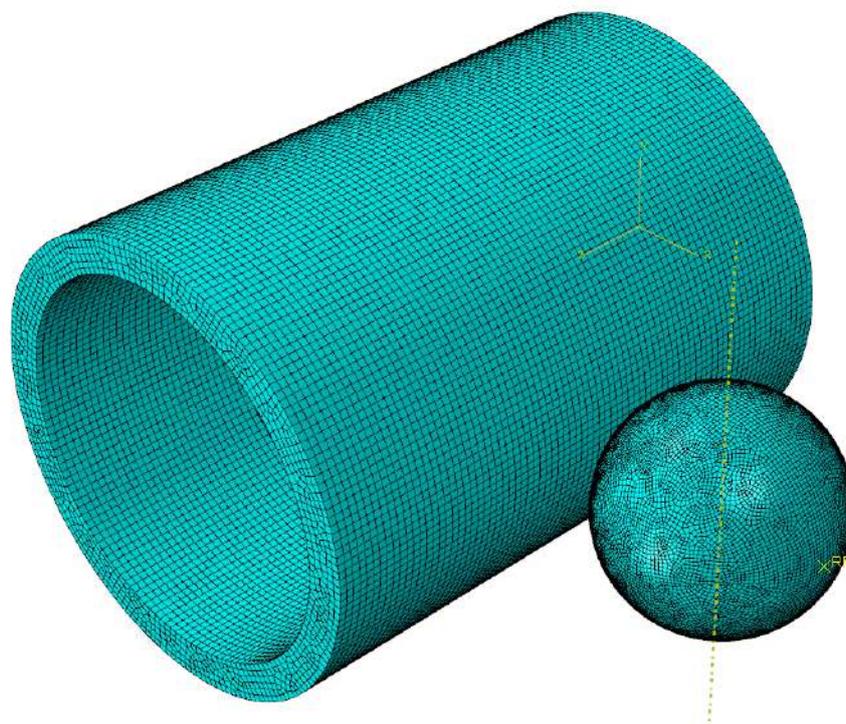


Рисунок 3.41 – Общий вид модели разрушения защитной оболочки сферическим телом

При этом в данном разделе сравнение производилось не только между деталями из сталей с TRIP-эффектом и без него, но и также с авиационным алюминием, который традиционно может применяться для данного вида изделий.

Анализ результатов моделирования показал, что в обозначенных в модели условиях алюминиевая оболочка и оболочка из стали без TRIP-эффекта полностью разрушаются и серьезно изменяют свою форму. Однако цилин-

дрическая оболочка из стали с TRIP-эффектом не только полностью остано-
вила сферическое тело, но и сделала это только на начальной стадии зарож-
дения трещины, т.е. без полного разрушения и отрыва частиц внутри трубки
(рисунок 3.42).

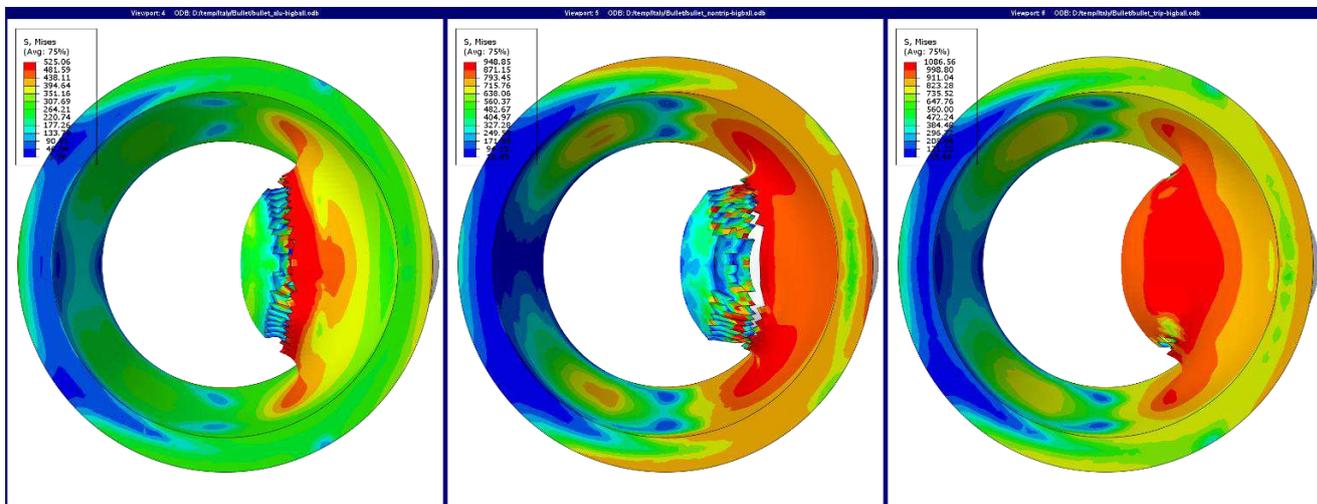


Рисунок 3.42 - Разрушения защитной оболочки из алюминия (слева), стали без TRIP-эффекта (центр), стали с TRIP-эффектом (справа)

3.5 Компьютерное моделирование ударной нагрузки на тяговый элемент шасси типовой конструкции

Типовая конструкция авиационного шасси содержит великое множество различного рода тяговых элементов, балансиров и т.д. При этом в особо критических случаях данные тяги могут получать в ходе эксплуатации ударные и импульсные нагрузки. В данном разделе проводилось компьютерное моделирование типовой тяги, соединяющей две абсолютно жесткие оси и получавшей в модели боковой удар на скорости 5 км/ч цилиндрическим телом (рисунок 3.43).

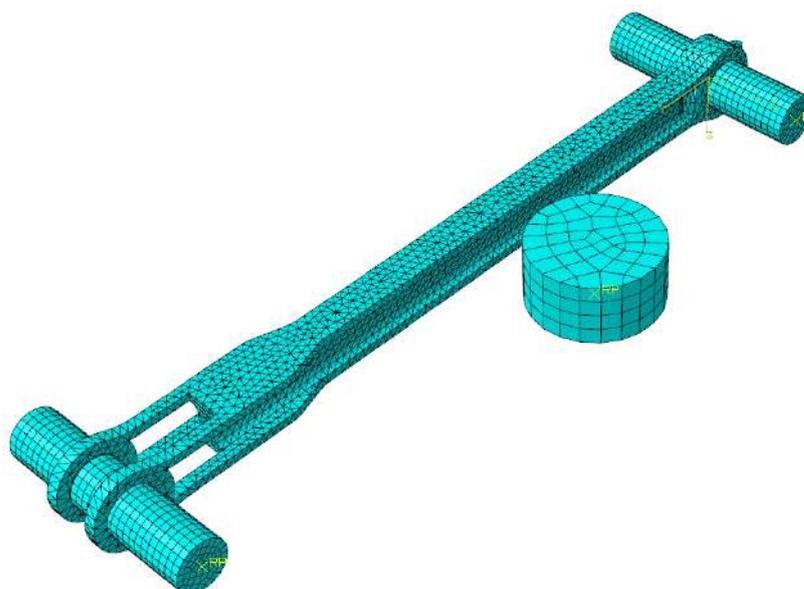
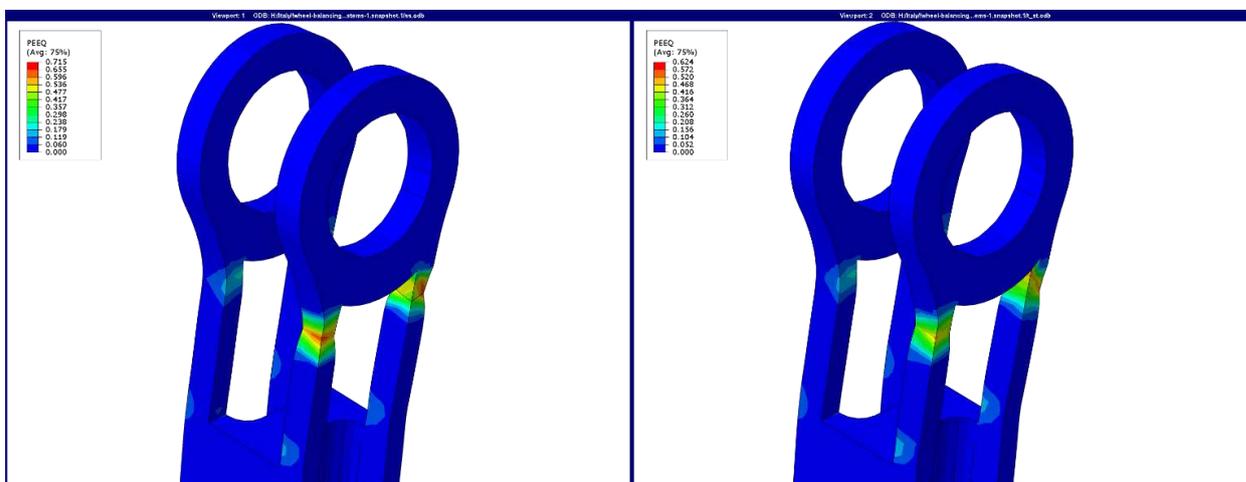
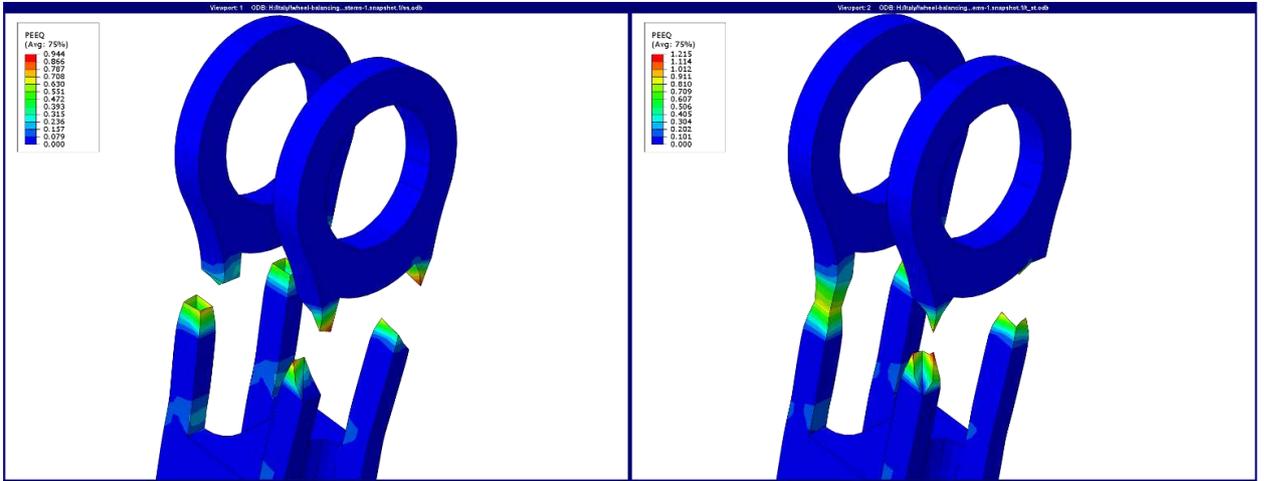
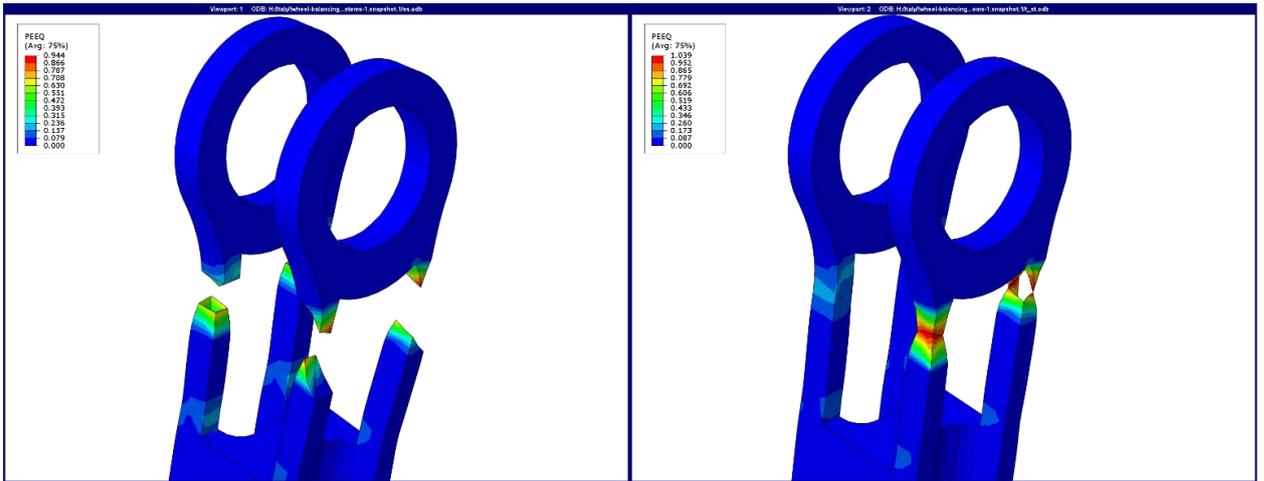
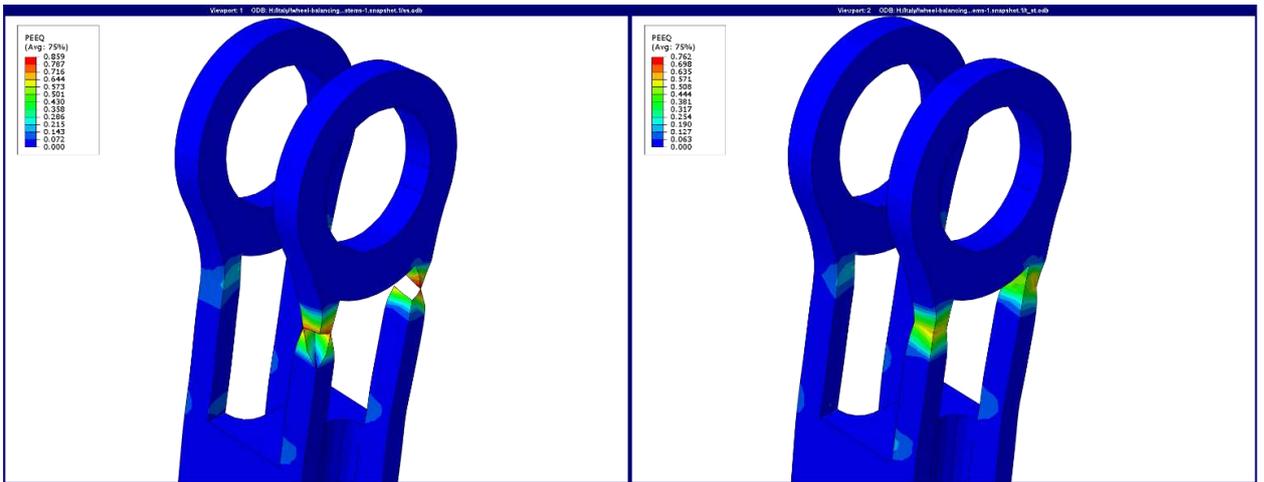


Рисунок 3.43 – Общий вид модели ударной нагрузки на тяговый элемент шасси типовой конструкции

В ходе анализов результатов отдельный интерес вызвала динамика и характер поведения наиболее подверженного разрушению места тягового элемента – четырехточечного соединения (рисунок 3.44).





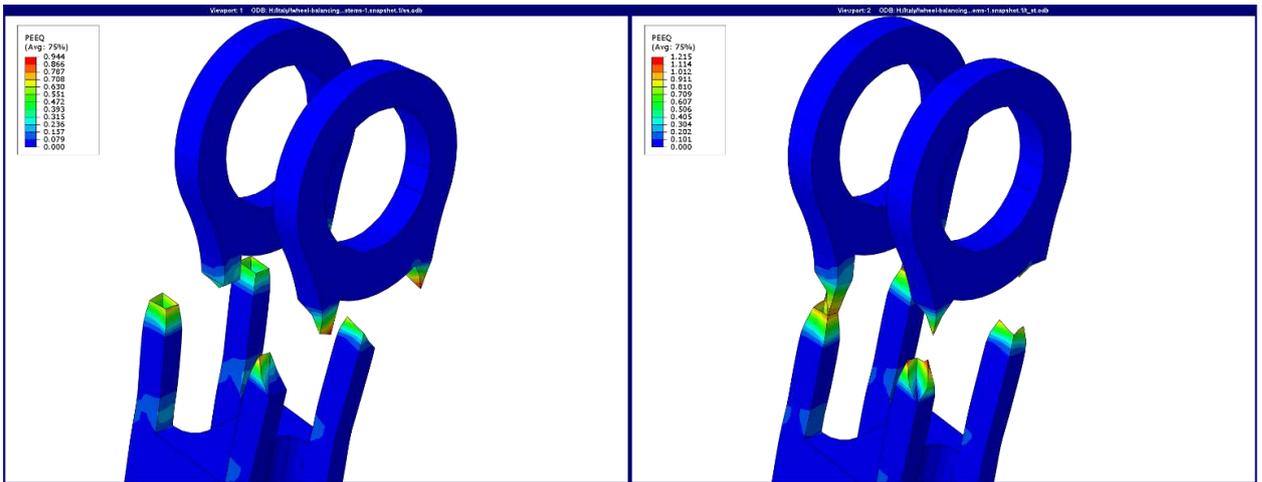


Рисунок 3.44 – Динамика разрушения четырехточечного соединения тягового элемента, изготовленного из стали без TRIP-эффекта (слева) и стали с TRIP-эффектом (справа)

Полное отделение тягового элемента от своего крепления в случае со сталью с TRIP-эффектом наступает в 1.47 раз позже, чем для случая стали без него.

Ранее проведенное моделирование процессов нагружения конструктивных элементов с оптимизированной топологией уже продемонстрировало способность деталей из метастабильных сталей перераспределять энергию деформации между своими элементами. В данном случае реализация TRIP-эффекта позволила не просто замедлить полное разрушение детали, но и изменить характер этого разрушения. Из приведенных результатов видно, что разрушение детали из обычной стали наступает в соседних креплениях практически одновременно и в последующем развивается скачкообразно, из-за чего деталь фактически сразу теряет свою функцию. В случае стали с TRIP-эффектом разрушение инициируется сначала только в одном креплении, затем – отложено в соседнем, а потом – также поочередно в двух других. Таким образом, в детали, изготовленной из стали с TRIP-эффектом, не только начало разрушения наступает позже, но и дальнейшее развитие этого разрушения идет по более благоприятному сценарию.

3.6 Конечно-элементное моделирование поглощения энергии удара коробочным блоком

Металлические краш-боксы активно используются в системах активной и пассивной безопасности автомобилей и призваны за счет программируемого сминания поглощать энергию удара передней части автомобиля. Однако для целей авиакосмической индустрии видится также перспективным вариант данного изделия, который при поглощении удара будет максимально абсорбировать кинетическую энергию, но сминаться минимально. При этом использование для этих целей аддитивных технологий может позволить получать краш-боксы любой сложной формы с ребрами жесткости и без многоэтапных технологий штамповки и сварки.

В ходе моделирования воссоздавалась геометрия типового коробочного блока (рисунок 3.45), который сминался между двух пластин, одна из которых была зафиксирована, а вторая имела скорость 50км/ч.

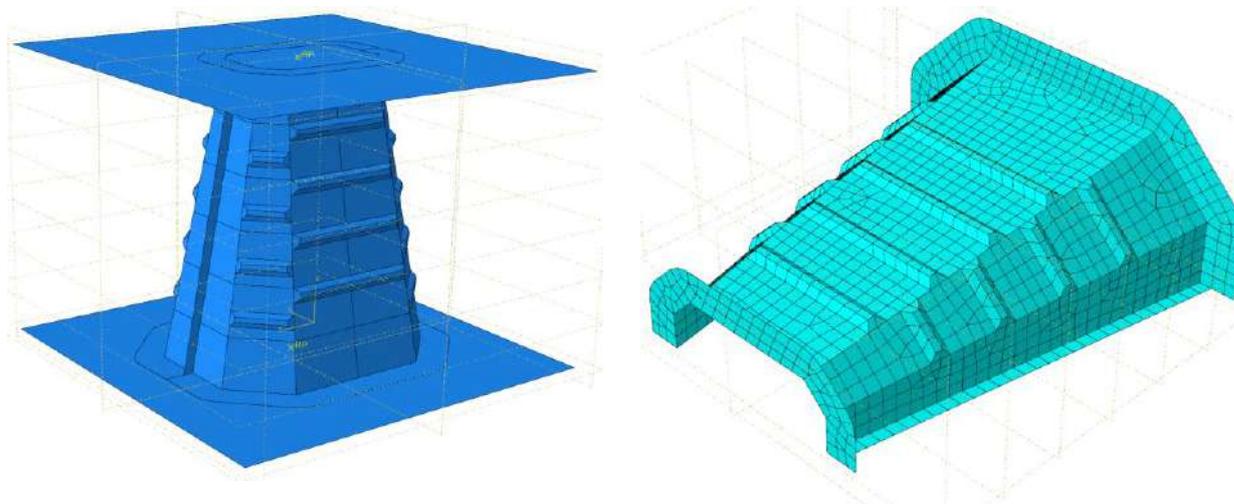


Рисунок 3.45 – Общий вид сминания краш-бокса

На рисунках 3.46-3.47 представлены результаты моделирования процесса сминания краш-боксов из стали без TRIP-эффекта и с TRIP-эффектом.

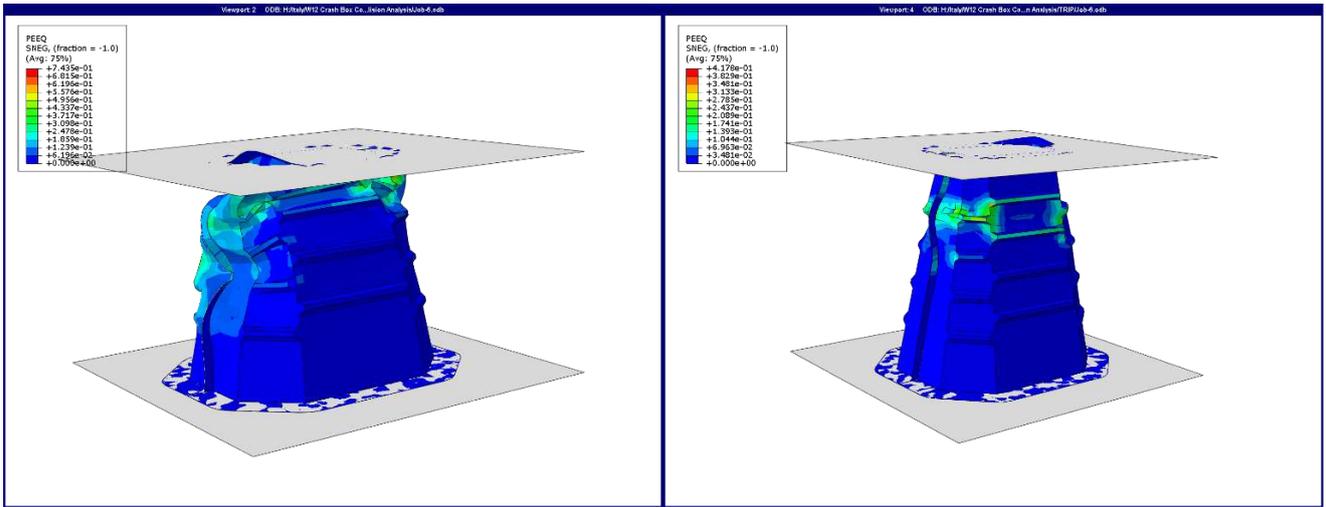


Рисунок 3.46 – Распределение эквивалентных деформаций в коробочных блоках из стали без TRIP-эффекта (слева) и с TRIP-эффектом (справа)

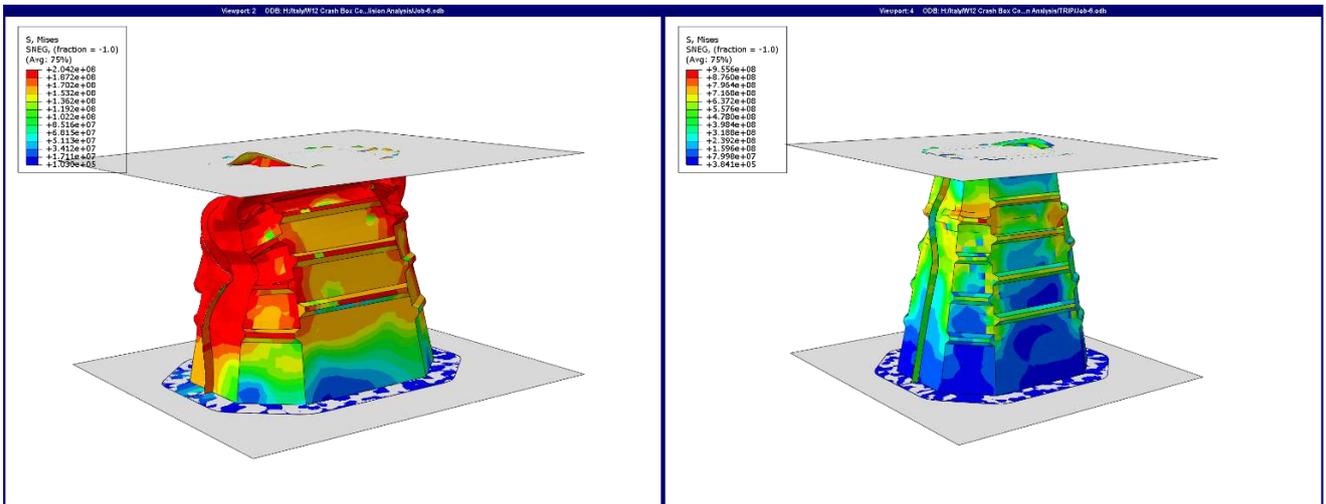


Рисунок 3.47 – Распределение напряжений Мизеса в коробочных блоках из стали без TRIP-эффекта (слева) и с TRIP-эффектом (справа)

TRIP-сталь за счет скачкообразной и локализованной пластической деформации позволила краш-боксу минимально искривиться, равномерно распределив напряжения по всей высоте (рисунок 3.48).

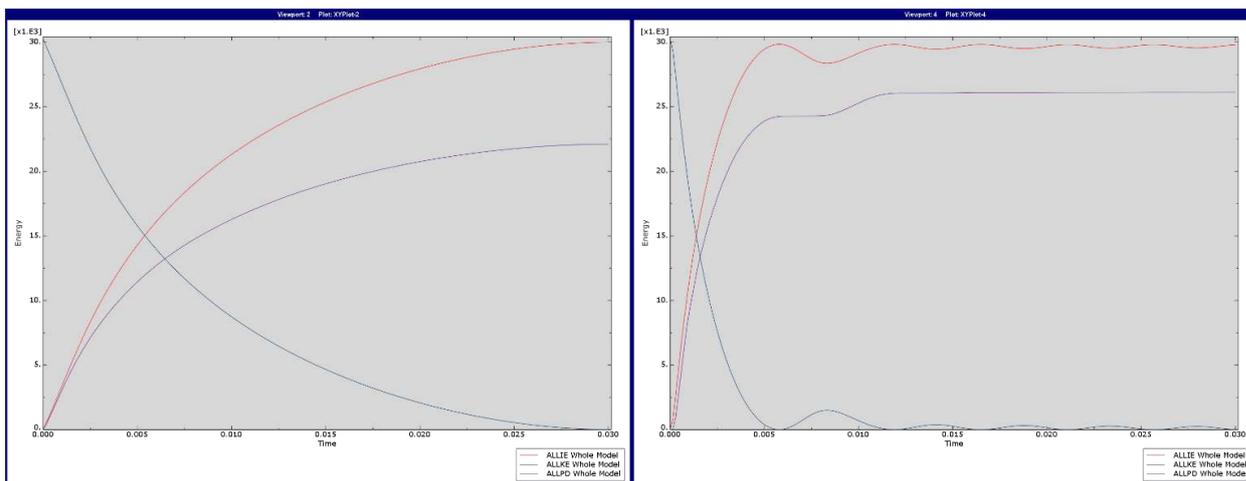


Рисунок 3.48 – Сравнение внутренней энергии (красный), кинетической энергии (синий) и пластической диссипации (сиреневый) в коробочных блоках из стали без TRIP-эффекта (слева) и с TRIP-эффектом (справа)

Анализ абсолютных показателей показал, что деталь из TRIP-стали практически моментально преобразует всю энергию удара во внутреннюю энергию. При этом итоговое значение диссипации энергии почти на четверть выше, чем в случае детали из стали без TRIP-эффекта.

3.7 Компьютерное исследование поведения крепежных элементов из стали с TRIP-эффектом

В данном разделе представлен комплекс моделей, демонстрирующих гибкий функциональный потенциал применения сталей с TRIP-эффектом для крепежных изделий, в т.ч. в аэрокосмической отрасли.

3.7.1 Моделирование разрушения крепежа из-за размыкания болтового соединения

Проводилось компьютерное моделирование двух упругих металлических пластин, одна из которых была жестко зафиксирована, а вторая смещалась вдоль первой. Обе пластины были соединены болтом типовой конструкции (рисунок 3.49).

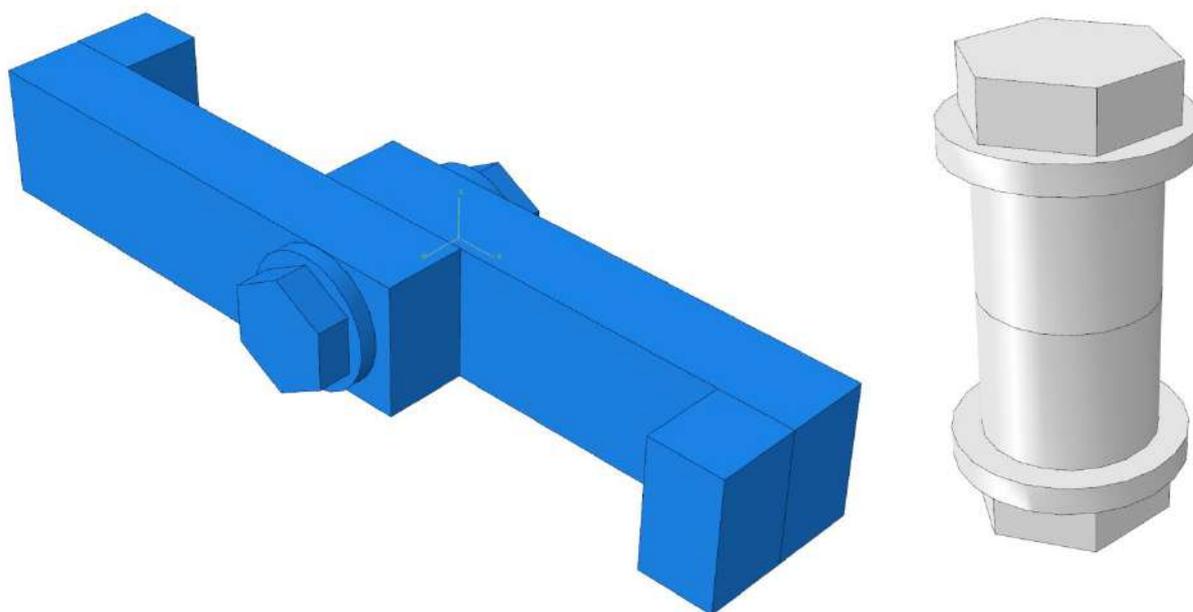
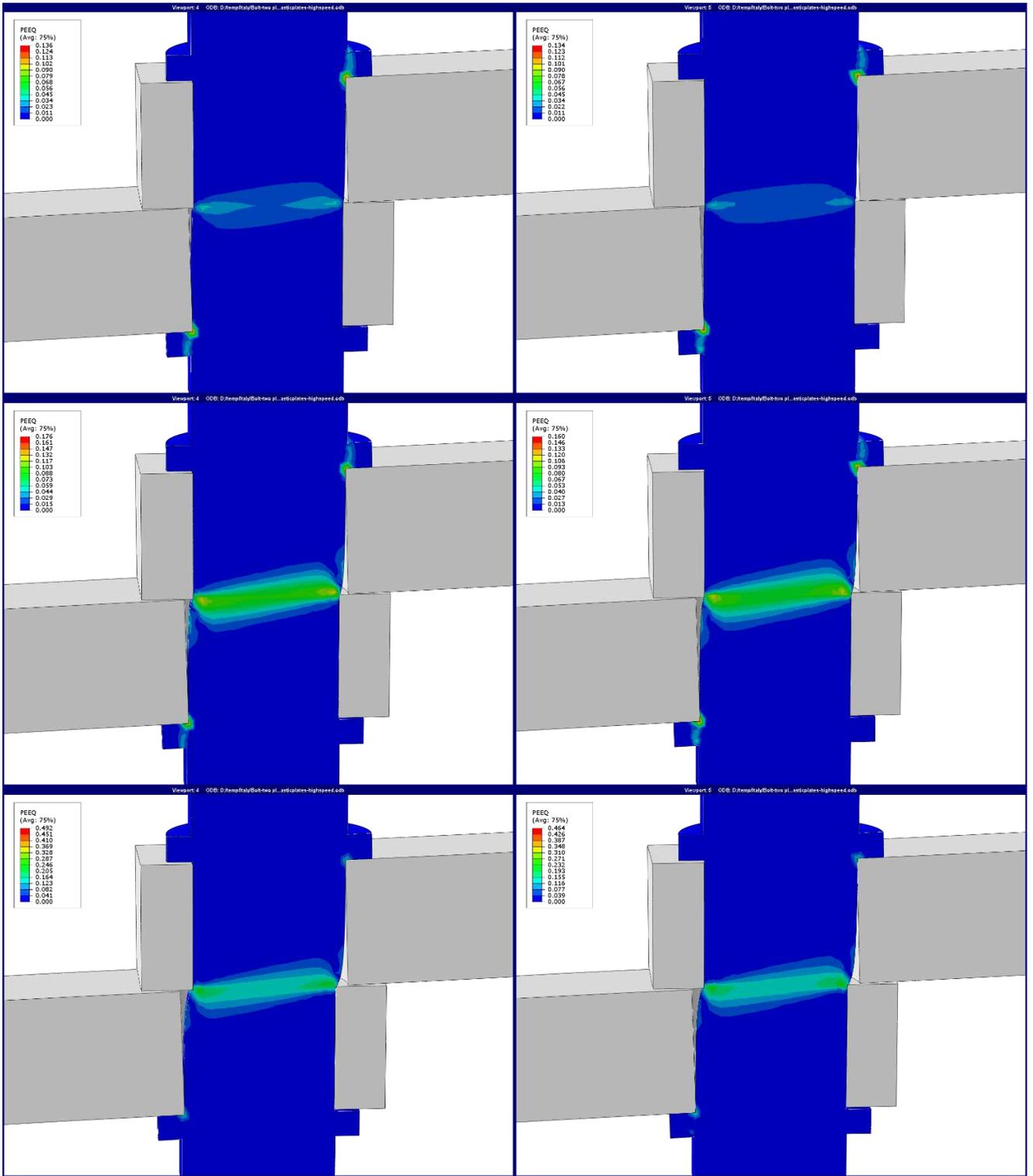
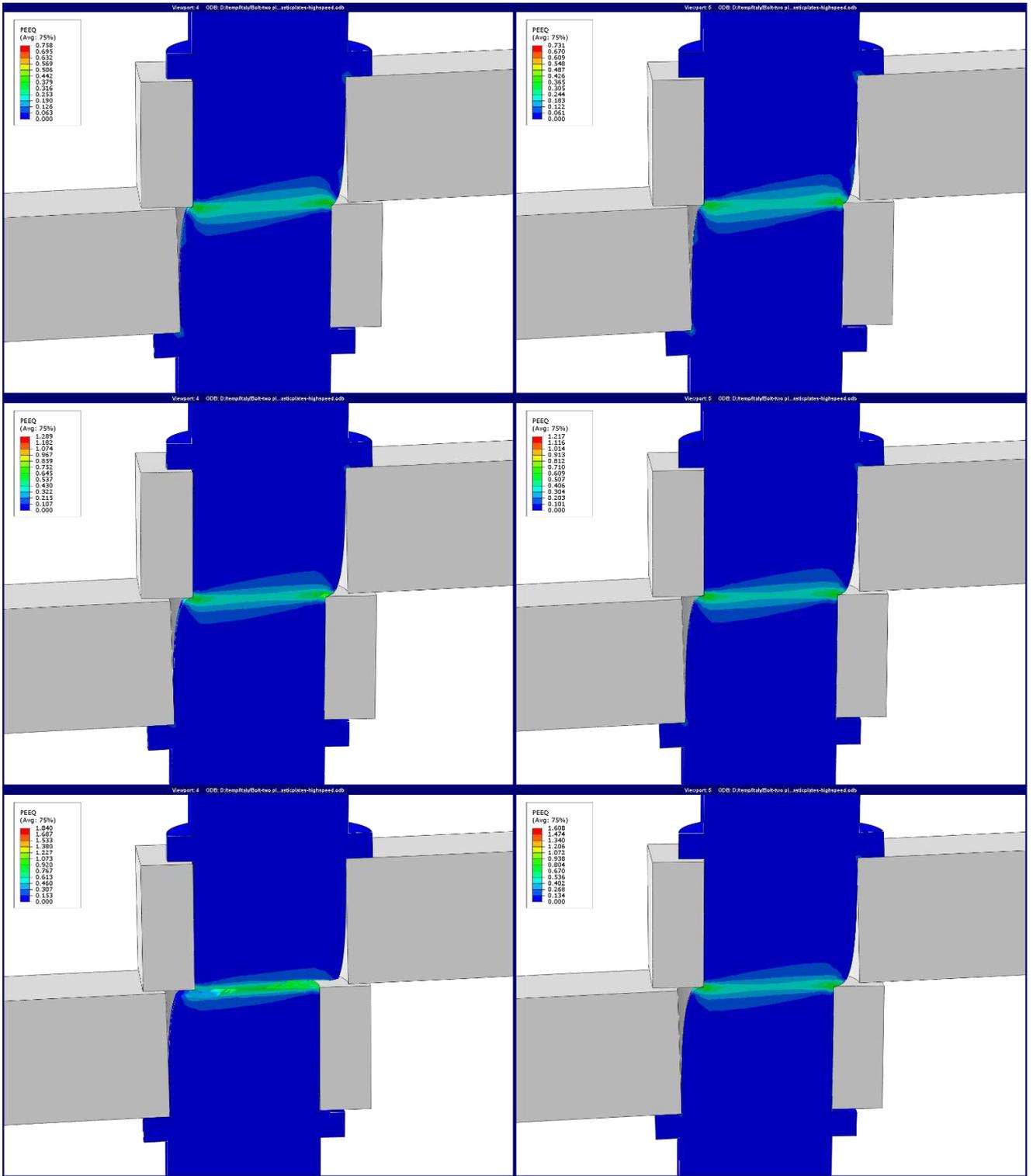
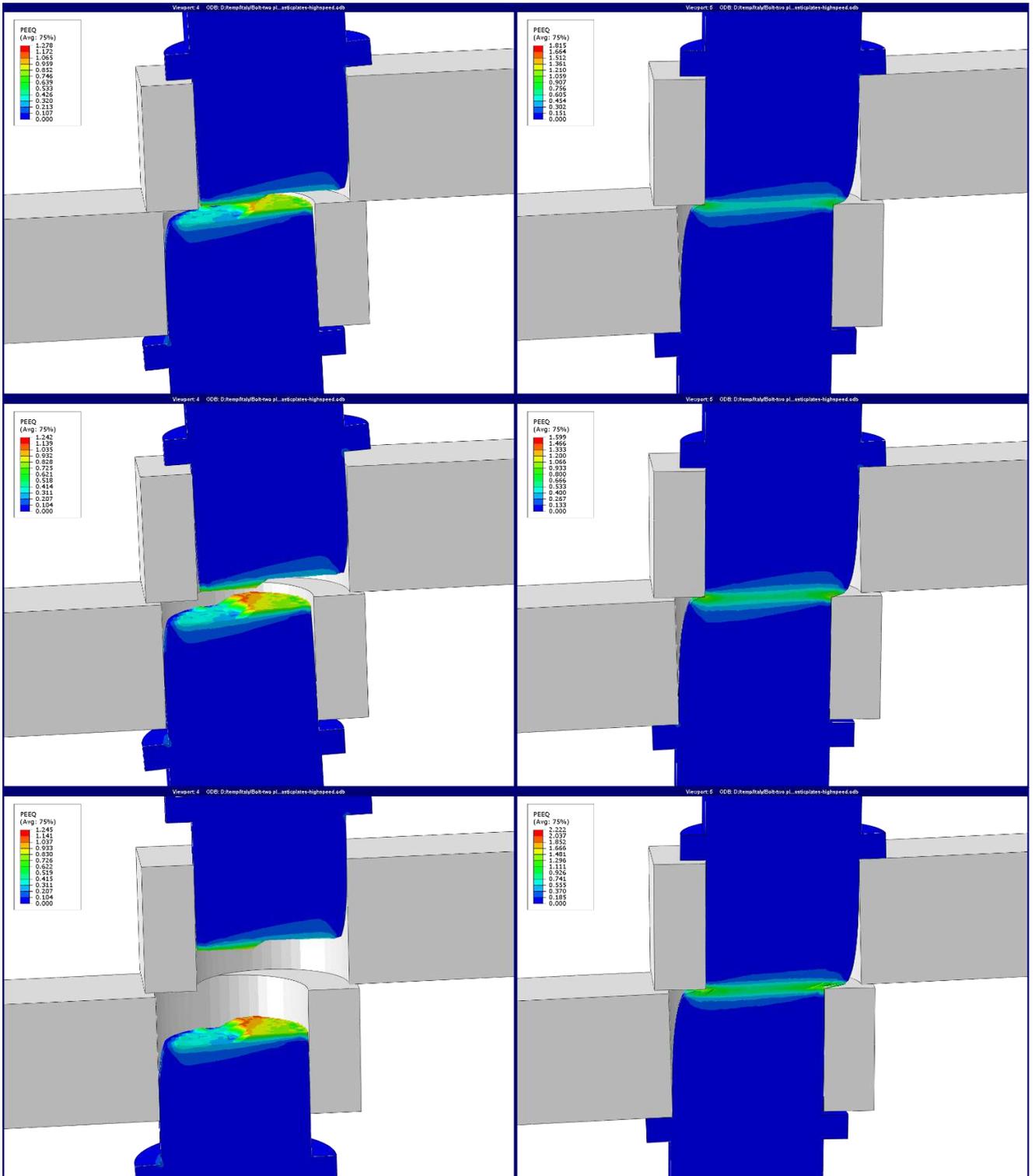


Рисунок 3.49 – Общий вид сборки (слева) и крепежного элемента (справа)

Анализ результатов моделирования (рисунок 3.50) не выявил серьезных различий в напряженно-деформированном состоянии болтов из обоих видов стали на начальных этапах смещения пластин. Однако впоследствии при инициации разрушения в болте, сделанном из стали без TRIP-эффекта, разрушение наступает фактически моментально. При этом болт из метастабильной стали продолжает локализовано упрочняться из-за реализации TRIP-эффекта. Также следует отметить тот факт, что даже после зарождения трещины болт из стали с TRIP-эффектом сразу не разрушается полностью, а некоторое время сохраняет соединение за счет динамически упрочняющегося остатка неразрушенного сечения.







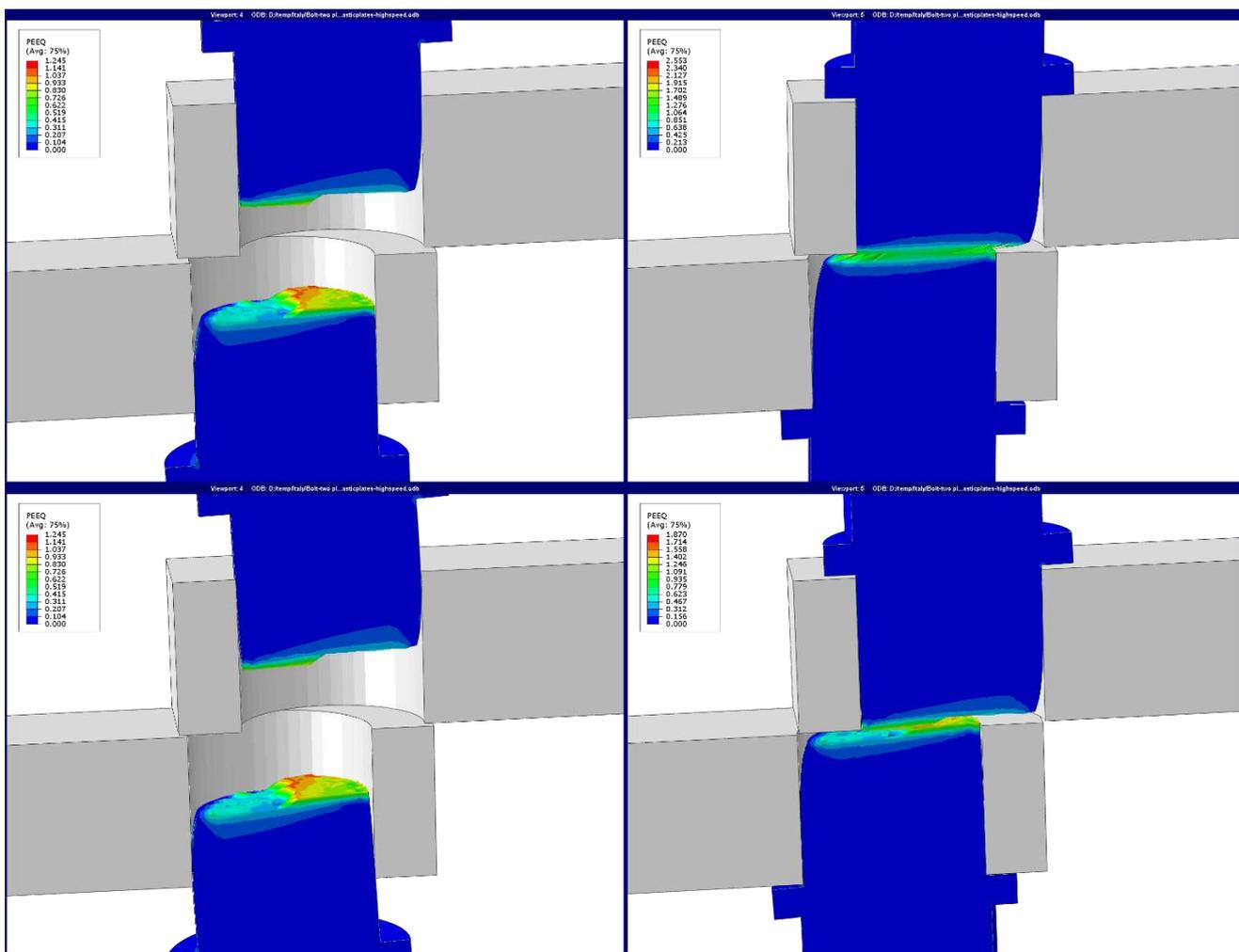


Рисунок 3.50 – Динамика разрушения болта из стали без TRIP-эффекта (слева) и с TRIP-эффектом (справа)

Таким образом, в обозначенных условиях высокоскоростного смещения пластин относительно друг друга соединение с болтом, изготовленным из стали с TRIP-эффектом, при прочих равных полностью размыкается в 1.53 раза позже, чем соединение с болтом из обычной стали. Следовательно, можно сделать вывод, что при наличии относительно небольшого смещения болт из метастабильной стали может полностью сохранить соединение неразомкнутым в нештатной ситуации.

3.7.2 Мультимасштабное моделирование разрушения резьбового соединения в противовесе пропеллера летательного аппарата

Для получения исходных граничных силовых данных предварительно было проведено моделирование работы пропеллера (рисунок 3.51), имеющего противовес.

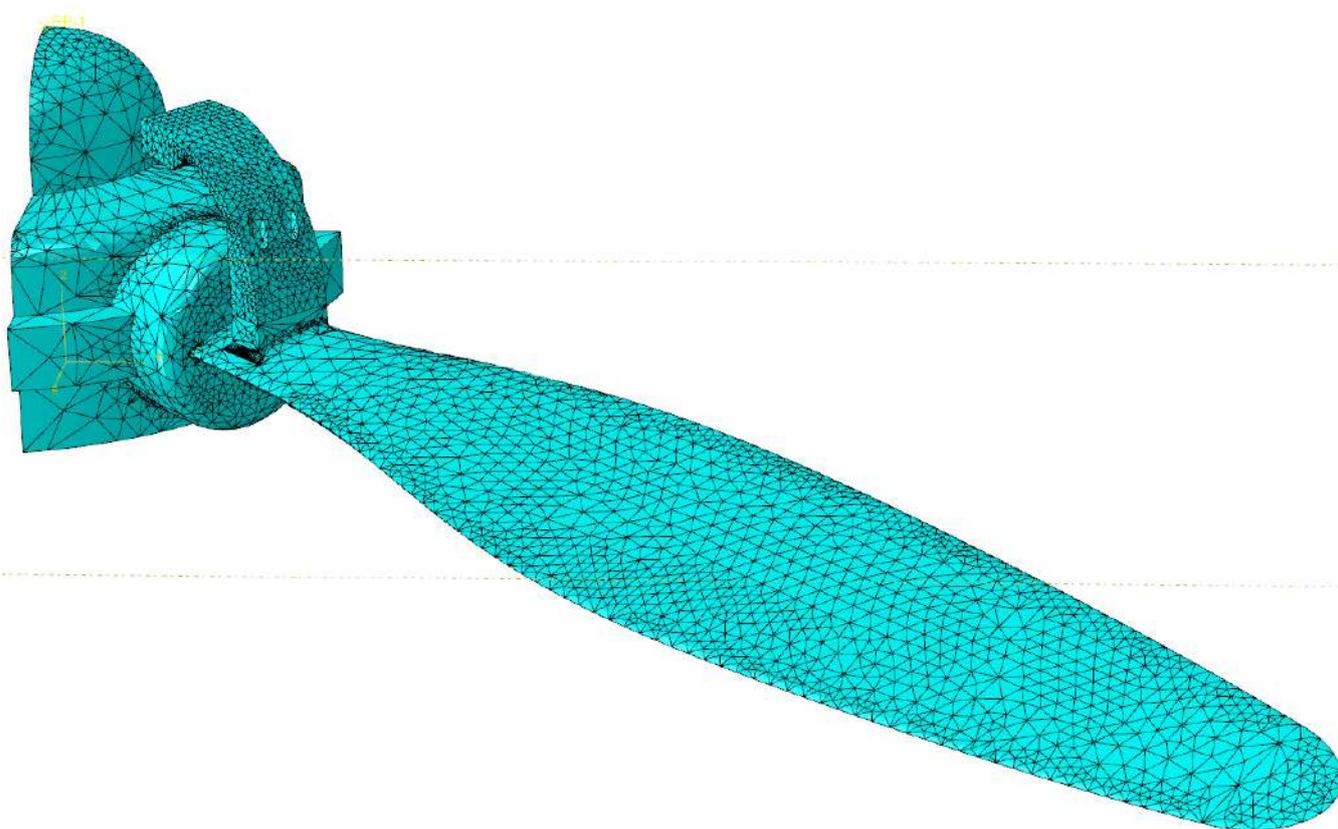


Рисунок 3.51 – Общий вид модели для расчета нагрузки на крепеж противовеса

Анализ НДС противовеса (рисунок 3.52) показал, что на соединение из двух болтов противовеса приходится нагрузка в 55.8кН, то есть около 27кН на один болт.

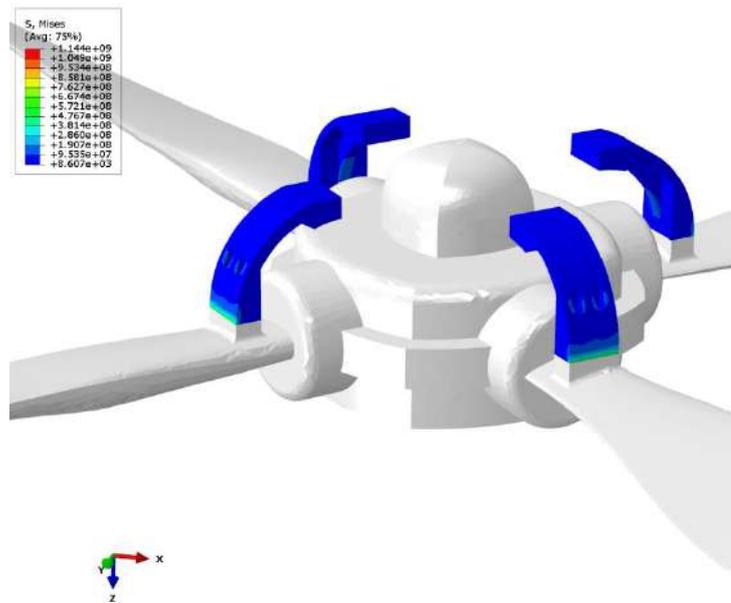


Рисунок 3.52 – Распределение напряжений Мизеса в противовесе пропеллера

При изготовлении болта из стали с TRIP-эффектом размыкания соединения или разрушения крепежного элемента не происходит за счет локального упрочнения материала в местах потенциального разрушения. При этом в модели болта без TRIP-эффекта было наглядно продемонстрировано, где резьба болта начинала разрушаться (рисунок 3.53).

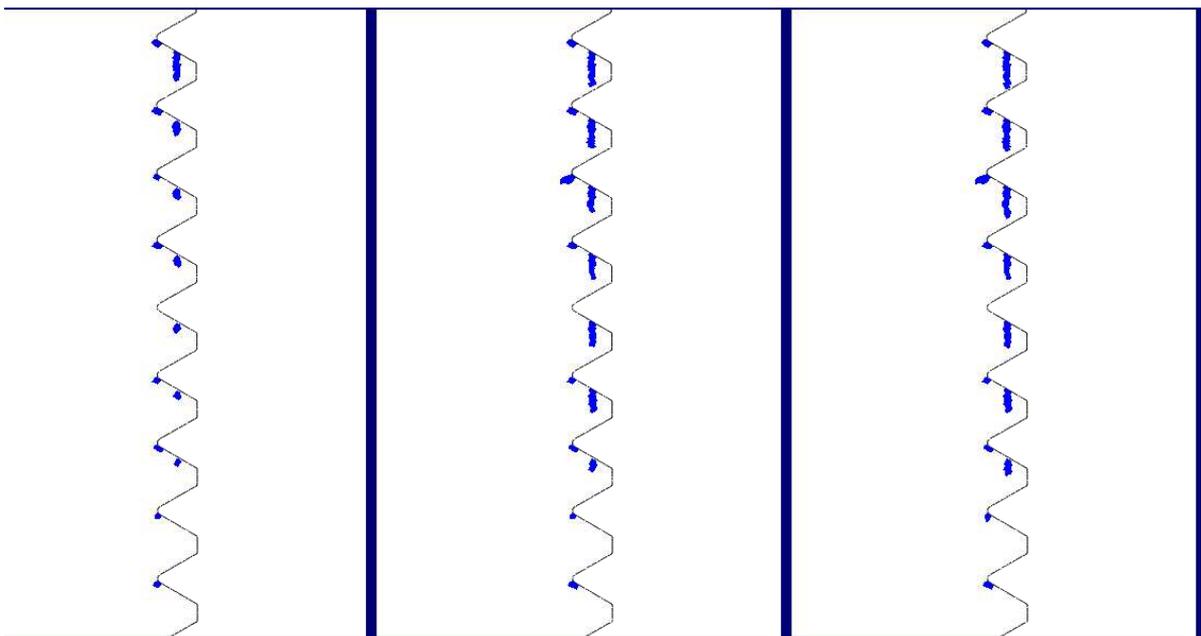


Рисунок 3.53 – Динамика разрушения резьбы болта изготовленного из стали без TRIP-эффекта

Учитывая сведения, полученные относительно локализации деформации в процессе производства метизов в первом разделе, дополнительно был смоделирован процесс накатки резьбы на заготовку из стали с TRIP-эффектом (рисунок 3.54).

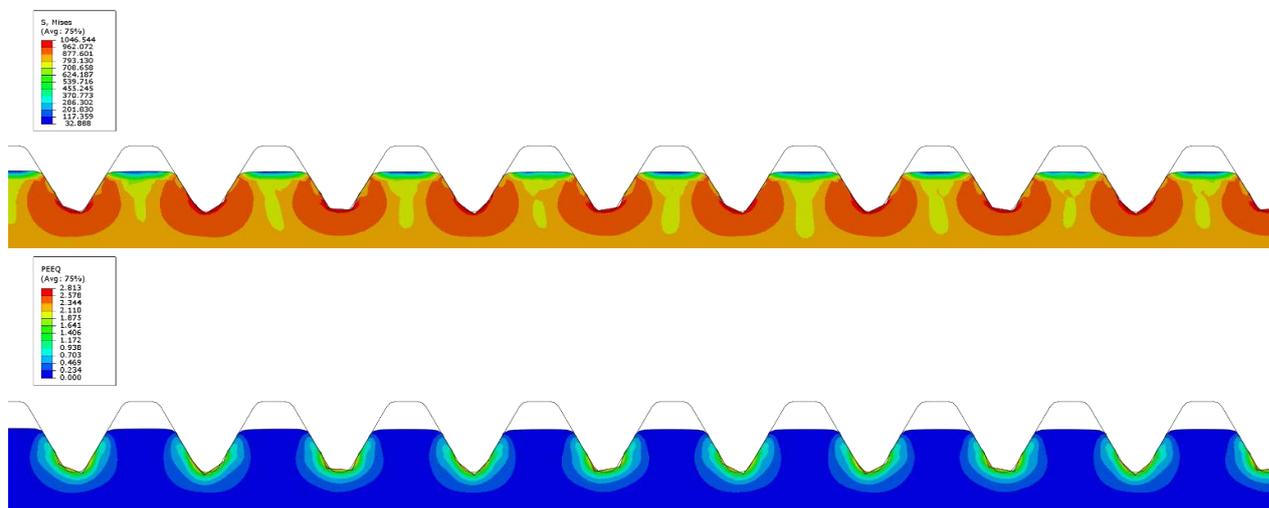


Рисунок 3.54 – Распределение напряжений Мизеса и эквивалентных деформаций в продольном сечении заготовки при накатке резьбы

Анализ результатов моделирования (рисунок 3.55) показал, что при накатке резьбы методом холодной пластической деформации в поверхности заготовки удается достичь высокой степени локализованной деформации.

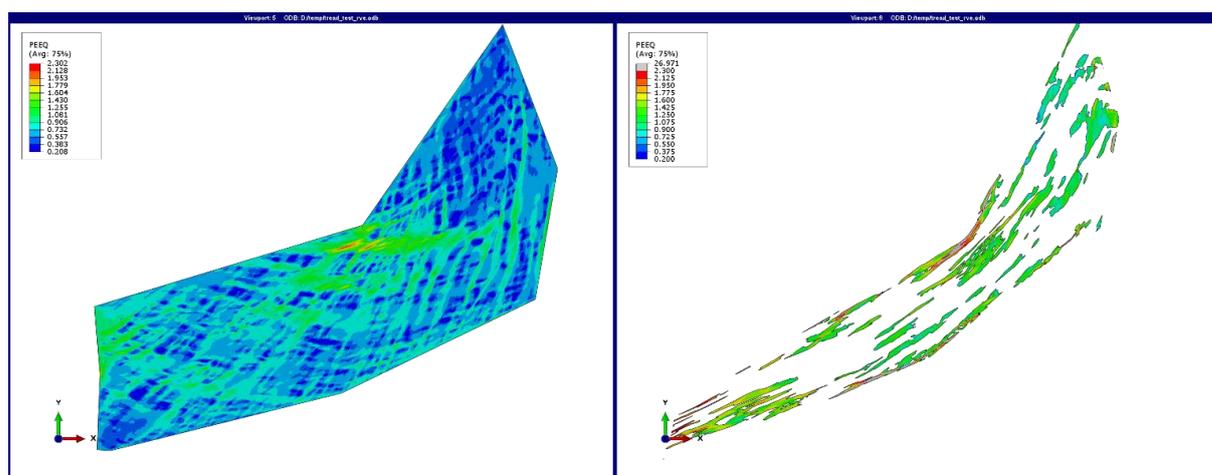


Рисунок 3.55 – Распределение эквивалентных деформаций на микроуровне стали с TRIP-эффектом

Результаты моделирования репрезентативного объема микроструктуры на поверхности заготовки показали, что после накатки резьбы в ранее обозначенных в модели противовеса местах разрушения резьбы болта теоретически можно получать заведомо наиболее упрочненные участки металла. То есть TRIP-эффект метастабильной стали можно реализовывать за счет трансформации остаточного аустенита в мартенсит как в процессе производства крепежных элементов, так и в процессе эксплуатации уже готового изделия.

В ходе работы была усовершенствована методика мультимасштабного моделирования процессов производства, обработки или эксплуатации изделий авиакосмической отрасли из современных сталей на основе учета микроструктуры обрабатываемого металла и ее изменений при деформации с использованием концепции статистически эквивалентного репрезентативного объема SSRVE, что позволило значительно повысить точность прогноза параметров НДС независимо от геометрических размеров исходной заготовки и снизить расчетную ресурсоемкость моделирования.

Апробация методики мультимасштабного моделирования на процессе волочения калиброванной стали с TRIP-эффектом позволила обнаружить, что более интенсивное мартенситное превращение происходит в более крупных зернах остаточного аустенита вследствие большой площади контакта с соседними зернами и взаимодействия между микроструктурными элементами. На основании результатов моделей сделан вывод, что одними из факторов, влияющих на трансформацию остаточного аустенита, являются положение и ориентация его зерен в микроструктуре деформируемой стали. Расхождение процентного количества трансформированного аустенита, рассчитанного при помощи модели, и полученного посредством экспериментального волочения калиброванной стали с TRIP-эффектом составило менее 5 %. Также разработаны режимы волочения калиброванной стали с TRIP-эффектом, обеспечивающие высокие пластические характеристики и повышенный ресурс возможного упрочнения за счет трансформации остаточного аустенита в ходе

эксплуатации, а также повышенную прочность с равномерным распределением механических свойств.

Помимо этого, представленный комплекс мультимасштабных компьютерных моделей процессов производства, обработки или эксплуатации изделий авиакосмической отрасли из современных сталей наглядно демонстрирует широкий наукоемкий и концептуальный потенциал применения сталей с TRIP-эффектом для получения принципиально новых эксплуатационных свойств готовых изделий. Помимо гибкого управления локализацией деформации на этапе производства, данный вид сталей позволяет реализовывать динамические структурно-фазовые превращения как отклик на нештатные и экстремальные условия эксплуатации, что принципиально важно не только для увеличения ресурса летательных аппаратов, но и безопасности пассажирского состава.

Отдельной особенностью разработанных моделей является возможность технологической реализации не только методами традиционной металлургии или обработки металлов давлением, но и современными способами 3D-печати. Таким образом, на данном этапе сформирован концептуальный и методологический аппарат для научного обоснования и глубоких междисциплинарных исследований на следующих этапах проекта.

Представленные результаты полностью соответствуют пункту 4, подпункту 4.1.3. приложения 9 к соглашению № 075-15-2021-1031 от «4» октября 2021 г.

4 Изготовление образцов из TRIP-сталей традиционными методами металлургического производства (выплавка – термическая обработка – пластическая деформация)

4.1 Выбор химического состава TRIP-стали для проведения исследований

Для определения режимов изготовления образцов TRIP-сталей традиционным методом, основанном на выплавке стали с последующей термической обработкой и пластической деформацией, на первом этапе исследования был проведен анализ литературных данных о влиянии легирующих элементов на свойства данного вида стали. Анализ фазовых диаграмм показал, что положение точек фазового равновесия является функцией от содержания основных легирующих элементов, которые традиционно применяются в TRIP-сталях (рисунок 4.1 и 4.2).

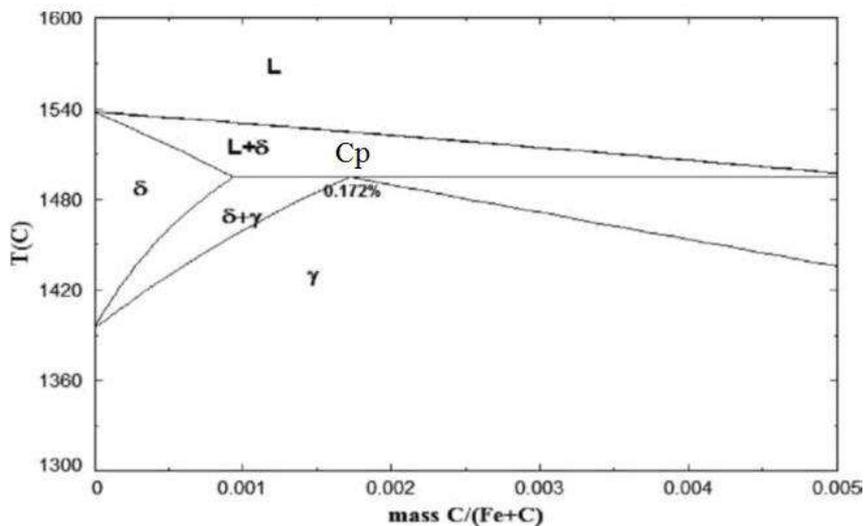


Рисунок 4.1 – Положение точки C_p для определения оптимального содержания углерода в TRIP-сталях

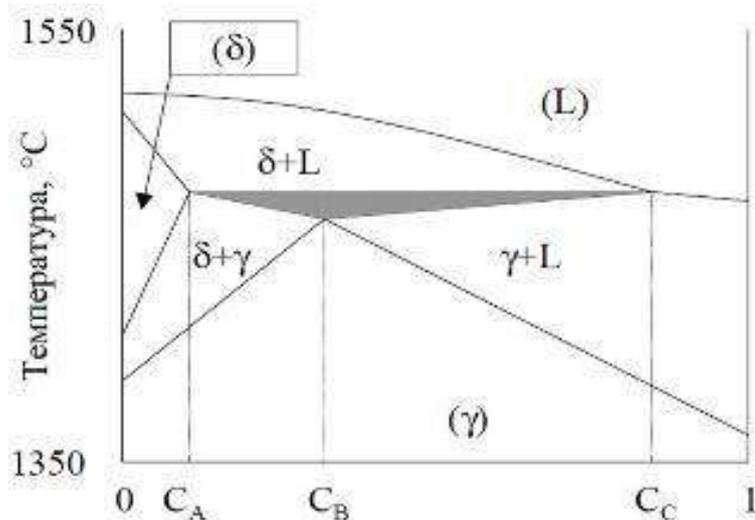


Рисунок 4.2 - Положение точек фазового равновесия в TRIP-сталях

Одной из важных характеристик TRIP-сталей является их трещиностойкость, которая будет определяться, прежде всего, их химическим составом. На рисунке 4.3 показана зависимость индекса трещин от содержания углерода.

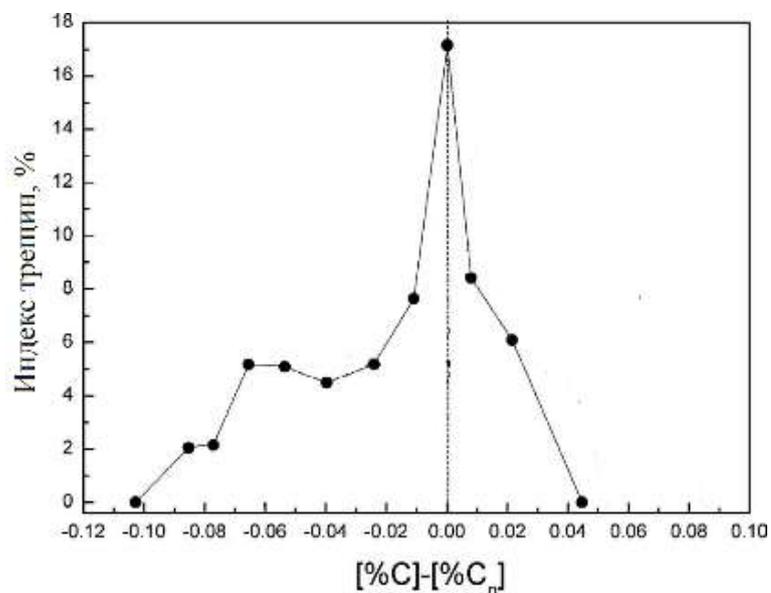


Рисунок 4.3 - Значения индекса трещин TRIP-сталей

В результате данных исследований, проведенных учеными Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова, были получены следующие уравнения регрессии:

$$C_p = f(\text{Si, Mn, Si, Al, S, P})$$

$$C_p = 0.1845 + 0.2406[\%Al]_2 - 0.0207[\%Al] - 2.756[\%S] + 0.352[\%P] - 0.0095[\%Si] - 0.026[\%Mn] + 2.033[\%S][\%Mn] - 0.0316[\%Si][\%Mn] - 0.0569[\%Al][\%Mn] + 0.0846[\%Al][\%Si],$$

$$R2 = 0.994, F = 9\ 668.$$

$$C_A = 0.0896 + 0.0458Al - 0.0205Mn - 0.0077Si + 0.0223Al_2 - 0.0239Ni + 0.0106Mo + 0.0134V - 0.0032Cr + 0.00059Cr_2 + 0.0197W,$$

$$R2 = 0,9947.$$

$$C_B = 0.1976 + 0.0036Al - 0.0316Mn - 0.0103Si + 0.1411Al^2 + 0.05Al*Si - 0.0401Ni + 0.03255Mo + 0.0603V + 0.002Cr + 0.00142Cr^2 - 0.00059Cr*Ni + 0.0266W,$$

$$R2 = 0,9874.$$

Данные результаты явились основой для определения диапазонов концентраций основных легирующих элементов, традиционно используемых для получения сталей с TRIP-эффектом:

Al : 0-2.0%	Cr : 0-18.3%	Mn : 0-2.1%	Mo : 0-2.2%	Si : 0-2.05%
P : 0-0.1%	S : 0-0.15%	Cu : 0-1.35%	Ni : 0-10.3%	V : 0-1.03%
Ti : 0-0.33%	Sn : 0-0.03%	Nb : 0-0.075%	W : 0-0.5%	

Типичный состав TRIP-стали приведен в таблице 4.1.

Таблица 4.1 - Типичный состав TRIP-стали

Fe	C, % масс	Mn, % масс	Si, % масс
основа	0,2	1,5	1,5

Исходя из литературных источников, для получения прочности TRIP-сталей с прочностью 1000-1200 МПа необходимо увеличивать содержание углерода в стали. Кроме того, для улучшения качества выплавки используют Al, Cr и Cu. Существует четыре возможных варианта влияния микролегирования на структуру TRIP-сталей:

- повышение механической прочности при дисперсионном твердении;
- контроль размера аустенитного зерна перед превращением;

- измельчение конечной микроструктуры;
- изменение кинетики бейнитного превращения и стабильности остаточного аустенита.

В таблице 4.2 показано влияние различных легирующих элементов на структурообразование TRIP-сталей.

Таблица 4.2 - Особенности структурообразования сталей с TRIP-эффектом

Элемент (масс.%)	Положительный эффект	Отрицательный эффект
C (0.15-0.30)	Стабилизация остаточного аустенита, Упрочнение мартенситом	Ухудшает свариваемость и вязкость
Mn (0.15-2.0)	Стабилизирует аустенит, замедляет формирование перлита, снижает активность углерода в феррите, упрочняет твердый раствор	Формирование карбидной фазы
Si (0.10-1.5)	Ферритообразующий, увеличивает активность углерода в феррите, Упрочняет твердый раствор, Тормозит формирование цементита	Дефекты поверхности
Al (0.05-1.8)	Ферритообразующий, тормозит формирование цементита	Низкая температура начала мартенситного превращения, Плохая разливаемость
P (0.01-0.30)	Ферритообразующий, повышает активность углерода в феррите, способствует твердорастворному упрочнению, тормозит формирование цементита	Сегрегация, низкая вязкость
Nb (0.04)	Измельчение зерна, повышает содержание углерода в остаточном аустените, понижает температуру бейнитного и мартенситного превращения	Формирование карбидов
Cu (0.5)	Ферритообразующий, тормозит формирование цементита	Дефекты поверхности при горячей прокатке

На рисунке 4.4 представлено влияние легирующих элементов на фазовые превращения в TRIP-сталях.

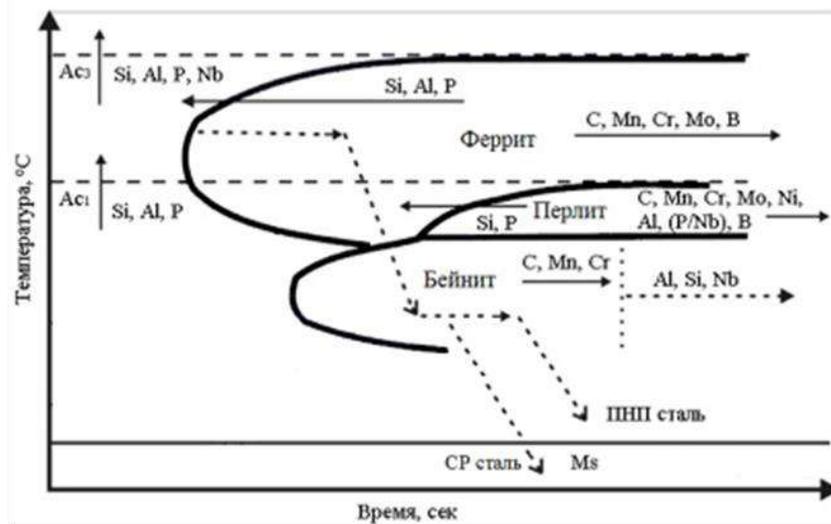


Рисунок 4.4 - Фазовые превращения в TRIP-сталях с различным содержанием легирующих элементов

4.1.1 Влияние ванадия на свойства TRIP-стали

Как известно, ванадий является карбидообразующим элементом. В присутствии в стали азота возможно формирования более сложных частиц карбонитридов ванадия в процессе термической обработки (рисунок 4.5). На рисунке 4.6 представлены равновесная растворимость карбидов и нитридов ванадия в углеродистой стали. Введение ванадия в состав стали способствует повышению ее прочностных свойств по твердорастворному механизму.

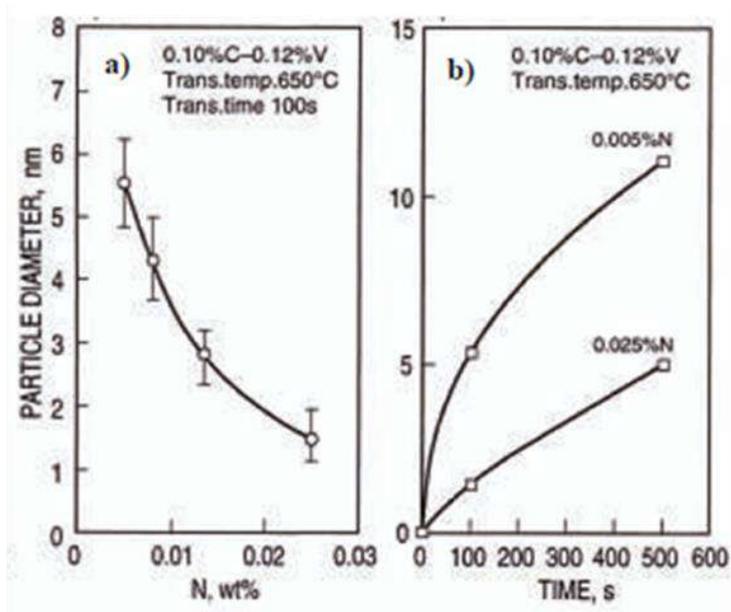


Рисунок 4.5 - Скорость формирования карбонитридов ванадия после старения:
 а) V (C, N) после старения при 650 °С в течение 100 с в зависимости от содержания N (Fe-0.1C-0.12V);
 б) V (C, N) после старения при 650 °С в зависимости от времени выдержки (Fe-0.1C-0.12V)

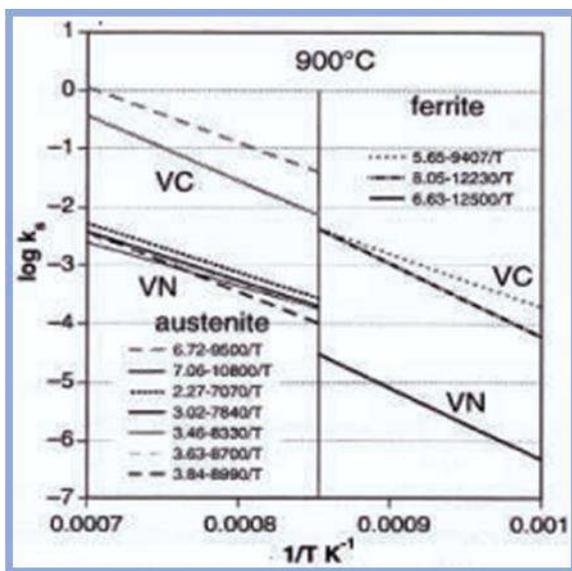


Рисунок 4.6 - Равновесная растворимость карбидов и нитридов ванадия в аустените и феррите

4.1.2 Влияние ниобия на свойства TRIP-сталей

По Drewes и Уокеру ниобий играет следующую роль в TRIP-сталях:

1. Ниобий в твердом растворе понижает температуру формирования мартенсита. Кроме того, в растворенном виде он подавляет выделение карбидов в диапазоне температур формирования бейнита, с последующим увеличением содержания остаточного аустенита и углерода в нем.

2. В осажденной форме карбиды, нитриды или карбонитриды ниобия дают эффект измельчения зерна, повышают прочность на разрыв. Более того, ниобий подавляет образование нежелательного перлита в TRIP-сталях.

Кроме того, ниобий улучшает размер аустенитных зерен в процессе прокатки, а также усиливает образование заэвтектоидного феррита во время охлаждения. Аустенит в микролегированной ниобий-кремний-марганец TRIP-стали имеет более высокую тенденцию к стабилизации по сравнению со сталью без ниобия. Кроме того, совместное легирование ниобием (Nb 0,02-0,08%) и молибденом (Mo 0,1-0,2%) приводит к увеличению прочностных свойств TRIP-стали на 100-200 МПа [112, 113].

4.1.3 Влияние титана на свойства TRIP-стали

Титан, как и ванадий, образует карбиды и нитриды в сталях. При этом TiN является наименее растворимым среди фракций в аустените, но TiC является наименее растворимым карбидом в феррите (и в аустените ниже температуры 1000 °C). Межфазное выделение TiC в низколегированных высокопрочных сталях дает заметный упрочняющий эффект (при условии, что скорость охлаждения в межкритическом диапазоне достаточно медленная) это может быть альтернативным способом обеспечить упрочнение горячего проката TRIP-стали. [114-116]. По литературным данным в TRIP-стали C-Mn-Si-Al-P содержание титана в количестве 0,085 % приводит к увеличению предела прочности на разрыв на 90 МПа и уменьшению относительного удлинения с 29 % до 22 %.

4.1.4 Влияние чистоты стали по остаточным элементам на свойства TRIP-сталей

На основании проведенных экспериментальных исследований (таблица 4.3) учеными Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова были сделаны следующие выводы о влиянии ряда элементов на свойства TRIP-стали (рисунок 4.7 и 4.8).

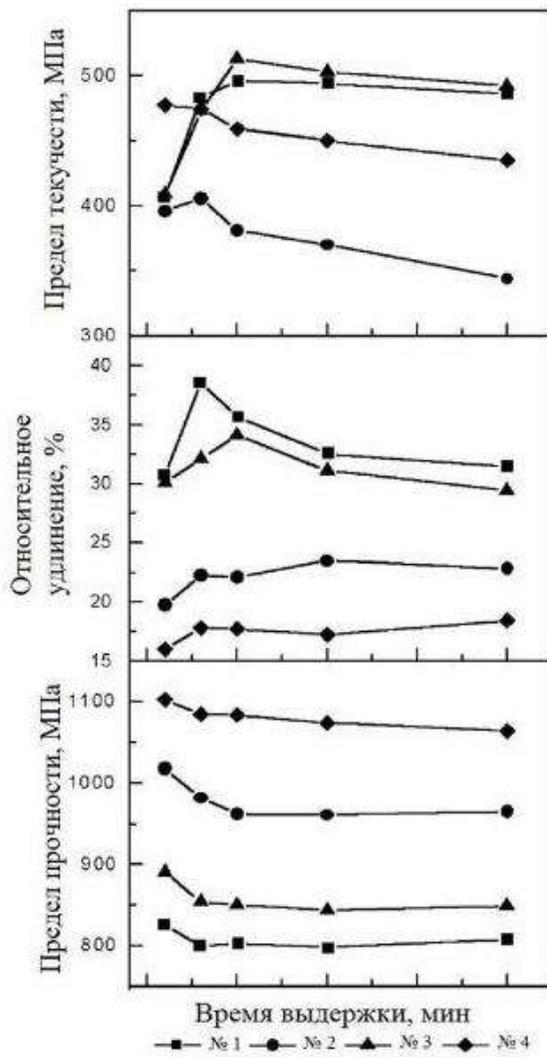
Таблица 4.3 - Состав экспериментальных TRIP-сталей

№ п/п	C	Mn	Si	Cu	Cr	Ni
1	0,14	1,51	1,49	0,51	---	---
2	0,15	1,51	1,52	0,51	0,39	---
3	0,15	1,52	1,53	0,51	---	0,41
4	0,15	1,5	1,55	0,5	0,39	0,41

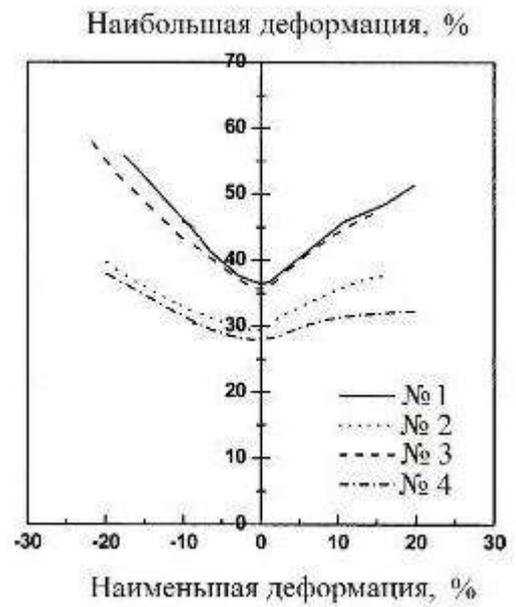
Легирование TRIP-стали хромом и/или никелем изменяет структуру стали на феррито-мартенситную, что приводит к увеличению прочности более 1000 МПа и относительного удлинения около 20 %.

Cu и Ni – аустенитостабилизирующие элементы, которые положительно влияют на долю остаточного аустенита и способствуют увеличению относительного удлинения и улучшению штампуемости.

Легирование традиционно-вредными примеси, такими как Cr, Ni и Cu способствуют улучшению свойств, предъявляемых к TRIP-сталям. С экономической и экологической точек зрения, рециклинг медь- и никельсодержащих отходов является привлекательным при производстве TRIP-сталей.



а



б

Рисунок 4.7 - Механические свойства TRIP-сталей

при различном содержании никеля: а) прочностные и пластические свойства;

б) деформируемость

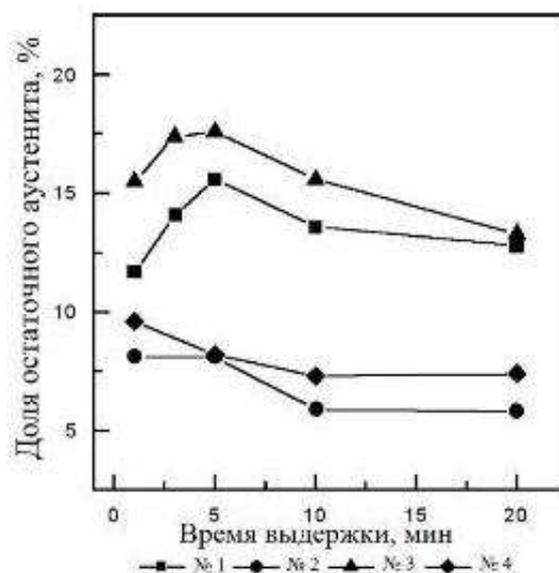


Рисунок 4.8 - Содержание остаточного аустенита в TRIP-сталях с различным содержанием никеля

4.1.5 Влияние содержания водорода на структурно-фазовые превращения в TRIP-сталях

Эффекты, возникающие в стали в результате наводороживания (изменение механических свойств и микроструктуры, образование дефектов, трещин, пор и т.д.), называют необратимой водородной хрупкостью, если они остаются и после удаления водорода из стали, например в процессе отжига или вылеживания на воздухе. В низкоуглеродистых сталях необратимая водородная хрупкость может развиваться, например, во время охлаждения поковок или сварных швов, когда в результате уменьшения растворимости водорода, он выходит в различные несплошности, молизуется в них и, создавая высокие давления, приводит к образованию различного вида трещин. Данный комплекс явлений также называют технологической необратимой водородной хрупкостью, поскольку она развивается в процессе изготовления или технологической обработки изделий. Хорошо известно, что в результате наводороживания внутри железа и сталей может происходить возникновение расслоев и трещин. В западной литературе данное явление получило общее

название – водородно-индуцированное растрескивание (hydrogen-induced cracking). Часто его сопровождает блистеринг – процесс образования вздутий (блистеров) на поверхности металла. С этой точки зрения одной из задач производства TRIP-стали является создание таких условий, исключающих попадание водорода в сталь.

В TRIP-сталях водород снижает стабильность аустенита и повышает температурную точку мартенситного превращения. На примере TRIP-стали 980 (0.20%С-1.59%Si-2.50Mn) показано (рисунок 4.9), что повышение содержания водорода в TRIP-стали приводит к снижению прочностных свойств.

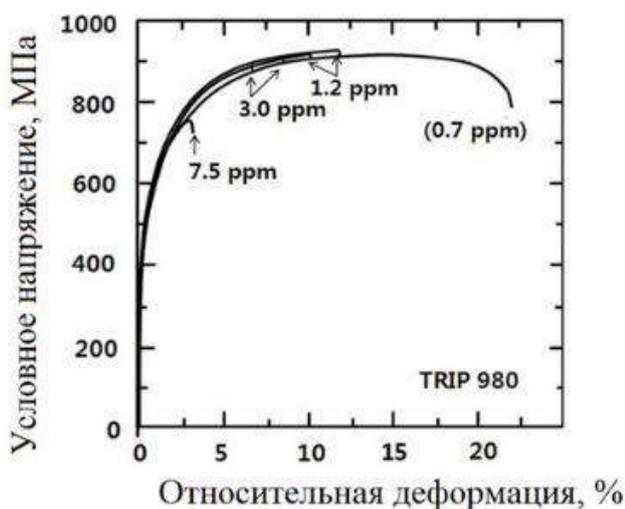


Рисунок 4.9 - Кривые растяжения образцов TRIP-стали 980 с различным содержанием водорода

4.2 Особенности выплавки и обработки TRIP-сталей

4.2.1. Особенности выплавки TRIP-стали

Кремний является основным элементом в TRIP-сталях, который делает возможным сохранение в структуре переохлажденного аустенита при относительно низком содержании углерода. Добавки кремния способствуют обогащению переохлажденного аустенита углеродом и, таким образом, влияют на стабильность аустенита, что приводит к увеличению количества метастабильного аустенита. Начиная с содержания в 1 %, кремний сильно замедляет

выделение карбидов, в том числе в составе бейнита за счет сдвига этого выделения в область более высоких температур и увеличения инкубационного периода. При этом происходит увеличение количества переохлажденного аустенита с сохранением содержания углерода в нем. Стоит также отметить, что кремний влияет на время протекания бейнитного превращения, увеличивая его, что требует более длительной выдержки при изотермической выдержке. При этом увеличение содержания кремния ухудшает смачиваемость поверхности за счет образования окислов кремния. Поэтому кремний меняют на алюминий, фосфор или медь. Кроме того, содержание кремния оказывает влияние на температуры начала фазовых превращений, как это показано на рисунке 4.10.

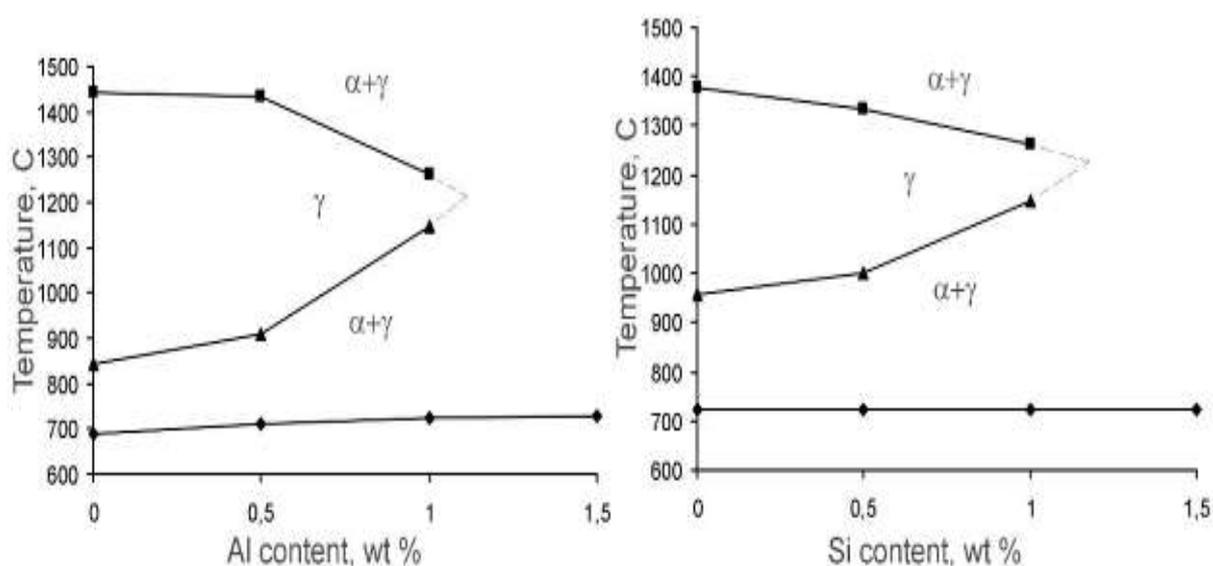


Рисунок 4.10 – Влияние содержания Si и Al на температуры Ac1 и Ac3 в TRIP-стали C-Mn-Al

При замене кремния на алюминий следует учитывать, что алюминий сдвигает границы перитектического превращения вправо (рисунок 4.11).

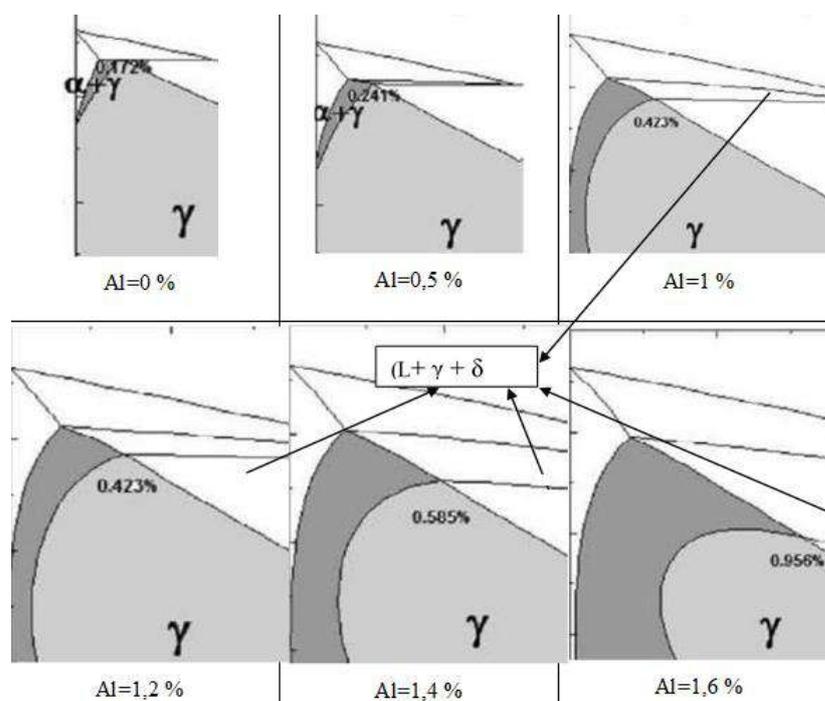


Рисунок 4.11 – Диаграмма фазового равновесия системы Fe-Al-C, цифры – координаты точки перитектики

Однако при выплавке TRIP-сталей, легированных алюминием, необходимо учитывать следующие особенности:

- строгое соблюдение температурного режима перитектического превращения $L + \delta > \gamma$;
- строгое соблюдение содержания водорода и азота в стали (требование по азоту $N \leq 40$ ppm; требование по водороду $H \leq 2$ ppm);
- необходимость рафинирования стали от неметаллических включений;
- соблюдение шлакового режима за счет выбора элементов шлакообразующей смеси.

При этом следует учитывать, что постоянное изменение физико-химических свойств расплава приводит к неудовлетворительному качеству поверхности слитка и вероятности прорыва затвердевшей оболочки (рисунок 4.12).

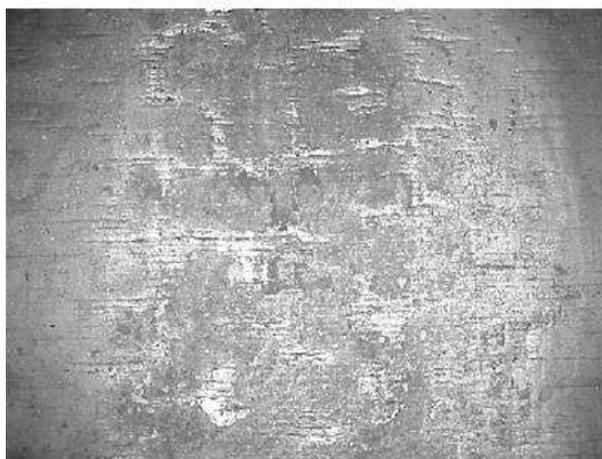


Рисунок 4.12 – Вид разрыва затвердевшей оболочки слитка TRIP-стали

Устранение данного макродефекта возможно путем изменения плотности теплового потока через шлакообразующую смесь, как это показано для стали с Mn = 0,9 %, Si = 0,3 % (рисунок 4.13).

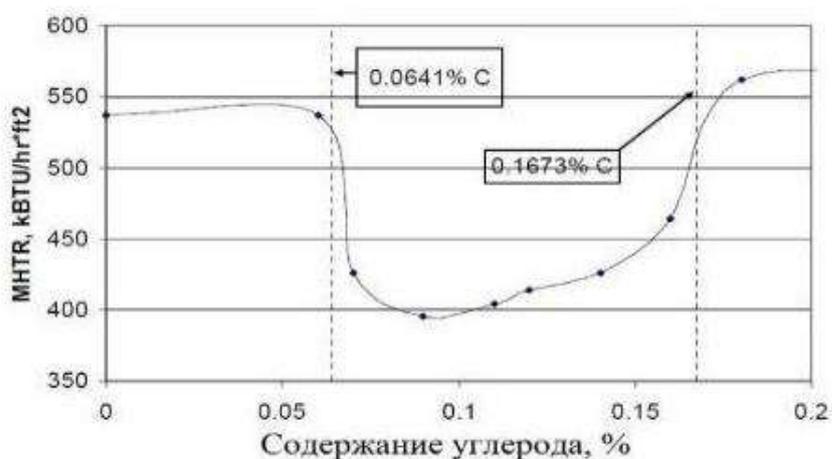


Рисунок 4.13 – Влияние содержания углерода на плотность теплового потока в районе мениска шлакообразующей смеси для TRIP-стали (по промышленным данным)

На основании опыта производства TRIP-стали в промышленных условиях были сформулированы следующие практические рекомендации:

- необходимость глубокого вакуумирования расплава под остаточным давлением в течение не менее 20 мин;

- положение вакууматора в технологической цепочке должно быть последним перед разливкой;

- необходимость тщательной сушки и прогрева стальной ковша и промковша.

4.2.2 Особенности термической обработки и пластической деформации TRIP-сталей

Свойства TRIP-сталей зависят от структурного состояния феррита и объемной доли сохранившегося метастабильного аустенита, его морфологии и содержания в нем углерода. Основной задачей термической обработки является полное растворение цементита и обогащение углеродом аустенита; рекристаллизация или восстановление исходного феррита.

Изотермический отжиг в двухфазной области должен проводиться при температурах близких к A_{C1} для формирования максимально возможного количества «низкоуглеродистой фазы» - феррита. Если температура отжига будет близка к температуре A_{C3} , то в структуре будет максимальное количество аустенита, однако, количество углерода в нем уменьшится. Стоит также учитывать, что чем выше температура, тем быстрее и более полно проходят процессы растворения карбидной фазы. Снижение температуры отжига будет способствовать большему насыщению аустенита углеродом и его стойкости к распаду при переохлаждении, следовательно, бейнитная реакция во время изотермической выдержки может быть задержана, если стабильность исходного аустенита слишком высока.

Так как основными легирующими элементами TRIP сталей являются кремний и алюминий, которые сдвигают точки A_{C1} и A_{C3} в область более высоких температур, поэтому требуется отжиг при более высоких температурах (рисунок 4.14).

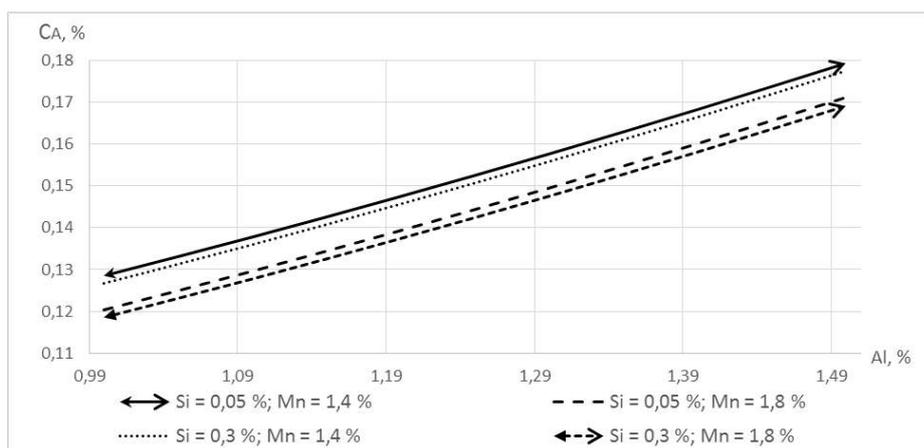


Рисунок 4.14 – Влияние химического состава на координату точки C_A

Свойства TRIP-сталей зависят от структурного состояния феррита и объемной доли сохранившегося метастабильного аустенита, его морфологии и содержания в нем углерода. Основной задачей термической обработки является полное растворение цементита и обогащение углеродом аустенита; рекристаллизация или восстановление исходного феррита. Типичная схема термической обработки TRIP-сталей представлена на рисунке 4.15.

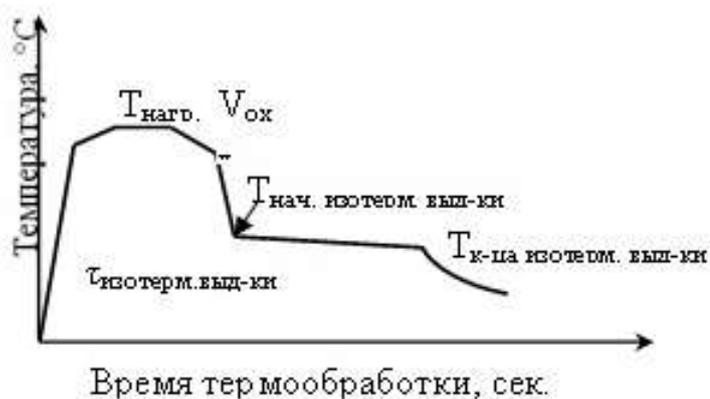


Рисунок 4.15 – Схема термической обработки TRIP-сталей

Изотермический отжиг в двухфазной области должен проводиться при температурах близких к A_1 для формирования максимально возможного количества «низкоуглеродистой фазы» - феррита. Если температура отжига будет близка к температуре A_3 , то в структуре будет максимальное количество

аустенита, однако, количество углерода в нем уменьшится. Стоит также учитывать, что чем выше температура, тем быстрее и более полно проходят процессы растворения карбидной фазы. Снижение температуры отжига будет способствовать большему насыщению аустенита углеродом и его стойкости к распаду при переохлаждении, следовательно, бейнитная реакция во время изотермической выдержки может быть задержана, если стабильность исходного аустенита слишком высока.

Помимо температуры на полноту фазовых превращений также влияют время выдержки при отжиге и скорость охлаждения. Чем дольше происходит изотермическая выдержка в двухфазной области, тем более полно проходят фазовые превращения, т.е. эквивалентно повышению температуры. При уменьшении скорости охлаждения от температуры отжига до температуры A_1 происходит выделение большего количества «нового» феррита, что приводит к дополнительному насыщению аустенита углеродом. Вторая изотермическая выдержка проводится в области температур выделения бейнита. Температура выбирается максимально близкой к температуре наименьшей устойчивости бейнита («нос бейнитного превращения») и зависит от легирования стали, в основном около $400\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Помимо температуры важным фактором при изотермической выдержке в интервале температур бейнитного превращения является время выдержки. Чем дольше время выдержки, тем большая степень завершения бейнитного превращения и тем меньшее количество оставшегося переохлажденного аустенита.

Особое внимание следует уделять содержанию углерода в TRIP-сталях. Важным фактором является стабильность переохлажденного аустенита, которая зависит как от содержания углерода в нем, так и от размера его включений, поскольку TRIP-эффект подразумевает превращение метастабильного аустенита в мартенсит, происходящее в достаточно большом интервале деформаций растяжения, с одновременной задержкой образования шейки. Факторы, влияющие на стабильность аустенита после изотермической выдержки

можно перечислить в следующем порядке: химическая стабильность переохлажденного аустенита за счет количества углерода; легирование аустенита; размер зерен метастабильного аустенита. На рисунке 4.16 показано влияние содержания углерода в остаточном аустените на температуры изотермической выдержки.

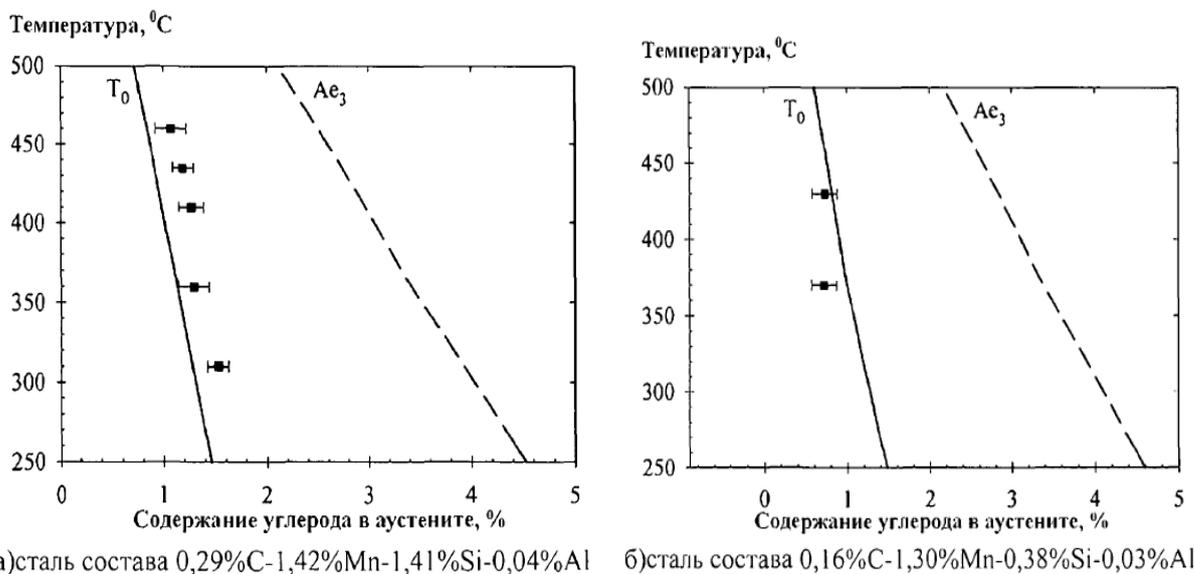


Рисунок 4.16 – Максимальное содержание углерода в остаточном аустените для TRIP-сталей с различным содержанием кремния

На рисунках 4.17 и 4.18 представлены режимы операций технологического процесса производства TRIP-стали в условиях ПАО «НЛМК».

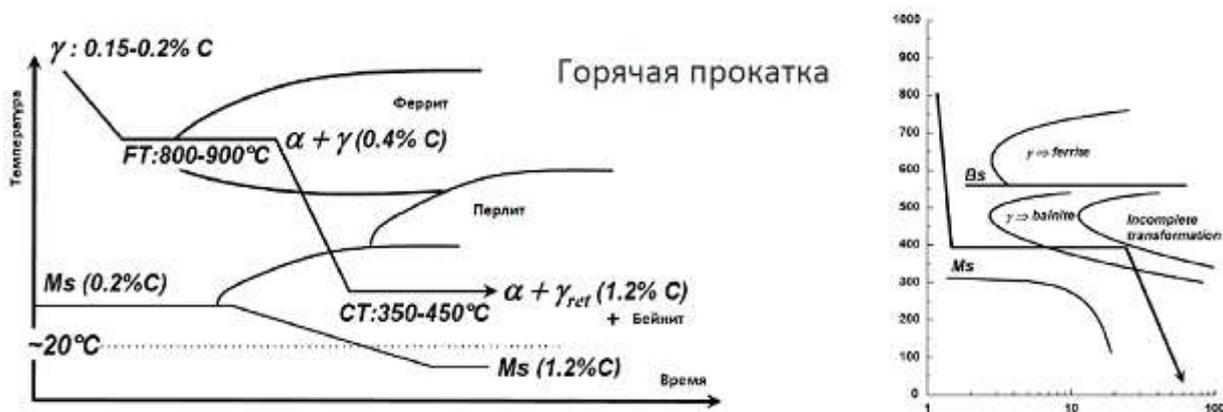


Рисунок 4.17 – Термическая обработка TRIP-стали в агрегате непрерывного отжига

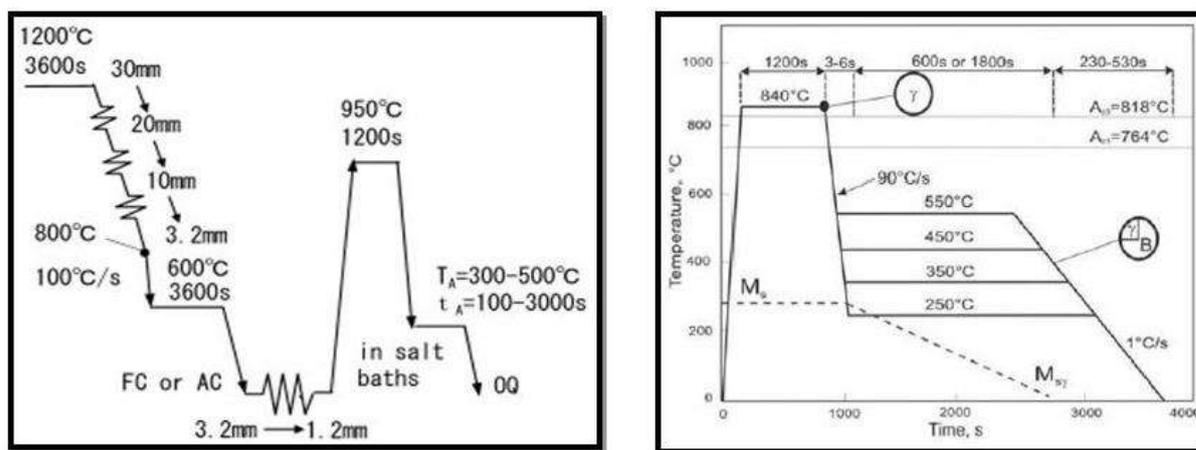


Рисунок 4.18 – Режимы термообработки холоднокатаного проката TRIP-стали

Таким образом, на основании опыта производства проката из TRIP-стали в условиях действующего промышленного предприятия можно сделать выводы о благоприятных режимах производства и обработки TRIP-стали, обеспечивающих требуемый уровень механических свойств, а именно:

- химический состав: C, Mn, Si, Al
- горячая прокатка: температура конца прокатки $T_{\text{кп}} = 870-920$ °C; температура смотки $T_{\text{см}} = 600-700$ °C.
- термообработка: температура отжига $T_{\text{отж}}$ должна осуществляться в двухфазной области с последующей изотермической выдержкой при $T = 480-300$ °C.
- дрессировка: степень деформации $\varepsilon_{\text{др}} = 0,5-0,8\%$.

4.3 Изготовление опытных образцов из TRIP-стали в условиях ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»

Выплавку опытных сплавов производили в литейной лаборатории ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» в индукционных печах с основной футеровкой ёмкостью 2 кг.

В качестве шихты для получения экспериментальных сплавов использовали материалы:

- сталь углеродистая марки Ст3сп, ГОСТ 380 – 94;
- ферросилиций марки ФС 65, ГОСТ 1415 – 93;
- ферромарганец марки ФМн 90, ГОСТ 4755 – 91.

Химический состав лигатур и модификаторов представлен в таблицах 4.4-4.6.

Таблица 4.4 - Химический состав углеродистой стали марки Ст3сп

Элемент	C	Mn	Si
Массовая доля, %	0,14 – 0,22	0,40 – 0,65	0,15 – 0,30

Таблица 4.5 - Химический состав азотированной ферросилиция ФС 65

Элемент	Si	C	S	P	Al	Mn	Cr
Массовая доля, %	63,0 – 68,0	не более 0,1	не более 0,02	не более 0,05	не более 2,5	не более 0,4	не более 0,4

Таблица 4.6 - Химический состав ферромарганца ФМн90

Элемент	Mn	C	Si	P	S
Массовая доля, %	85,0 – 95,0	не более 0,5	не более 1,8	не более 0,05	не более 0,02

Раскисление экспериментального сплава осуществляли алюминием, который вводили в расплав в виде отдельных кусков. Общее время плавки 2 кг материала составляло 12-15 минут. В течение плавки расплавляли стальной лом (сталь Ст3пс), после чего вводили ферросилиций и ферромарганец. После введения всех компонентов расплав выдерживали в течение 2 минут для полной гомогенизации расплава.

Подготовленный расплав заливали в медный и стальной кокиль для получения стандартных образцов 35×35×10 мм. Перед заливкой расплава кокиль подогревали до температуры 600 °С для предотвращения ранней кристаллизации в литниковой системе и равномерного заполнения всей литейной формы расплавом. В качестве антипригарного покрытия использовали циркониевую суспензию, которую наносили на внутренние стенки кокиля

после его прогрева и непосредственно перед заливкой. Извлечение образцов из формы осуществляли после нескольких часов охлаждения при температуре ~ 50 °С.

Химический состав металла отливок определяли на оптико-эмиссионном спектрометре фирмы SPECTRO, модели МАХх (Германия) (таблица 4.7).

Таблица 4.7 – Химический состав образцов TRIP-стали, полученных в условиях ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»

Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Ti	V	Al
основа	0.43	3.26	2.72	0.010	0.0082	0.043	0.074	0.060	0.022	0.001	0.0051	0.105

Результаты, полученные при изготовлении лабораторных образцов TRIP-сталей традиционными методами металлургического производства полностью соответствуют пункту 4, подпункту 4.1.4. приложения 9 к соглашению № 075-15-2021-1031 от «4» октября 2021 г.

5 Физическое моделирование эффектов структурообразования TRIP-стали

В практике термической обработки одной из важнейших операций является непрерывное охлаждение после нагрева стали до аустенитного состояния. При этом формирование структуры металла и его свойств во многом определяет скорость охлаждения. Разработка и корректировка существующих режимов термической обработки невозможна без анализа влияния состояния аустенита и температурно-временных режимов охлаждения на характер конечных продуктов распада и их свойств. Для этого необходимо изучать кинетику и механизм превращения аустенита, а также факторы, влияющие на них. Важнейшее значение имеют термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. Построение таких диаграмм необходимо для прогнозирования структур и свойств сталей при различных производственных процессах, таких как прокатка, волочение, прессование, ковка, штамповка, сварка и последующая термическая обработка металла после перечисленных видов обработки. Большинство термокинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита приводятся в различных справочниках по термической обработке и свойствам сталей. Однако опубликованные на данный момент данные по кинетике распада аустенита не дают достаточно полного представления об особенностях фазовых превращений в TRIP-стали.

Большие возможности для определения критических точек и построение термокинетических диаграмм открывает использование исследовательского комплекса GLEEBLE 3500. Этот комплекс, по сути, представляет собой высокоскоростной пластометр, совмещенный с дилатометром, с возможностью программирования практически неограниченного числа стадий обработки металлов с постоянной или переменной по ходу обработки температурой или скоростью деформации.

Для моделирования металлургических процессов в комплексе GLEEBLE 3500 предусмотрено следующее:

- нагрев образца осуществляется прямым пропусканием тока;

- контроль температуры осуществляется контактными термопарами, при этом имеется возможность контроля температуры по четырём каналам;
- обработка образцов осуществляется в вакууме (до 10⁻⁵ torr), в защитном газе или на воздухе;
- все параметры работы установки и обработки материала фиксируются в промышленном компьютере с частотой до 50000 Гц.

Эксперименты проводили на образцах диаметром 10 мм и длиной 80 мм из TRIP-стали с содержанием углерода от 0,3 до 0,5 % и с добавками до 4,0 % Mn и до 4,0 % Si. Нагрев осуществляли в вакууме со скоростью 30 °C/с. При такой скорости нагрева могли сместиться точки фазовых превращений. В связи с этим была выбрана температура нагрева 800 °C – выше критической точки Ac1, а время выдержки было определено серией экспериментов. Их сущность сводилась к тому, что после осуществления выбранного режима нагрева проводили охлаждение с различными скоростями, затем методами количественного металлографического анализа с применением системы Thixomet Pro определяли относительную объемную долю структурных составляющих в исследуемой TRIP-стали. Температурно-временные режимы охлаждения были выбраны в диапазоне от 0,5 до 90 °C/с. В процессе нагрева и охлаждения фиксировали температуру образца, для чего к нему приваривали хромель-алюмелевую термопару.

Эксперименты по определению критических точек осуществляли на специальном модуле Pocket Jaw комплекса GLEEBLE 3500. Данный модуль характеризуется возможностью регулирования скорости, времени и температуры нагрева образцов, а также управления скоростью охлаждения. К модулю была подключена система дилатометрических испытаний, поэтому определение критических точек было сведено к проведению дилатометрических исследований. Программу проведения эксперимента задавали при помощи программного обеспечения QuikSim2®, которая имеет форму сводной таблицы с полями для заполнения и позволяет описывать каждое действие в процессе испытания, их порядок и длительность (рисунок 5.1).

#	L	Time	Axis 1	Axis 2	Axis 3	Commer
1		System	Setup	Limits: Compression=-150mm, Force=500		
2		Stress/Strain	Axial strain using , l = 12mm, d = 10mm			
3		Acquire	Dilatometer PTemp TC1			
4		*				
5		*				
6		*				
7		Start	<input checked="" type="checkbox"/> Mechanical	<input type="checkbox"/> High	<input checked="" type="checkbox"/> Thermal	
8		Mode	Force(kN)	Wedge(cm)	TC1(C)	
9		Sample	10,0Hz			
10		Zero	Dilatometer			
11		00:01,0000	0,0	0	0	
12		00:19,0000	0,0	0	950	
13		03:00,0000	0,0	0	950	
14		02:00,0100	0,0	0	100	
15		GSL>	wait TC1<100C			
16		End	<input type="checkbox"/> Mechanical	<input type="checkbox"/> High	<input type="checkbox"/> Thermal	

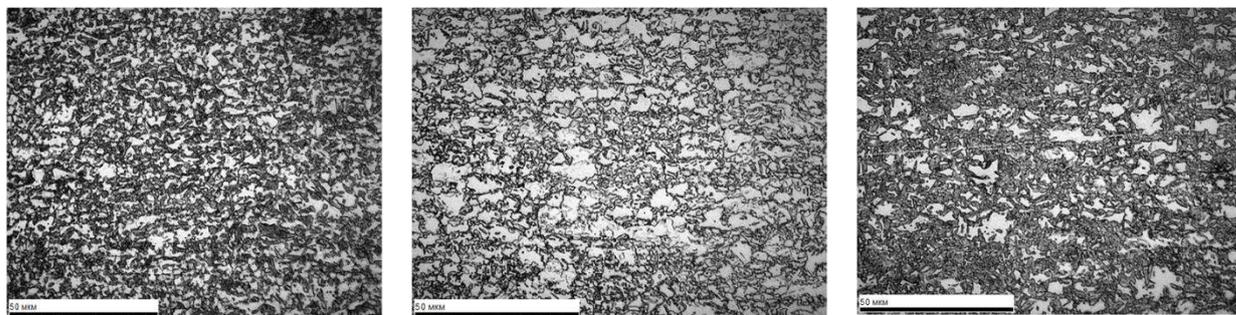
Рисунок 5.1 – Программа проведения эксперимента в QuikSim2

Полученные данные были проанализированы при помощи стандартного программного пакета Origin®, встроенного в систему GLEEBLE 3500. Программа Origin® обладает математическими функциями для анализа данных и может быть настроена таким образом, чтобы загружать данные каждого испытания и мгновенно отображать любое количество диаграмм, обеспечивая тем самым быстрый и удобный анализ каждого проведенного испытания. Специально разработанная надстройка к программе Origin® позволяет выполнять построение дилатометрических кривых в автоматическом режиме по результатам соответствующих экспериментов.

По полученным дилатометрическим кривым, в координатах «изменение диаметра – температура», определяли критические точки, фиксируя температуру начала и конца фазовых превращений, а также время, за которое превращение произошло.

Для выявления качественных и количественных характеристик формирующейся структуры использовался оптический микроскоп Meiji Techno с применением системы компьютерного анализа изображений Thixomet PRO, а также сканирующий электронный микроскоп JSM 6490 LV. Анализ всех полученных данных позволил построить термокинетические диаграммы TRIP-

стали исследуемого состава. На рисунке 5.2 приведены фотографии микро-структуры TRIP-стали исследуемого химического состава, характерные для соответствующей температуре обработки.



а б в
Рисунок 5.2 – Типичная микроструктура TRIP-стали

(0,43 %C-3,26 % Si-2,72 %Mn) при различных температурах охлаждения:
а) 830 °C; б) 800 °C; в) 770 °C

На рисунке 5.3 представлена термокинетическая диаграмма марки распада переохлажденного аустенита TRIP-стали исследуемого химического состава.

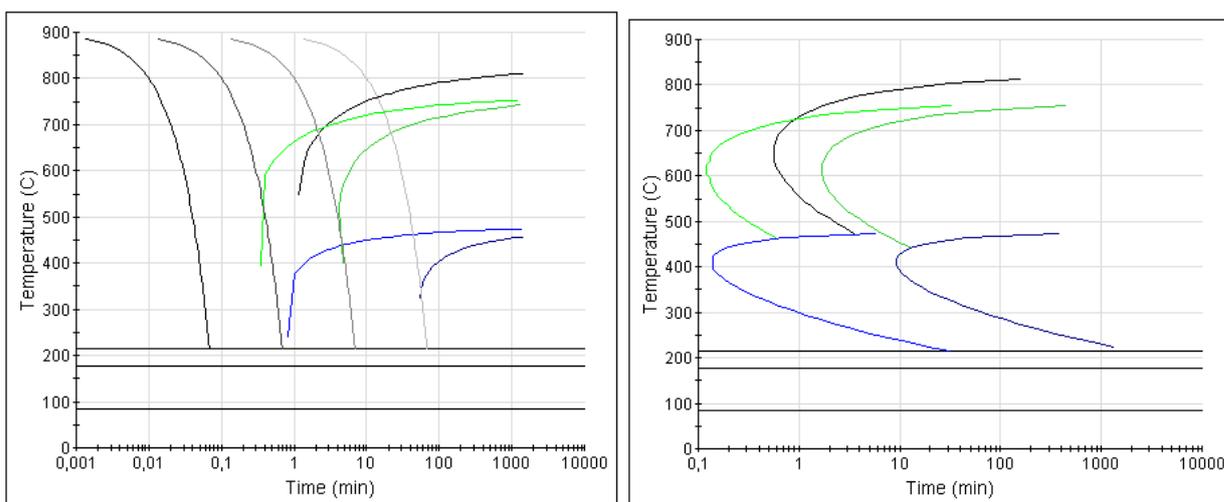


Рисунок 5.3 – Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита TRIP-стали (0,43 %C-3,26 % Si-2,72 %Mn; зеленые границы – перлит, синие – бейнит, черные - феррит)

В настоящее время анализ термокинетических диаграмм является обязательным условием выбора режимов окончательной термической обработки сталей любого назначения. При этом должно быть обеспечено выполнение технических требований к комплексу взаимно связанных эксплуатационных свойств получаемого изделия, которые характеризуются показателями прочности и пластичности, а также к их работоспособности в составе машин, механизмов и конструкций различного назначения.

Сложность назначения правильных режимов термической обработки в производстве TRIP-сталей, работающих в условиях разнообразных режимов внешнего воздействия в составе машин и механизмов аэрокосмической техники (растяжение-сжатие, ударный изгиб, изменение рабочей температуры и др.), обусловлена многообразием и неявными механизмами действия различных по физико-химической природе факторов, определяющих конечную структуру деталей. К ним относятся:

- 1) химический состав TRIP-стали, включая легирующие элементы и контролируемые в процессе производства вредные примеси;
- 2) неконтролируемые при производстве примеси – кислород, водород, азот, металлические элементы, не входящие в технические требования к химическому составу TRIP-стали;
- 3) химический состав аустенита, температура и способ нагрева заготовки;
- 4) вид и характер термомеханической обработки, которая определяет физико-химические характеристики остаточного аустенита.

Таким образом, перед выбором TRIP-стали для изготовления конкретного изделия предварительно должно быть проведено изучение влияния на формирование структуры (а, следовательно, на различные свойства материала) основных действующих факторов: величины зерна и температуры нагрева; горячей пластической обработки; напряжений и деформаций; способов нагрева и охлаждения; холодной обработки давлением. Оценка влияния этих факторов на качество получаемых изделий является необходимой, а в ряде

случаев – обязательной составляющей технологии производства ответственных деталей. Актуальность таких исследований значительно возрастает вследствие наличия повышенных технических требований к деталям машин и оборудования по уровню рабочих температур, величине механической нагрузки, длительности рабочих циклов и др., характерных для условий работы аэрокосмической техники.

Полученные термокинетические диаграммы структурно-фазовых превращений в ходе проведения физического моделирования эффектов структурообразования TRIP-сталей полностью соответствуют требованиям, указанным в подпункте 4.1.5 пункта 4 приложения 9 соглашения № 075-15-2021-1031 от «4» октября 2021 г.

6 Первичное исследование микроструктуры образцов TRIP-сталей, изготовленных традиционным методом металлургического производства (выплавка – термическая обработка – пластическая деформация)

6.1. Материалы и методы исследования

Микроструктуру образцов TRIP-стали, полученных традиционным методом металлургического производства, исследовали методом оптической и сканирующей электронной микроскопии (оптический инвертированный металлографический микроскоп OLYMPUS GX-51 и сканирующий электронный микроскоп JEOL JSM-6490 LV при ускоряющем напряжении 30 кВт). Образцы разрезали поперек дисками из SiC со смазкой, запрессовывали в фенольную смолу, шлифовали на абразивной SiC бумаге различной зернистости от 320 до 1000 мкм и полировали на сукне с использованием алмазной суспензии концентрацией 6, 3 и 1 моль. Для выявления микроструктуры поверхность шлифов подвергали травлению в 4 %-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте методом погружения полировальной поверхности в ванну с реактивом. Для выявления аустенитного зерна использовали свежеприготовленный насыщенный при комнатной температуре водный раствор пикриновой кислоты с добавлением 1-10 % поверхностно-активного вещества. Для более четкого выявления границ зерен проводили переполіровку с последующим травлением и подогревом реактива до 50-70 °С. Качественный анализ микроструктуры проводили на оптическом микроскопе в светлом поле при увеличении до 1000 крат с использованием системы компьютерного анализа изображений. С помощью цифровой видеокамеры изображение микроструктуры вводили в компьютер и затем анализировали с применением специализированных программ. Каждое измерение повторяли 3 раза для обеспечения статистической воспроизводимости.

6.2. Результаты исследования

На рисунке 6.1 представлены изображения микроструктуры полученных образцов TRIP-стали, полученные методом оптической и электронной микроскопии.

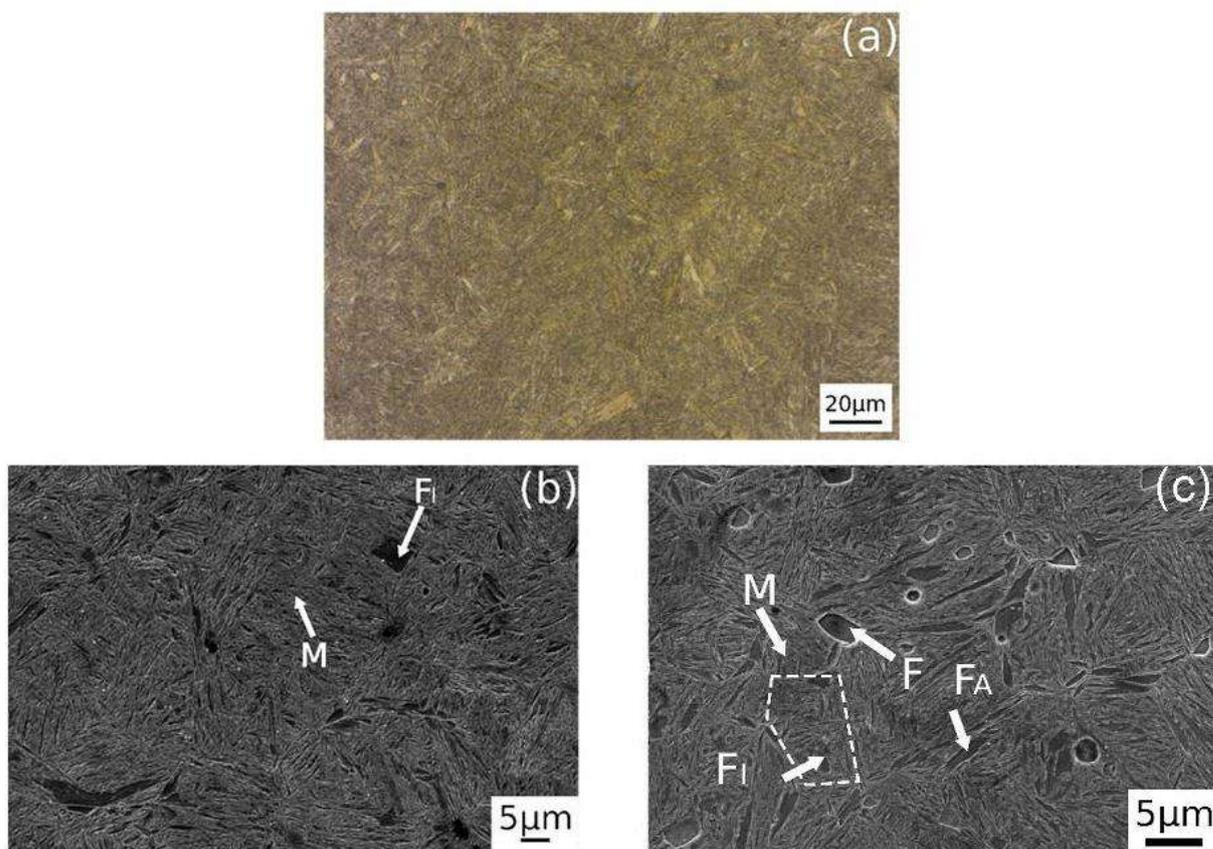


Рисунок 6.1 – Микроструктура TRIP-стали, полученной традиционным методом металлургического производства:

а) оптическая микроскопия; б), в) сканирующая электронная микроскопия

Структура состоит преимущественно из мартенситной матрицы с небольшим количеством аллотриоморфных ферритных колоний (FA), образовавшихся на границах аустенитных зерен. На фотографии, полученной методом сканирующей электронной микроскопии наблюдается присутствие идиоморфного феррита (FI), зародившегося внутри исходных зерен аустенита. Наличие мартенсита объясняется присутствием легирующих элементов, которые изменяют кривые превращения, в несколько раз снижая критическую скорость охлаждения, необходимую для предотвращения формирования

феррита и перлита. Границы первоначального аустенитного зерна обозначены на рисунке пунктирной линией.

Важным фактором является стабильность переохлажденного аустенита, которая зависит как от содержания углерода в нем, так и от размера его включений, поскольку TRIP-эффект подразумевает превращение метастабильного аустенита в мартенсит, происходящее в достаточно большом интервале деформаций растяжения, с одновременной задержкой образования шейки. Если переохлажденный аустенит недостаточно стабилен, то его превращение в мартенсит во время деформации происходит без какого-либо ощутимого влияния на пластичность. По морфологическим признакам включения аустенита можно разделить на два вида: «пленочный» - с толщиной и длиной соответственно ~ 20 и ~ 200 нм и равноосные зерна диаметром 1~2 мкм.

Для максимальной пластичности TRIP-сталей необходимо чтобы в их структуре содержались рекристаллизованные равноосные зерна феррита (~ 10 мкм), что способствует минимальной локализации деформации вблизи границ раздела фаз. Ферритная фаза с относительно большим размером зерна и низкой твердостью обеспечивает лучшее удлинение и формуемость по сравнению с бейнитной микроструктурой.

От количества мартенсита в структуре TRIP-сталей зависит их предел текучести. Наличие в структуре мартенсита после охлаждения от температуры изотермической выдержки в интервале бейнитного превращения говорит о том, что углерод не достаточно обогатился углеродом, поэтому температура мартенситного превращения такого переохлажденного аустенита выше, чем комнатная. Для улучшения свойств TRIP сталей содержащих в своей структуре мартенсит возможно применением низкого (~ 200 °C) отпуска, при котором происходит дополнительное обогащение метастабильного аустенита углеродом и релаксация остаточных напряжений.

Таким образом, проведенный анализ микроструктуры TRIP-стали, полученной традиционным методом металлургического производства, показал,

что формируемая микроструктура равномерная, не имеет несплошностей, пор и других микродефектов. Это позволяет судить о возможности обеспечения необходимого соотношения прочностных и пластических свойств, характерного для данного класса сталей.

Полученные результаты соответствуют требованиям к выполнению работ по проекту, указанным в подпункте 4.1.6. пункта 4 приложения 9 соглашения № 075-15-2021-1031 от «4» октября 2021 г.

7 Исследования Падуанского университета (Италия)

В рамках выполнения Контракта № 13.2251.21.0107 «Исследование 3D-печати прогрессивными сталями высокой прочности с TRIP-эффектом для изготовления самоадаптирующихся конструкционных элементов аэрокосмической отрасли», со стороны итальянского партнера Падуанского университета в 2021 году было запланировано получение следующих результатов:

1. Получение порошка стали с TRIP-эффектом методом распыления расплава следующего химического состава: C = 0.3-0.5%, Mn = 2.5 - 4.0% и Si до 4.0% с размером частиц в диапазоне 40-75 мкм.

2. Первичное исследование микроструктуры порошка стали с TRIP-эффектом для получения информации о полученных структурных составляющих данной стали.

В результате проведенных исследований Падуанским университетом совместно с компанией Пометон СпА (Pometon SpA) были получены фотографии произведенного порошка Трир-стали (рисунок 7.1 и 7.2).

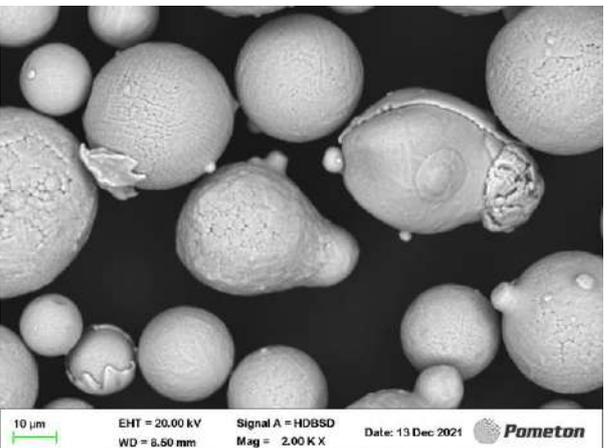
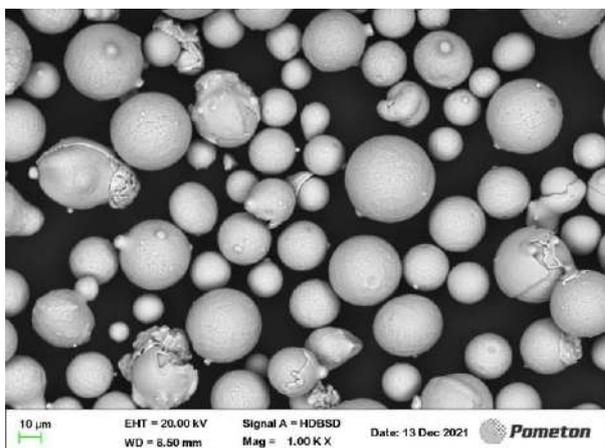
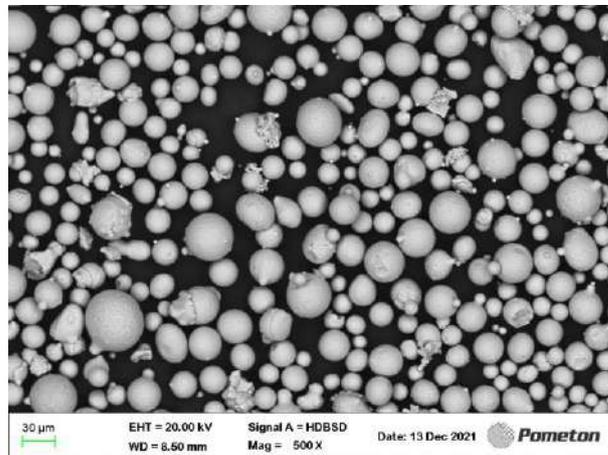
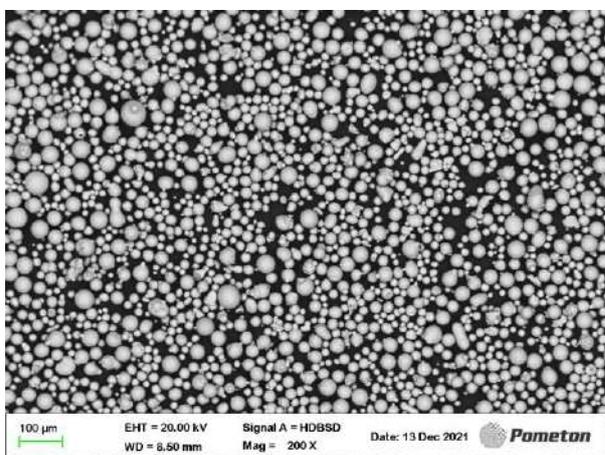


Рисунок 7.1 – Порошок TRIP-стали (C = 0.3-0.5%, Mn = 2.5 - 4.0% и Si до 4.0%), полученный распылением газом. Размер частиц 15-45 мкм

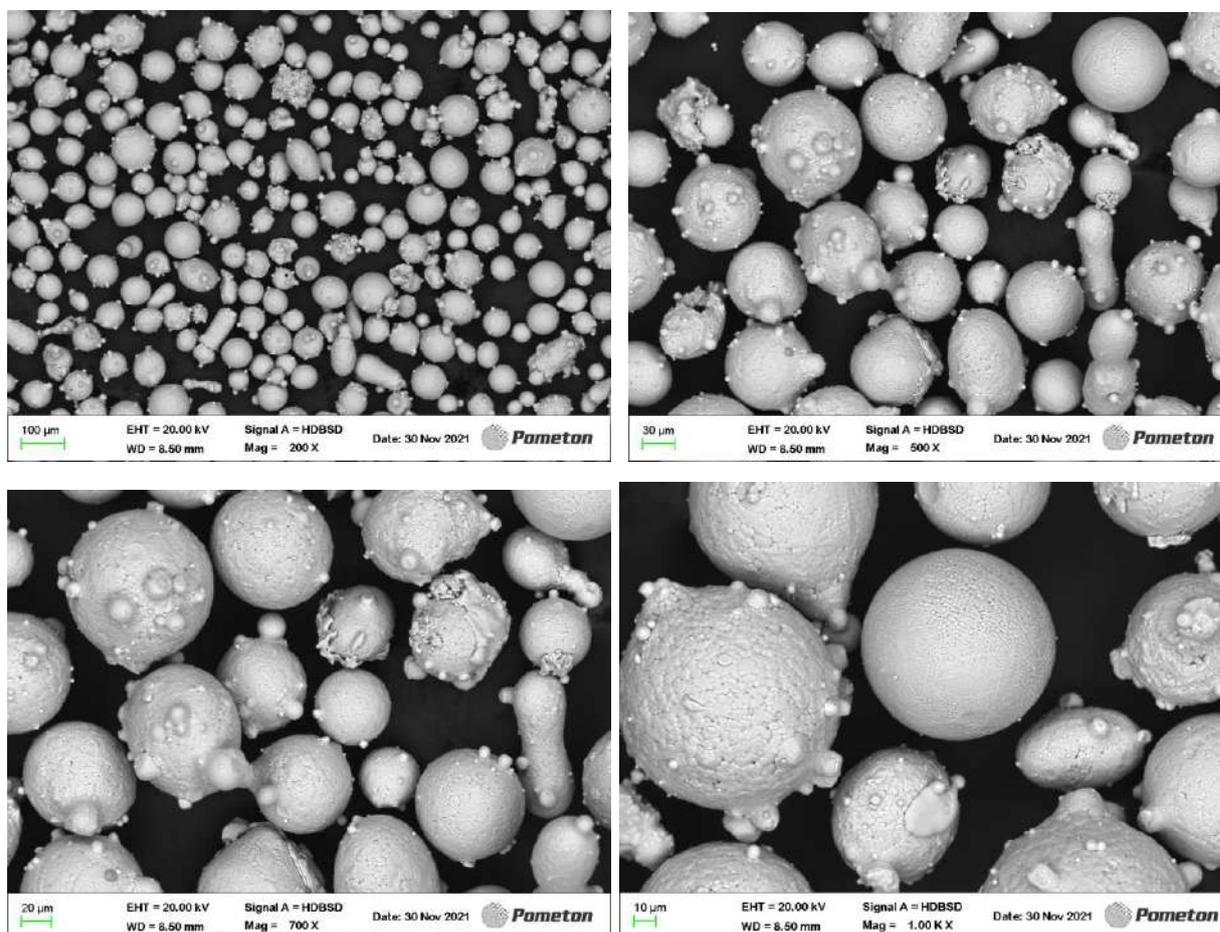


Рисунок 7.2 – Порошок TRIP-стали (C = 0.3-0.5%, Mn = 2.5 - 4.0% и Si до 4.0%), полученный распылением газом. Размер частиц 45-106 мкм

Макроанализ поверхности порошка был выполнен с помощью стереомикроскопа Meiji Techno RZ при увеличениях 10-30 крат (рисунок 7.3).

Микроструктура порошка, исследованной с помощью стереомикроскопа, представлена на рисунке 7.4.



Рисунок 7.3 – Стереомикроскоп фирмы Meiji Techno RZ

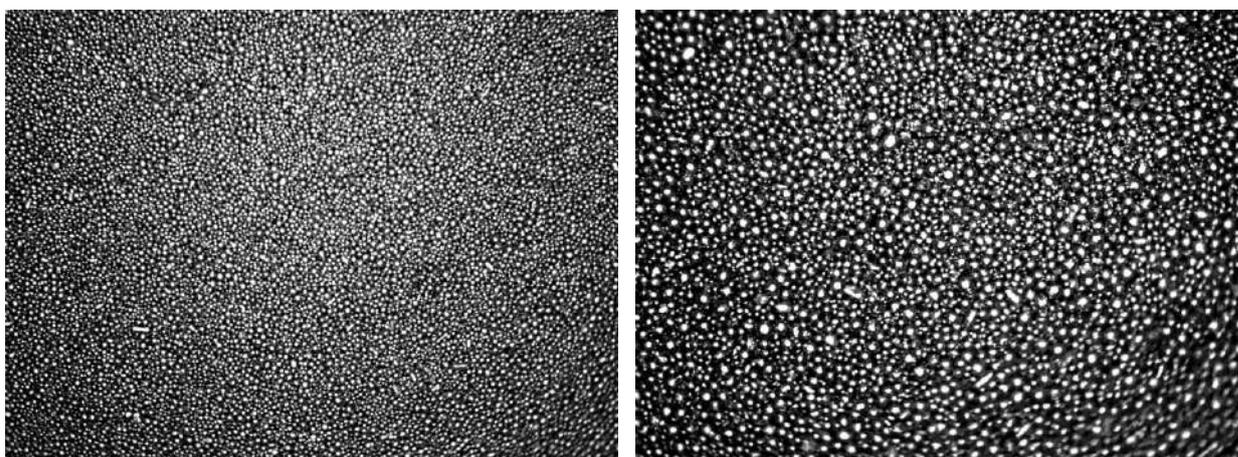


Рисунок 7.4 – Общий вид поверхности исследованного порошка, полученного с помощью стереомикроскопа

Растровый электронно-микроскопический анализ осуществлялся с помощью сканирующего электронного микроскопа JEOL JSM-6490 LV при ускоряющем напряжении 30 кВ при увеличениях от 50 до 1000 крат (рисунок 7.5).



*Термоэмиссионный источник электронов;
Ускоряющее напряжение 0,3 – 30 кВ;
Увеличение от $\times 5$ до $\times 300\,000$;
Разрешение до 3,0 нм
(при ускоряющем 30 кВ)*



Рисунок 7.5 – Растровый электронный микроскоп JSM-6490LV JEOL с системой микроанализа INCA Energy 450 x-MAX 50 Premium, HKLPremiumEBSDSystemNordlysII 2 SOxfordInstrumentsLtd

Исследования формы частиц металлических порошков методом растровой электронной микроскопии показали, что частицы имеют преимущественно выраженную сферическую форму (рисунок 7.6). Такая форма частиц является наиболее ценной для последующего применения металлического порошка, в частности, в области аддитивных технологий. Средний размер частиц составляет около 80 мкм. Кроме того, выявлено, что на поверхности крупных сферических частиц наблюдаются мелкие частицы сферической формы размером 13-15 нм (рисунок 7.7).

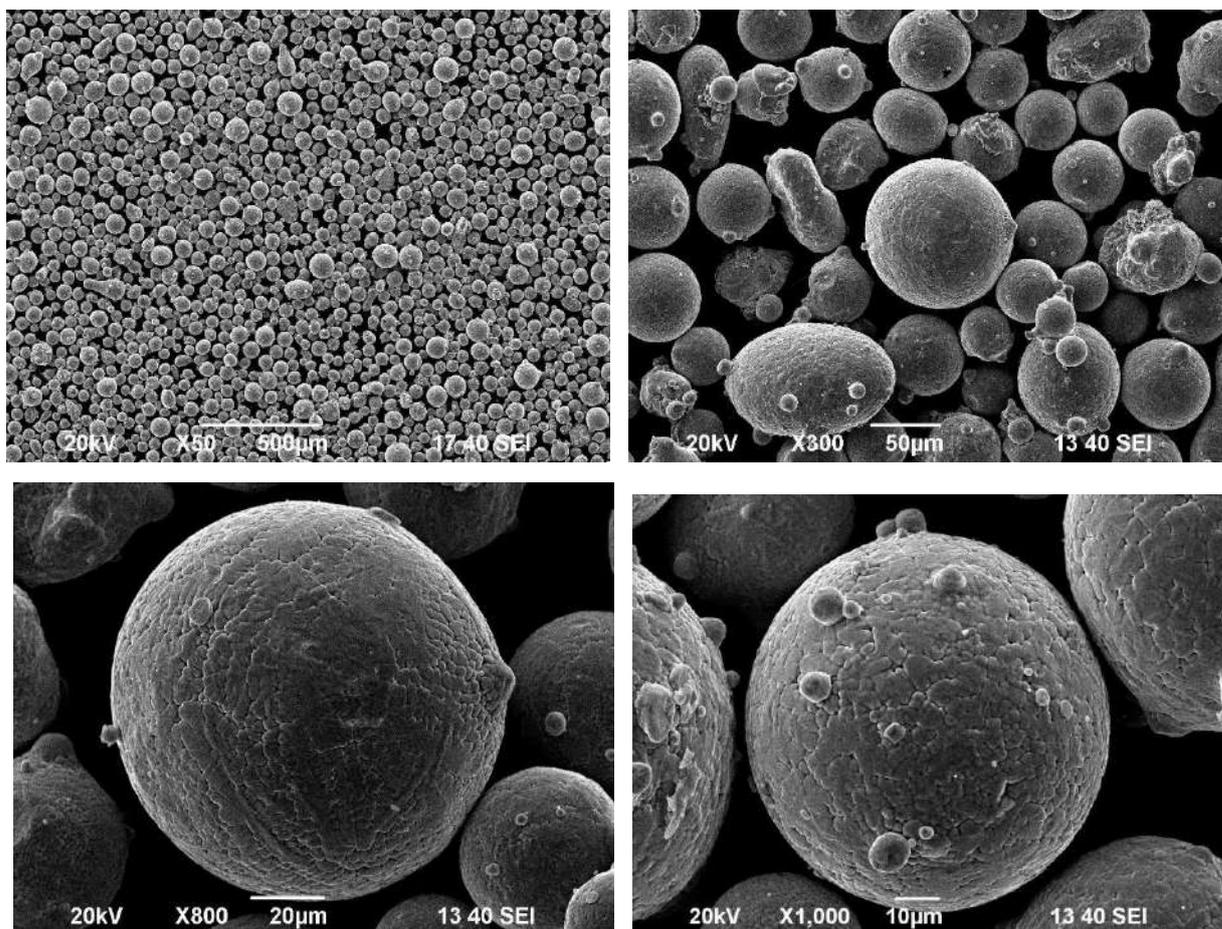


Рисунок 7.6 - Общий вид поверхности исследованного порошка, полученный с помощью растрового электронного микроскопа



Рисунок 7.7 - Общий вид поверхности исследованного порошка

Исследование химического состава металлического порошка с помощью микрорентгеноспектрального анализа как по площади, так и по точкам показало, что в составе частиц присутствуют помимо железа, также кремний и марганец (рисунок 7.8).

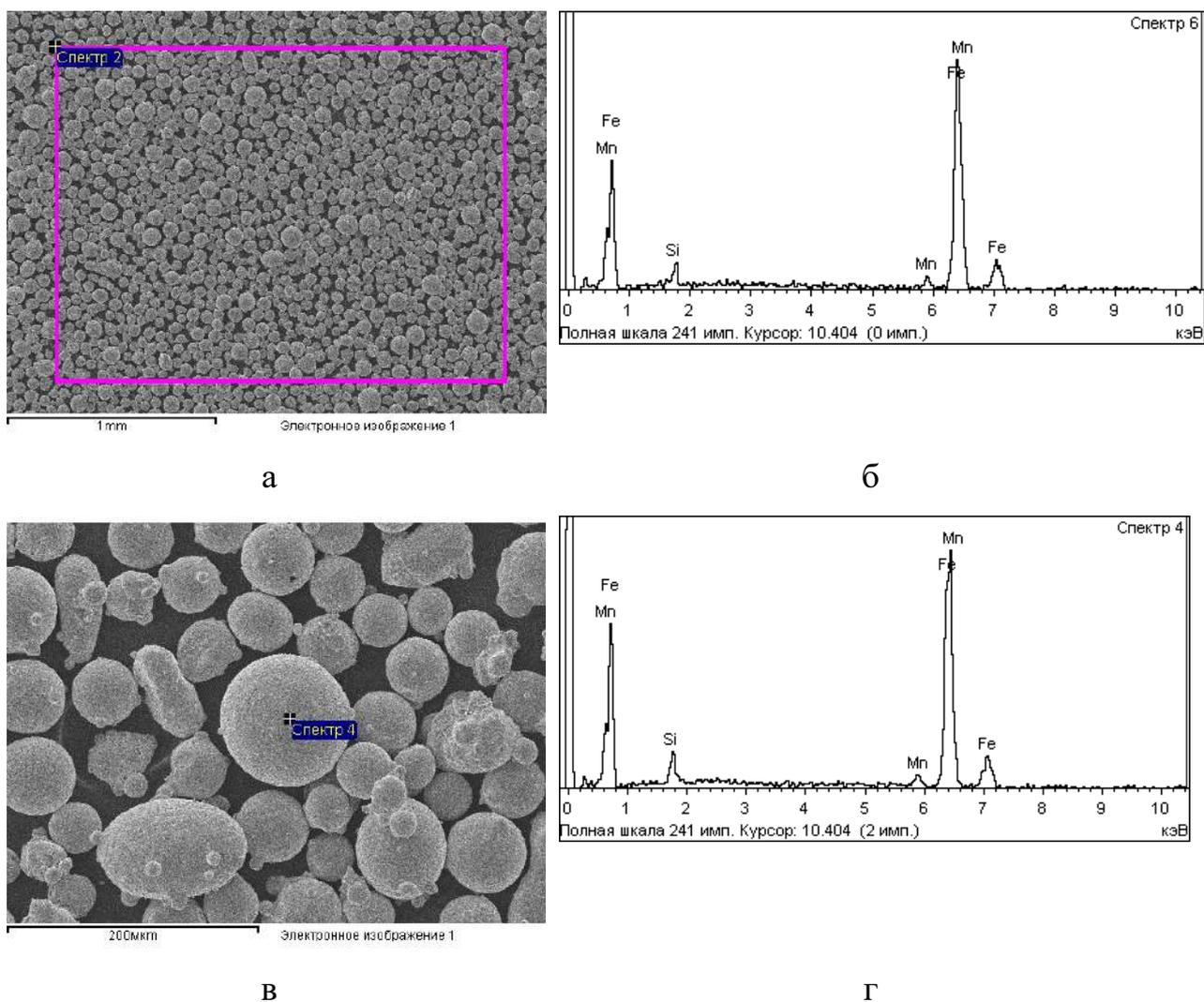


Рисунок 7.8 - Анализируемая площадь (а) и включения (в) и рентгеновские спектры с них (б, г) в микроструктуре исследуемого порошка TRIP-стали

Рентгенофазовый анализ проводился на рентгеновском дифрактометре SHIMADZU XRD-7000. Материал анода – хром, длина волны характеристического K_{α} излучения 2.28970 Å. Отсеивание K_{β} излучения производилось за счет использования селективного фильтра на пути первичного рентгеновского излучения (материал фильтра – ванадий). Рабочее напряжения рентгеновской трубки 40 kV, сила тока накала 30 mA. Режим съемки дискретный с шагом $0,02^{\circ}$ и временем экспозиции 1,5 с. Интервал углов съемки 30...130 . Подготовка исследуемого порошка TRIP стали к рентгенофазовому анализу заключалась к механическому запрессовыванию на подложку из борной кис-

лоты (H_3BO_3), что позволило получить ровную поверхность, пригодную для анализа.

В результате проведения рентгенофазового анализа (РФА) исследуемого порошка TRIP стали была получена дифрактограмма, содержащая набор характерных дифракционных максимумов для α -Fe и карбида на его основе (рисунок 7.9).

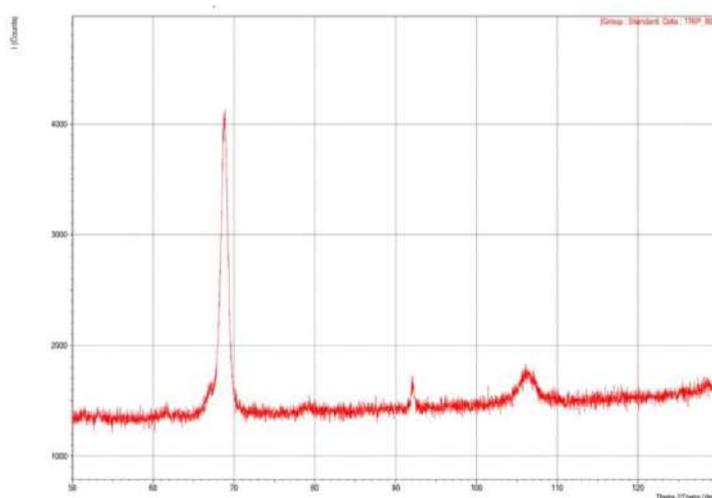


Рисунок 7.9 – Фрагмент дифрактограммы исследуемого порошка TRIP-стали

Самые интенсивные максимумы соответствуют дифракции от плоскостей (110), угол $2\theta \approx 68,8^\circ$ и плоскостей (200), $2\theta \approx 106,0^\circ$ кубической решетки α -Fe. При этом значительное уширение этих максимумов говорит об искажении кристаллической решетки, вызванное формированием твердого раствора замещения. Также на дифрактограмме присутствуют характерные пики карбида железа ($2\theta \approx 61,8^\circ$ и $2\theta \approx 62,2^\circ$). Опираясь на качественный химический состав исследуемого порошка, было проведено определение его фазового состава с применением программного обеспечения Shimadzu «XRD:Qualitative Analysis» и интегрированной базы данных ICDD PDF-2, release 2014 (рисунок 7.10).

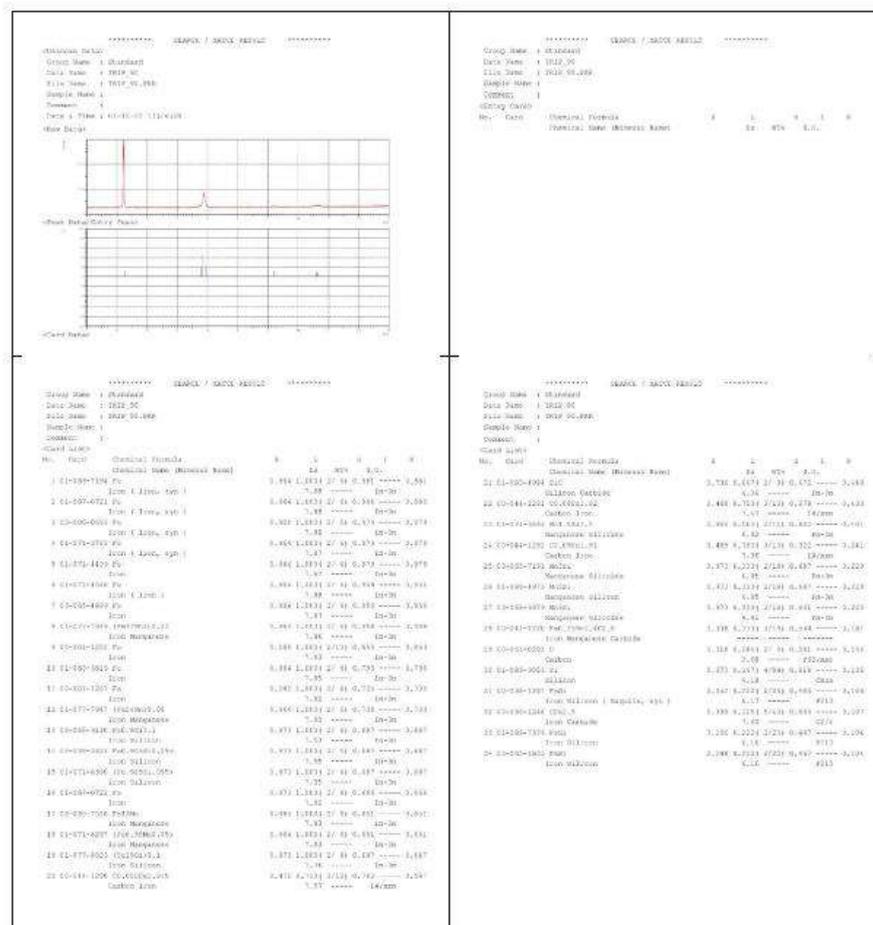


Рисунок 7.10 – Отчет программы Shimadzu «XRD:Qualitative Analysis»

Проведенный рентгенофазовый анализ позволяет сделать вывод, что качественный фазовый состав исследуемого порошка TRIP стали состоит из твердого раствора замещения в ОЦК решетке феррита, содержащего основные легирующие элементы (Si и Mn) и эвтектоидной структуры феррита и карбида железа (перлита).

Выводы

Порошок, полученный Падуанским университетом в рамках проекта «Исследование 3D-печати прогрессивными сталями высокой прочности с TRIP-эффектом для изготовления самоадаптирующихся конструктивных элементов аэрокосмической отрасли», состоял из стали, химический состав которой соответствует цели проекта.

Сферическая форма частиц типична для порошков, получаемых распылением газом, а распределение по размерам является приемлемым для при-

менения в селективной лазерной плавке и для изготовления компонентов с помощью 3d-принтеров. Более того, этот же порошок имеет те же свойства, которые позволяют его использовать в производственных процессах лазерной наплавки.

Рентгенофазовый анализ показал, что фазовый состав порошка состоит из твердого раствора замещения в ОЦК решетке феррита, содержащего основные легирующие элементы (Si и Mn) и эвтектоидной структуры феррита и карбида железа (перлита).

Полученные Падуанским университетом результаты исследований должны быть использованы на втором и третьем этапах проекта при проведении компьютерного моделирования и исследования свойств образцов деталей узлов и агрегатов комплексной формы, изготовленных из порошка TRIP-стали. Аннотационный отчет Падуанского университета представлен отдельным документом в виде pdf-файла «Report on 2021 activity», подписанным руководителем проекта с итальянской стороны профессором Мануэле Дабала 29.12.2021 г.

Результаты, представленные иностранным партнером, Падуанским университетом, соответствуют требованиям, указанным в пунктах 4.2.1 и 4.2.2 приложения 9 к соглашению № 075-15-2021-1031 от «4» октября 2021 г.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Выполненный аналитический обзор современной научно-технической литературы по тематике применения TRIP-сталей в аэрокосмической промышленности показал, что 3D-печать высокопрочными сталями принципиально возможна, и позволяет получить гибко управляемый комплекс сложно сочетаемых механических свойств. Ряд исследований доказывает теоретическую возможность 3D-печати заготовок из высокопрочных сталей, не уступающих (а иногда даже превосходящих) свойства основных типов заготовок из того же материала. Однако формализованные закономерности в этой области находятся только на стадии своего формирования, в результате чего любые проводимые исследования будут дополнять мировой опыт. В связи с большим разнообразием параметров процесса 3D-печати и материаловедческими особенностями сталей с TRIP-эффектом для данной подотрасли важна любая новая информация о технологических режимах.

2. Разработана методика компьютерного мультимасштабного моделирования структуры TRIP-сталей, отличающаяся от всех современных методик оптимизацией с позиции требуемых калькуляционных ресурсов для максимальной точности и оперативности прогноза посредством концепции статистически эквивалентного репрезентативного объема SSRVE.

3. Выполнено компьютерное моделирование процессов производства, обработки или эксплуатации изделий авиакосмической отрасли, что наглядно продемонстрировало теоретико-практическую концепцию самоадаптации деталей аэрокосмического машиностроения в экстремальных и сложно прогнозируемых условиях.

4. Изготовлены образцы из TRIP-сталей традиционными методами металлургического производства, что позволило провести физическое моделирование эффектов структурообразования TRIP-стали и построить термокинетические диаграммы структурно-фазовых превращений, а также первичное исследование микроструктуры. Полученные данные будут использованы на следующем этапе для проведения физико-механического сравнения с образцами с модифицированным химическим составом.

Таким образом, в ходе выполнения первого этапа научно-исследовательской работы по теме «Исследование 3D-печати прогрессивными сталями высокой прочности с TRIP-эффектом для изготовления самоадаптирующихся конструкционных элементов аэрокосмической отрасли», выполняемой совместно с Падуанским университетом (Италия), были получены научные результаты, которые полностью отражают содержание требований, указанных в пункте 4 Приложения 9 к соглашению № 075-15-2021-1031 от «4» октября 2021 г.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Богачев И. Н. Кавитационное разрушение железоуглеродистых сплавов / И. Н. Богачев, Р. И. Минц. – М. : Машгиз, 1959. 170 с.
2. Богачев И. Н. Повышение кавитационно-эрозионной стойкости деталей машин / И. Н. Богачев, Р. И. Минц. М. : Машиностроение, 1964. – 143 с.
3. Богачев И. Н. Новые кавитационно-стойкие стали для гидротурбин и их термообработка / И. Н. Богачев, Л. С. Малинов, Р. И. Минц. М. : НИИИНФОРМ Тяжмаш, 1967. – 47 с.
4. Богачев И. Н. Гидроабразивная стойкость хромомарганцевых сталей / И. Н. Богачев, Л. С. Малинов, В. П. Коробейников // Энергомашиностроение. – 1967. – № 7. – С. 27–30.
5. Попов В. С. Износостойкость пресс-форм огнеупорного производства / В. С. Попов, Н. Н. Брыков, Н. С. Дмитриенко. – М. : Metallurgy, 1971. – 57 с.
6. Филиппов М. А. Стали с метастабильным аустенитом / М. А. Филиппов, В. С. Литвинов, Ю. Р. Немировский. М. : Metallurgy, 1988. 256 с.
7. Коршунов Л. Г. Износостойкость и структурные превращения нестабильных аустенитных сталей при трении / Л. Г. Коршунов // Контактная прочность неметаллических сплавов. – Свердловск : УПИ. – 1972. – С. 72–86.
8. Богачев И. Н. Структура и свойства железомарганцевых сплавов / И. Н. Богачев, В. Ф. Еголаев. – М. : Metallurgy, 1973. – 295 с.
9. Zaccay V. F. The Enhancement of Ductility in High –Strength Steels / V. F. Zaccay, E. R. Parker, D. Fahr, R. Bush // Trans. ASM. – 1969. – Vol. 60. – № 1. – P. 252–259.
10. Малинов Л. С. Упрочнение нестабильных Cr-Mn-N сталей / Л. С. Малинов, Т. Д. Эйсмондт // Известия АН СССР. Металлы. – 1969. – № 2. – С. 113–120.

11. Малинов Л. С. Влияние предварительной пластической деформации на кавитационную стойкость хромомарганцевых сталей / Л. С. Малинов, Т. Д. Эйсмонт // ФХММ. – 1968. – № 6. – С. 691–692.
12. Малинов Л. С. Влияние мартенсита деформации на свойства сталей Fe-Cr-Mn / Л. С. Малинов, А. П. Чейлях, К. Н. Соколов // Известия АН СССР. Металлы. – 1988. – № 2. – С. 78–83.
13. Малинов Л. С. Кинетика образования ϵ -фазы в легированных железо-марганцевых сплавах. Автореф. дис. канд. техн. наук : спец. 15.16.01. – Свердловск : УПИ, 1963. – 20 с.
14. Богачев И. Н. Релаксация напряжений в хромомарганцевой аустенитной стали 30X10Г10 / И. Н. Богачев, Б. А. Потехин // ФММ. – 1964. – Т. 18. – № 5. – С. 257–259.
15. Zackay, V.F. Materials used in automobile manufacture - current state and perspectives / V.F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr, et al. // Journal De Physique IV. – 1967. - №3. – Pp. 31-40.
16. Galan, J. Advanced high strength steels for automotive industry / J. Galan, L. Samek // Revista de Metalurgia. - 2012. - № 48. - Pp. 118–131.
17. Kuziak, R. Advanced high strength steels for automotive industry / R. Kawalla, S. Waengler // Archives of Civil and Mechanical Engineering. – 2008. – №8. – Pp. 103-117.
18. Bast, J.L. The Increasing Sustainability of Cars, Trucks, and the Internal Combustion Engine / J.L. Bast, J. Lehr // Heartland Policy Study. – 2000. - №95. – Pp. 1-69.
19. Dargay, J. Income's effect on car and vehicle ownership, worldwide: 1960-2015 / J. Dargay, D. Gately // Transport. Res. a Pol. – 1999. - №33. – Pp. 101-138.
20. Jambor, A. New cars–new materials / A. Jambor, M. Beyer // Mater. Des. – 1997. - №18. – Pp. 203-209.
21. Малинов Л. С. Аналогия некоторых принципов, лежащих в основе адаптации живых организмов и сплавов с метастабильным аустенитом, в ко-

торых реализуется эффект самозакалки при нагружении, а также разработка технологий на этой основе / Л. С. Малинов // Строительство, материаловедение, архитектура. – Днепропетровск : ПГСА. – 2002. – Вып. 15. – Ч. 1. – С. 79–83.

22. Малинов Л.С. Стали и чугуны с метастабильным аустенитом – разновидность адаптационных материалов с самоорганизацией структуры, вызванной внешним воздействием / Л.С. Малинов // Тез. докл. X Региональной научн. и научн.-техн. конф. – Мариуполь : ПГТУ. – 2003. – 84 с.

23. Малинов Л. С. Стали и чугуны с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки при нагружении – разновидность адаптационных материалов, повышающих свои свойства при внешнем воздействии за счет самоорганизации структуры / Л. С. Малинов // Металл и литье Украины. – 2003. – № 11–12. – С. 3–8.

24. Малинов Л.С. Разработка экономнолегированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с использованием принципа регулирования мартенситных превращений / Л.С. Малинов / Автореф. дис. ... д-ра. техн. наук : спец. 15.16.01. – Екатеринбург: УПИ. – 1992. –35 с.

25. Малинов Л. С. Использование принципа получения метастабильного аустенита, регулирования его количества и стабильности при разработке экономнолегированных сплавов и упрочняющих обработок / Л. С. Малинов // МиТОМ. 1996. № 2. С. 35–39.

26. Малинов Л. С. Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2007. – 352 с.

27. Малинов Л. С. Повышение свойств сталей и высокопрочного чугуна получением в их структуре метастабильного аустенита и реализации эффекта самозакалки при нагружении / Л. С. Малинов // Металлы. – 1999. –№ 6. – С. 67–76.

28. Davies, G.. Magnesium: Materials for automotive bodies / G. Davies // Elsevier G. London. -2003. - №91. – Pp. 158-159.

29. Amirthalingam, M. Microstructural Development during Welding of TRIP steels: PhD thesis in Metallurgical and Materials Engineering / M. Amirthalingam. - Netherlands. 2010. - 171 p.
30. Suliga, M. The theoretical-experimental analyses of the drawing process TRIP steel wires: PhD thesis in Metallurgical and Materials Engineering / M. Suliga. - Czestochowa University of Technology, Czestochowa. – 150 p.
31. Wiewiórowska, S., Muskalski, Z., Ciepiela, W. Intensification of the transition of retained austenite to martensite effected by changing the stress state in trip steel wires. Archives of Metallurgy and Materials. 2015. №60. pp. 2729-2732.
32. Wiewiórowska, S., Muskalski, Z. the application of low and medium carbon steel with multiphase TRIP structure in drawing industry. Procedia Manufacturing. №2. 2015. pp. 181 – 185
33. Siemiński, M., Wiewiórowska, S., Muskalski, Z. Examination of the effect of variation in stress magnitude on the amount of transformed retained austenite in the structure of TRIP steel wires. Key Engineering Materials, Vol. 716, pp. 311-316, 2016
34. Wiewiórowska, S., Muskalski, Z. Analysis the influence of drawing process parameters on the amount of retained austenite in trip steel wires. Metalurgija. 2013. №52. pp. 32-34
35. Muskalski, Z., Wiewiórowska, S. Numerical and experimental analysis of the process of drawing wires of TRIP steel with a carbon content of 0.43% C, with single cross-section reductions. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik. 2015. №46. pp. 279-284
36. Raiyan Seede, David Shoukr, Bing Zhang, Austin Whitt, Sean Gibbons, Philip Flater, Alaa Elwany, Raymundo Arroyave , Ibrahim Karaman. An ultra-high strength martensitic steel fabricated using selective laser melting additive manufacturing: Densification, microstructure, and mechanical properties. Acta Materialia 186 (2020) 199–214 DOI: 10.1016/j.actamat.2019.12.037

37. D. Agius, K. Kourousis, C. Wallbrink, A review of the as-built SLM Ti-6Al-4V mechanical properties towards achieving fatigue resistant designs, *Metals (Basel)* 8 (2018) 75 <http://www.mdpi.com/2075-4701/8/1/75>.
38. T. DebRoy , H.L. Wei , J.S. Zuback , T. Mukherjee , J.W. Elmer , J.O. Milewski , A .M. Beese , A . Wilson-Heid, A. De, W. Zhang, Additive manufacturing of metallic components—process, structure and properties, *Prog. Mater. Sci.* 92 (2018) 112–224.
39. Y. Wang , C. Kamath , T. Voisin , Z. Li , A processing diagram for high-density Ti-6Al-4V by selective laser melting, *Rapid Prototyp. J.* 24 (2018) 1469–1478 .
40. K. Karayagiz , A. Elwany , G. Tapia , B. Franco , L. Johnson , J. Ma , I. Karaman , R. Arroyave , Numerical and experimental analysis of heat distribution in the laser powder bed fusion of Ti-6Al-4V, *IISE Trans.* 51 (2019) 136–152
41. K.N. Amato , S.M. Gaytan , L.E. Murr , E. Martinez , P.W. Shindo , J. Hernandez , S. Collins , F. Medina , Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting, *Acta Mater.* 60 (2012) 2229–2239 .
42. Z. Wang , K. Guan , M. Gao , X. Li , X. Chen , X. Zeng , The microstructure and mechanical properties of deposited-IN718 by selective laser melting, *J. Alloys Compd.* 513 (2012) 518–523 .
43. W.M. Tucho , P. Cuvillier , A. Sjolyst-Kverneland , V. Hansen , Microstructure and hardness studies of Inconel 718 manufactured by selective laser melting before and after solution heat treatment, *Mater. Sci. Eng. A* 689 (2017) 220–232 .
44. R. Seede, A. Mostafa , V. Brailovski , M. Jahazi , M. Medraj , Microstructural and microhardness evolution from homogenization and hot isostatic pressing on selective laser melted Inconel 718: structure, texture, and phases, *J. Manuf. Mater. Process.* 2 (2018) 30
45. K. Kempen, L. Thijs , J. Van Humbeeck , J.P. Kruth , Mechanical properties of alsi10mg produced by selective laser melting, *Phys. Proc.* (2012) 439–446

46. N. Read, W. Wang , K. Essa , M.M. Attallah , Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: process optimisation and mechanical properties development, *Mater. Des.* 65 (2015) 417–424
47. E. Liverani, S. Toschi , L. Ceschini , A. Fortunato , Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel, *J. Mater. Process. Technol.* 249 (2017) 255–263
48. H. Zhang , H. Zhu , T. Qi , Z. Hu , X. Zeng , Selective laser melting of high strength Al-Cu-Mg alloys: processing, microstructure and mechanical properties, *Mater. Sci. Eng. A* 656 (2016) 47–54 .
49. W. Xiong, L. Hao , Y. Li , D. Tang , Q. Cui , Z. Feng , C. Yan , Effect of selective laser melting parameters on morphology, microstructure, densification and mechanical properties of supersaturated silver alloy, *Mater. Des.* 170 (2019) 107697 .
50. A. Iveković , N. Omidvari , B. Vrancken , K. Lietaert , L. Thijs , K. Vanmeensel , J. Vleugels , J.P. Kruth , Selective laser melting of tungsten and tungsten alloys, *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 72 (2018) 27–32 .
51. M. Mahmoudi , G. Tapia , B. Franco , J. Ma , R. Arroyave , I. Karaman , A. Elwany , On the printability and transformation behavior of nickel-titanium shape memory alloys fabricated using laser powder-bed fusion additive manufacturing, *J. Manuf. Process.* 35 (2018) 672–680 .
52. J. Sam , B. Franco , J. Ma , I. Karaman , A. Elwany , J.H. Mabe , Tensile actuation response of additively manufactured nickel-titanium shape memory alloys, *Scr. Mater.* 146 (2018) 164–168 .
53. B. Franco , J. Ma , B. Loveall , G.A. Tapia , K. Karayagiz , J. Liu , A. Elwany , R. Arroyave , I. Karaman , A sensory material approach for reducing variability in additively manufactured metal parts, *Sci. Rep.* 7 (2017) 3604 .
54. J. Ma , B. Franco , G. Tapia , K. Karayagiz , L. Johnson , J. Liu , R. Arroyave , I. Karaman , A. Elwany , Spatial control of functional response in 4D-Printed active metallic structures, *Sci. Rep.* 7 (2017) 46707 .

55. W. Lin , B. Franco , I. Karaman , A. Elwany , J. Ma , Evolution of mechanical behavior of magnesium alloy infiltrated 3D-printed CoCr scaffolds under corrosion in simulated body fluid, *Mater. Sci. Eng. C* (2019) 109747 .

56. S. Yager , J. Ma , H. Ozcan , H.I. Kilinc , A.H. Elwany , I. Karaman , Mechanical properties and microstructure of removable partial denture clasps manufactured using selective laser melting, *Addit. Manuf.* 8 (2015) 117–123

57. J.J.S. Dilip, G.D.J. Ram , T.L. Starr , B. Stucker , Selective laser melting of HY100 steel: process parameters, microstructure and mechanical properties, *Addit. Manuf.* 13 (2017) 49–60

58. E. Jelis, M.R. Hespos , N.M. Ravindra , Process evaluation of AISI 4340 steel manufactured by laser powder bed fusion, *J. Mater. Eng. Perform.* 27 (2018) 63–71

59. H. Fayazfar, M. Salarian , A. Rogalsky , D. Sarker , P. Russo , V. Paserin , E. Toyserkani , A critical review of powder-based additive manufacturing of ferrous alloys: process parameters, microstructure and mechanical properties, *Mater. Des.* 144 (2018) 98–128

60. A. Ahmadi , R. Mirzaeifar , N.S. Moghaddam , A.S. Turabi , H.E. Karaca , M. Elahinia , Effect of manufacturing parameters on mechanical properties of 316L stainless steel parts fabricated by selective laser melting: a computational framework, *Mater. Des.* 112 (2016) 328–338 .

61. R. Rashid , S.H. Masood , D. Ruan , S. Palanisamy , R.A. Rahman Rashid , M. Brandt , Effect of scan strategy on density and metallurgical properties of 17-4PH parts printed by selective laser melting (SLM), *J. Mater. Process. Technol.* 248 (2017) 502–511.

62. V.A. Popovich , E.V. Borisov , A .A . Popovich , V.S. Sufiiarov , D.V. Masaylo , L. Alzina , Functionally graded Inconel 718 processed by additive manufacturing: crystallographic texture, anisotropy of microstructure and mechanical properties, *Mater. Des.* 114 (2017) 441–449 .

63. V.A. Popovich, E.V. Borisov , V.S. Sufiyarov , A .A . Popovich, Tailoring the properties in functionally graded alloy Inconel 718 using additive technologies, *Met. Sci. Heat Treat.* 60 (2019) 701–709
64. Patrick Köhnen. Controlling microstructure and mechanical properties of additively manufactured high strength steels by tailored solidification. *Additive Manufacturing.* Volume 35, October 2020, 101389 DOI: 10.1016/j.addma.2020.101389
65. D.D. Gu, W. Meiners, K. Wissenbach, R. Poprawe, Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms // *International Materials Reviews* 57. – 2012. – pp. 133–164. DOI: 10.1179/1743280411Y.0000000014.
66. D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, C. Emmelmann, Additive manufacturing of metals, *Acta Materialia* 117 (2016) 371–392. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.
67. J.J. Lewandowski, M. Seifi, Metal Additive Manufacturing: A Review of Mechanical Properties, *Annu. Rev. Mater. Res.* 46 (2016) 151–186. DOI: 10.1146/annurev-matsci-070115-032024
68. Y.M. Wang, T. Voisin, J.T. McKeown, J. Ye, N.P. Calta, Z. Li, Z. Zeng, Y. Zhang, W. Chen, T.T. Roehling, R.T. Ott, M.K. Santala, P.J. Depond, M.J. Matthews, A.V. Hamza, T. Zhu, Additively manufactured hierarchical stainless steels with high strength and ductility, *Nat Mater* 17 (2018) 63–71. DOI: 10.1038/NMAT5021.
69. T. Niendorf, S. Leuders, A. Riemer, H.A. Richard, T. Tröster, D. Schwarze, Highly Anisotropic Steel Processed by Selective Laser Melting, *Metall and Materi Trans B* 44 (2013) 794–796. DOI: 10.1007/s11663-013-9875-z.
70. L.E. Murr, E. Martinez, J. Hernandez, S. Collins, K.N. Amato, S.M. Gaytan, P.W. Shindo, Microstructures and Properties of 17-4 PH Stainless Steel Fabricated by Selective Laser Melting, *Journal of Materials Research and Technology* 1 (2012) 167–177. DOI: 10.1016/S2238-7854(12)70029-7.

71. A.B. Spierings, M. Schoepf, R. Kiesel, K. Wegener, Optimization of SLM productivity by aligning 17-4PH material properties on part requirements, *Rapid Prototyping Journal* 20 (2014) 444–448. DOI: 10.1108/RPJ-04-2013-0045

72. G. Casalino, S.L. Campanelli, N. Contuzzi, A.D. Ludovico, Experimental investigation and statistical optimisation of the selective laser melting process of a maraging steel, *Optics & Laser Technology* 65 (2015) 151–158. DOI: 10.1016/j.optlastec.2014.07.021.

73. C. Tan, K. Zhou, W. Ma, P. Zhang, M. Liu, T. Kuang, Microstructural evolution, nanoprecipitation behavior and mechanical properties of selective laser melted high-performance grade 300 maraging steel, *Materials & Design* 134 (2017) 23–34. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.08.026

74. Thijs L., Kempen K., Fine-structured aluminum products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder, *Acta Materialia* 61 (2013) 1809–1819. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.11.052.

75. E. Brandl, U. Heckenberger, V. Holzinger, D. Buchbinder, Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior, *Materials & Design* 34 (2012) 159–169. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.07.067

76. K.N. Amato, S.M. Gaytan, L.E. Murr, E. Martinez, P.W. Shindo, J. Hernandez, S. Collins, F. Medina, Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting, *Acta Materialia* 60 (2012) 2229–2239. DOI:10.1016/j.actamat.2011.12.032.

77. S. Li, Q. Wei, Y. Shi, Z. Zhu, D. Zhang. Microstructure characteristics of inconel 625 superalloy manufactured by selective laser melting // *Journal of Materials Science & Technology*. - № 31. - 2015. - 946–952. DOI: 10.1016/j.jmst.2014.09.020.

78. L. Thijs, F. Verhaeghe, T. Craeghs, J. van Humbeeck, J.-P. Kruth, A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti–6Al–4V, *Acta Materialia* 58. – 2010. –pp. 3303–3312. DOI: 10.1016/j.actamat.2010.02.004.

79. P. Kumar, O. Prakash, U. Ramamurty, Micro- and meso-structures and their influence on mechanical properties of selectively laser melted Ti-6Al-4V, *Acta Materialia* 154. – 2018. – pp. 246–260. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.05.044.

80. T. DebRoy, T. Mukherjee, J.O. Milewski, J.W. Elmer, B. Ribic, J.J. Blecher, W. Zhang, Scientific, technological and economic issues in metal printing and their solutions, *Nat Mater.* - 2019. DOI: 10.1038/s41563-019-0408-2

81. T.K. Hiroshige Inoue. Clarification of solidification behaviors in austenitic stainless steels based on welding process // *Nippon Steel Technical Report.* - 2007.

82. P. Kürsteiner, M.B. Wilms, A. Weisheit, P. Barriobero-Vila, E.A. Jägle, D. Raabe, Massive nanoprecipitation in an Fe-19Ni- x Al maraging steel triggered by the intrinsic heat treatment during laser metal deposition, *Acta Materialia* 129 (2017) 52–60. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.02.069.

83. Q. Jia, P. Rometsch, P. Kürsteiner, Q. Chao, A. Huang, M. Weyland, L. Bourgeois, X. Wu, Selective laser melting of a high strength Al Mn Sc alloy: Alloy design and strengthening mechanisms, *Acta Materialia* 171 (2019) 108–118. DOI: 10.1016/j.actamat.2019.04.014.

84. J.H. Martin, B.D. Yahata, J.M. Hundley, J.A. Mayer, T.A. Schaedler, T.M. Pollock, 3D printing of high-strength aluminium alloys, *Nature* 549 (2017) 365–369. DOI: 10.1038/nature23894

85. J. Günther, F. Brenne, M. Droste, M. Wendler, O. Volkova, H. Biermann, T. Niendorf, Design of novel materials for additive manufacturing - Isotropic microstructure and high defect tolerance, *Sci. Rep.* 8. – 2018. DOI: 10.1038/s41598-018-19376-0

86. D. Zhang, D. Qiu, M.A. Gibson, Y. Zheng, H.L. Fraser, D.H. StJohn, M.A. Easton, Additive manufacturing of ultrafine-grained high-strength titanium alloys // *Nature*, 576. – 2019. - Pp. 91–95. DOI: 10.1038/s41586-019-1783-1.

87. P. Barriobero-Vila, J. Gussone, A. Stark, N. Schell, J. Haubrich, G. Requena, Peritectic titanium alloys for 3D printing, *Nat. Commun.* - № 9. - 2018. DOI: 10.1038/s41467-018-05819-9.

88. H. Springer, C. Baron. Additive manufacturing of high modulus steels: New possibilities for lightweight design *Additive Manufacturing*. - № 32. – 2020.

89. Chaolin Tan. Additive manufacturing of multi-scale heterostructured high-strength steels / Chaolin Tan, Youxiang Chew, Ranxi Duan, Fei Weng, Shang Sui, Fern Lan Ng, Zhenglin Du, Guijun Bi // *Materials Research Letters*. – 2021. – pp. 291-299. DOI: 10.1080/21663831.2021.1904299

90. Dierk Raabe, Binhan Sun. Current challenges and opportunities in microstructure-related properties of advanced high-strength steels // *Metallurgical and materials transactions 50th anniversary collection*. – 2020. DOI: 10.1007/s11661-020-05947-2.

91. Nima Haghdadi, Majid Laleh, Maxwell Moyle, and Sophie Primig Additive manufacturing of steels: a review of achievements and challenges. *J Mater Sci* 2020 <https://doi.org/10.1007/s10853-020-05109-0>

92. Al Arsh Basheer Advances in the smart materials applications in the aerospace industries / *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*. 92/7 (2020) 1027–1035 DOI 10.1108/AEAT-02-2020-0040

93. O'Brien, M.J. Development and qualification of additively manufactured parts for space. *Opt. Eng.* 2019, 58, 1–10.

94. Shahir Mohd Yusuf, Samuel Cutler and Nong Gao. The Impact of Metal Additive Manufacturing on the Aerospace Industry // *Metals* 2019, 9, 1286; doi:10.3390/met9121286

96. Prater, T., Werkheiser, N., Ledbetter, F., Timucin, D., Wheeler, K., Snyder, M. 3D Printing in Zero G Technology Demonstration Mission: Complete experimental results and summary of related material modeling efforts // *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* – 2019. - № 101. – pp. 391–417.

97. Madej, Ł. Generation of dedicated finite element meshes for multiscale applications with Delaunay triangulation and adaptive finite element – cellular automata algorithms / Ł. Madej, F. Kruzal, P. Cybulka, et al. // *Computer Methods in Materials Science*. – 2012. - №12. – Pp. 85-96.

98. Brands, S. Statistically similar reconstruction of dual-phase steel microstructures for engineering applications / S. Brands, J. Schroder, D. Balzani // Proc. CMM-2011 Computer Methods in Mechanics. – 2011. – CD-ROM.

99. Rauch, L. Data filtering using dynamic particles method / L. Rauch, J. Kusiak // Computer Assisted Mechanics and Engineering Sciences. – 2007. - №14. – Pp. 353-360.

100. Rauch, L . On application of shape coefficients to creation of the statistically similar representative element of DP steels / L. Rauch, M. Pernach, K. Bzowski et al. // Computer Methods in Materials Science. – 2011. - №11. – Pp. 531-541.

101. Wiewiorowska, S., Determination of content of retained austenite in steels with TRIP effect deformed at different strain rates / S. Wiewiorowska // Steel Research International. – 2010. - № 81. – Pp. 262-265.

102. Wiewiorowska, S., The influence of strain rate and strain intensity on retained austenite content in structure of steel with TRIP Effect / S. Wiewiorowska // Solid State Phenomena. – 2010. - №165. – Pp. 216-222

103. Владимиров, Ю.В. Современное зарубежное механическое оборудование для производства калиброванного металла / Ю.В. Владимиров // Черная металлургия. Бюл. НТИ. – 1991. - № 11. - С. 29-56.

104. Корчунов, А.Г. Формирование качества поверхности стали при калибровании в монолитной волоке: Монография/ А.Г. Корчунов, В.Н. Лебедев, К.Г. Пивоварова и др. - Магнитогорск, МГТУ, 2007. 90 с.

105. Johnson, R.W. Strip and rod drawing at small reductions of area/ R.W. Johnson // J Aust Inst Metals. – 1971.- №16. – Pp. 63-66.

106. Кандауров, Е.Л. Перспективы производства калиброванного проката / Е.Л. Кандауров, С.В. Кривошеков, А.Д. Носов и др. // Сталь. – 2005. - № 1. - С. 70-71.

107. Владимиров, Ю.В. Производство калиброванного металла и метизов в капиталистических и развивающихся странах в 1989 году / Ю.В. Владимиров // Известия вузов. Черная металлургия. -1990. - № 9. - С. 14-24.

108. Корчунов, А.Г. Совершенствование методики управления качеством продукции в технологических процессах метизного производства / А.Г. Корчунов // Производства проката. – 2008. - №12. - С. 8 -13.
109. ГОСТ 7417-75. Сталь калиброванная круглая. Сортамент. - М.: Изд-во стандартов. – 1990
110. Chatterjee S. Transformations in TRIP-assisted Steels: Microstructure and Properties: a thesis submitted for the degree of Doctor of Philosophy / Sourabh Chatterjee. – London, 2006. – 191 p
111. Gajda, B. A study of microstructure and phase transformations of CMnAlSi TRIP steel / B. Gajda, A.K. Lis. // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2008. - №31. – Pp. 646-653
112. Kohichi Sugimoto, Toshiki Muramatsu, Tomohiko Hojo, Shunichi Hashimoto. Ultra high-strength C-Si-Mn-Nb-Mo TRIP-aided sheet steels // Materials Science and Technology. – 2005. - № 2. – pp. 15-24.
113. Koh-ichi Sugimoto, Shunichi Hashimoto, Shushi Ikeda. Ultra high-strength low-alloy TRIP-aided sheet steels with bainitic ferrite matrix // Int. Conf. on Advanced High-Strength Sheet Steels for Automotive Applications. – 2004. - pp.63-70.
114. Krizan, D. Trip steels: advanced high strength multiphase steels for automotive applications // IOP Conference: CO-MAT-TECH. – 2006. – pp. 1-10.
115. Krizan, D. Multi-phase field modeling in TRIP steels: Distributed vs. average stability and strain-induced transformation of retained austenite / Maria-Ioanna T. Tzini, John S. Aristeidakis, Peter I. Christodoulou, Alexis T. Ker-manidis, Gregory N. Haidemenopoulos, Daniel Krizan // Materials Science and Engineering: A. – 2021. – pp. 142-341.
116. B.C. De Cooman Structure–properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite // Current Opinion in Solid State and Materials Science. - Volume 8. – Issues 3–4. – 2004. – pp. 285-303.

Министерство науки и высшего образования РФ
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования
«Магнитогорский государственный технический
университет им. Г.И. Носова»

УДК 669.18
Per. № 121121600306-9
И223022800106-0



УТВЕРЖДАЮ

Проректор по научной и
инновационной работе

О.Н. Тулунов

2022 г.

ОТЧЕТ

об исследованиях

по теме:

**«ИССЛЕДОВАНИЕ 3D-ПЕЧАТИ ПРОГРЕССИВНЫМИ СТАЛЯМИ
ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ С TRIP-ЭФФЕКТОМ ДЛЯ
ИЗГОТОВЛЕНИЯ САМОАДАПТИРУЮЩИХСЯ
КОНСТРУКЦИОННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ
АЭРОКОСМИЧЕСКОЙ ОТРАСЛИ»
(второй этап)**

Соглашение с Министерством науки и высшего образования РФ
№ 075-15-2021-1031 от «04» октября 2021 г.
о предоставлении из федерального бюджета грантов в форме субсидий
в соответствии с п.4 ст. 78.1 Бюджетного кодекса РФ

Руководитель работ по проекту
д-р техн. наук, профессор


(подпись, дата) 30.12.2022

М.А. Полякова

Магнитогорск,
2022 г.

СПИСОК ИСПОЛНИТЕЛЕЙ
по второму этапу контракта №13.2251.21.0107

Тема: «Исследование 3D-печати прогрессивными сталями высокой прочности с TRIP-эффектом для изготовления самоадаптирующихся конструкционных элементов аэрокосмической отрасли»

Научный руководитель,
профессор, д-р техн. наук


(подпись, дата) М.А. Полякова

Исполнители по проекту:

Главный научный сотрудник,
профессор, д-р техн. наук


(подпись, дата) А.Г. Корчунов

Старший научный сотрудник,
канд. техн. наук


(подпись, дата) Д.А. Горленко

Старший научный сотрудник,
канд. техн. наук


(подпись, дата) А.Е. Гулин

Старший научный сотрудник,
канд. техн. наук


(подпись, дата) Д.В. Константинов

Старший научный сотрудник,
канд. техн. наук


(подпись, дата) О.А. Куприянова

Старший научный сотрудник,
доцент, д-р техн. наук


(подпись, дата) К.Г. Пивоварова

Старший научный сотрудник,
доцент, канд. техн. наук


(подпись, дата) М.А. Шекшеев

Научный сотрудник,
канд. техн. наук


(подпись, дата) Е.М. Огнева

Нормоконтролер


(подпись, дата) Е.М. Огнева

РЕФЕРАТ

Отчет содержит 132 страницы, 89 рисунков, 20 таблиц, 16 формул, 2 приложения, список литературы состоит из 35 литературных источников.

АЭРОКОСМИЧЕСКАЯ ИНДУСТРИЯ, ВЫСОКОПРОЧНАЯ СТАЛЬ, АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ, TRIP-ЭФФЕКТ, САМОАДАПТИРУЮЩИЕСЯ КОНСТРУКЦИОННЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ, КОМПЬЮТЕРНОЕ МУЛЬТИМАСШТАБНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, МИКРОСТРУКТУРА

В рамках второго этапа научных исследований в соответствии с календарным планом проведены следующие виды работ:

- проведены патентные исследования в соответствии с ГОСТ Р 15.011-96;
- изготовлены лабораторные образцы TRIP-сталей с модифицированным химическим составом ($C = 0.3-0.5\%$, $Mn = 2.5 - 4.0\%$, Si до 4.0% , Al до 1%) традиционными методами металлургического производства (выплавка – термическая обработка – пластическая деформация);

- проведены сравнительные исследования механических свойств (прочность на растяжение, сжатие, трехточечный изгиб, микротвердость, динамическая микротвердость) (в т.ч. в условиях предельной деформируемости) образцов прототипов изделий, полученных от иностранного партнера и изготовленных методом 3D-печати, и полученных традиционной технологией металлургического производства для установления закономерностей изменения механических свойств полученных материалов в рамках традиционных сертифицированных тестов и процессов обработки давлением с различной степенью интенсивности деформации;

- проведено сравнительное исследование микроструктуры образцов, полученных от иностранного партнера и изготовленных методом 3D-печати, и полученных традиционной технологией металлургического производства для установления закономерностей локальной кинетики микроструктурных превращений в зависимости от схемы напряженно-деформированного состояния и энергосиловых параметров обработки TRIP-стали.

Иностранным партнером - Падуанским университетом (Италия), в рамках второго этапа проекта в соответствии с календарным планом проведены следующие виды работ:

- получен порошок стали с TRIP-эффектом следующего химического состава: C = 0.3-0.5%, Mn = 2.5 - 4.0%, Si до 4.0%, Al до 1% с размером частиц в диапазоне 40-75 мкм для последующей 3D-печати;

- проведено первичное исследование микроструктурных параметров порошка стали с TRIP-эффектом (химический состав C = 0.3-0.5%, Mn = 2.5 - 4.0%, Si до 4.0%, Al до 1% с размером частиц в диапазоне 40-75 мкм) для получения информации о полученных структурных составляющих данной стали в порошкообразном состоянии;

- изготовлены прототипы изделий для аэрокосмической индустрии, полученные методом Selective Laser Melting (SLM) из TRIP-сталей с традиционным (химический состав C = 0.3-0.5%, Mn = 2.5 - 4.0% и Si до 4.0%) и модифицированным (химический состав C = 0.3-0.5%, Mn = 2.5 - 4.0%, Si до 4.0%, Al до 1%) составами.

Результаты исследований оформлены и представлены в виде самостоятельного аннотационного отчета на английском языке на бланке организации. Перевод аннотационного отчета Падуанского университета включен в раздел 5 настоящего отчета о научном исследовании.

Все результаты, полученные в ходе реализации второго этапа проекта, соответствуют требованиям, указанным в пункте 4 приложения 9 соглашения № 075-15-2021-1031 от «04» октября 2021 г.

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
ВВЕДЕНИЕ.....	9
1 Проведение патентных исследований.....	10
2 Изготовление лабораторных образцов TRIP-сталей с модифицированным химическим составом традиционными методами металлургического производства (выплавка – термическая обработка - пластическая деформация)	11
2.1 Особенности выплавки TRIP-сталей.....	11
2.2 Обеспечение химического состава.....	13
2.3 Проведение выплавки образцов TRIP-сталей.....	18
2.4 Особенности термической обработки TRIP-сталей.....	20
2.5 Особенности пластической деформации TRIP-сталей.....	23
3 Проведение сравнительных исследований механических свойств (в т.ч. в условиях предельной деформируемости) образцов прототипов изделий, полученных от иностранного партнера и изготовленных методом 3D-печати, и полученных традиционной технологией металлургического производства	25
3.1 Испытание на растяжение.....	25
3.2 Испытание на сжатие.....	26
3.3 Испытание на пластическую деформацию при изгибе	29
3.4 Исследование микротвердости и динамической микротвердости..	33
3.4.1 Методика измерения микротвердости методом Берковича...	33
3.4.2 Определение твердости по шкале Мартенса, НМТ115.....	37
3.4.3 Определение твердости по шкале Мартенса, определенная по наклону кривой нагружения, НMs.....	37
3.4.4 Определение твердости индентирования, Н _{IT}	38
3.4.5 Определение ползучести при индентировании, С _{IT}	38
3.4.6 Определение доли пластической и упругой составляющей работы при инструментальном индентировании, η _{IT}	39

3.4.7	Определение модуля упругости, E_{IT}	39
4	Проведение сравнительного исследования микроструктуры образцов прототипов изделий, полученных от иностранного партнера и изготовленных методом 3D-печати, и полученных традиционной технологией металлургического производства	52
4.1	Материал и методика исследования.....	52
4.1.1	Образцы модифицированного химического состава, изготовленные традиционной технологией металлургического производства	52
4.1.2	Образцы, изготовленные методом 3D-печати и полученные от иностранного партнера	53
4.1.3	Подготовка микрошлифов и проведение металлографических исследований	54
4.1.4	Методика проведения деформационной обработки образцов TRIP-стали	60
4.2	Исследование микроструктуры образцов TRIP-стали, полученных традиционной технологией металлургического производства и подвергнутых последующей деформационной обработке	62
4.3	Исследование микроструктуры образцов TRIP-стали, изготовленных методом 3D-печати.....	73
4.4	Закономерности микроструктурных превращений в образцах TRIP-стали, полученных традиционной технологией металлургического производства в зависимости от схемы напряженно-деформированного состояния и образцах, изготовленных методом 3D-печати, от энергосиловых параметров обработки.....	104
5	Исследования Падуанского университета (Италия)	107
5.1	Изготовление порошка из стали с TRIP-эффектом с модифицированным составом	107

5.2 Первичное исследование микроструктурных параметров порошка из стали с TRIP-эффектом с модифицированным составом...	110
5.2.1 Особенности структуры поверхности порошка из стали с TRIP-эффектом с модифицированным составом	110
5.2.2 Особенности микроструктуры образца 1, полученного из TRIP-стали с модифицированным составом.....	112
5.2.3 Особенности микроструктуры образца 2, полученного из TRIP-стали с модифицированным составом	114
5.2.4 Особенности микроструктуры образца 3, полученного из TRIP-стали с модифицированным составом.....	115
5.3 Изготовление прототипов из сталей с традиционным и модифицированным химическим составом	118
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	122
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	125
ПРИЛОЖЕНИЕ 1 Акт изготовления образцов.....	129
ПРИЛОЖЕНИЕ 2 Протоколы механических испытаний образцов, полученных от иностранного партнера и изготовленных методом 3D-печати, и полученных традиционной технологией металлургического производства.....	130

ОПРЕДЕЛЕНИЯ, СОКРАЩЕНИЯ

AHSS (Advanced High Strength Steels) – усовершенствованная высокопрочная сталь;

SLM (Selective Laser Melting) – селективное лазерное плавление;

TRIP-steel (Transformation Induced Plasticity steel) – трип-сталь (метастабильная высокопрочная аустенитная сталь с высокой пластичностью).

ВВЕДЕНИЕ

На предыдущем этапе проекта было проведено мультимасштабное компьютерное моделирование эксплуатации в экстремальных условиях различных вариаций конструктивных элементов для аэрокосмической отрасли. Моделирование производилось с учетом микромеханики деформирования исследуемых сталей. По этой причине результаты моделирования требовали верификации посредством лабораторных исследований с использованием предварительно изготовленных образцов (в т.ч. из материалов, предоставленных иностранным партнером – Падуанским университетом).

В ходе второго этапа проекта были проведены феноменологические исследования микроструктуры и механических свойств лабораторных образцов, полученных посредством традиционной металлургической технологии и 3D-печатью. Помимо верификации и оценки прогнозирующей способности разработанных ранее компьютерных моделей, полученные на данном этапе сведения о свойство- и структурообразовании необходимы для продуктивного проведения следующего прикладного этапа проекта.

1 Проведение патентных исследований

В рамках второго этапа исследований в соответствии с пунктом 2.1 Плана работ научного исследования (приложение №9 к Соглашению № 075-15-2021-1031 от «04» октября 2021 г.) были проведены патентные исследования по теме «Исследование 3D-печати прогрессивными сталями высокой прочности с TRIP-эффектом для изготовления самоадаптирующихся конструкционных элементов аэрокосмической отрасли». Результаты патентных исследований оформлены и представлены в виде самостоятельного отчета о патентных исследованиях в соответствии с ГОСТ Р 15.011-96.

Проведенные патентные исследования позволили установить технический уровень имеющихся разработок в области 3D-печати изделий из порошковых материалов на основе металлов, а также позволили спрогнозировать уровень развития способов 3D-печати и порошковых материалов для 3D-печати на основе металлов.

Полученные результаты соответствуют требованиям к выполнению работ по проекту, указанным в подпункте 4.1.7 пункта 4 приложения 9 соглашения № 075-15-2021-1031 от «04» октября 2021 г.

2 Изготовление лабораторных образцов TRIP-сталей с модифицированным химическим составом традиционными методами металлургического производства (выплавка – термическая обработка – пластическая деформация)

2.1 Особенности выплавки TRIP-стали

Как известно, TRIP-стали относятся к классу современных высокопрочных сталей (Advanced High Strength Steels – AHSS) с одновременно высокими параметрами временного сопротивления и относительного удлинения. В основном микроструктура TRIP-стали состоит из 50 - 55 % феррита, 30 - 35 % бейнита и 7 – 15 % метастабильно аустенита. Помимо этих фаз в структуре TRIP-стали может также содержаться некоторое количество мартенсита (2 - 3 %) (рисунок 2.1) [1, 2].

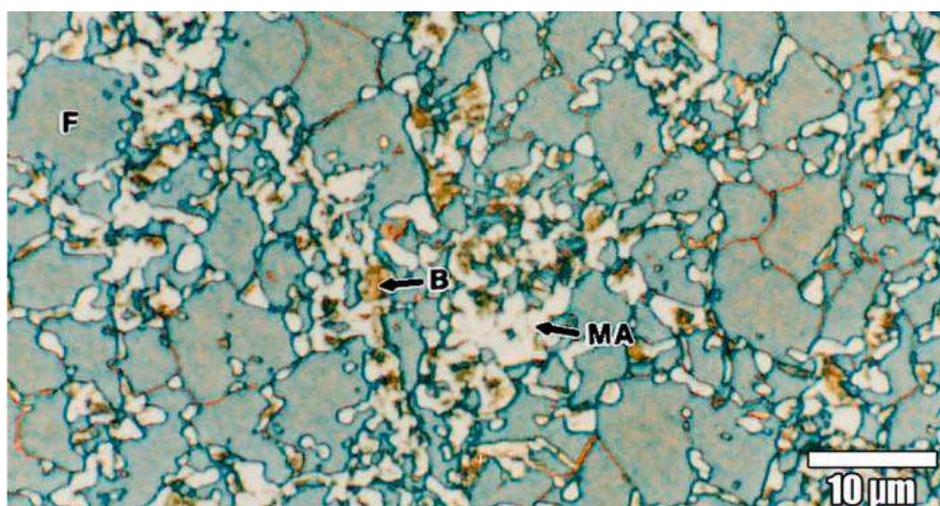


Рисунок 2.1 – Микроструктура TRIP-стали

Для получения необходимой микроструктуры, а, следовательно, комплекса механических свойств, характерного для данного класса сталей, используют различные системы легирования. На рисунке 2.2 представлено влияние кремния и алюминия на температуру фазовых превращений в TRIP-сталях.

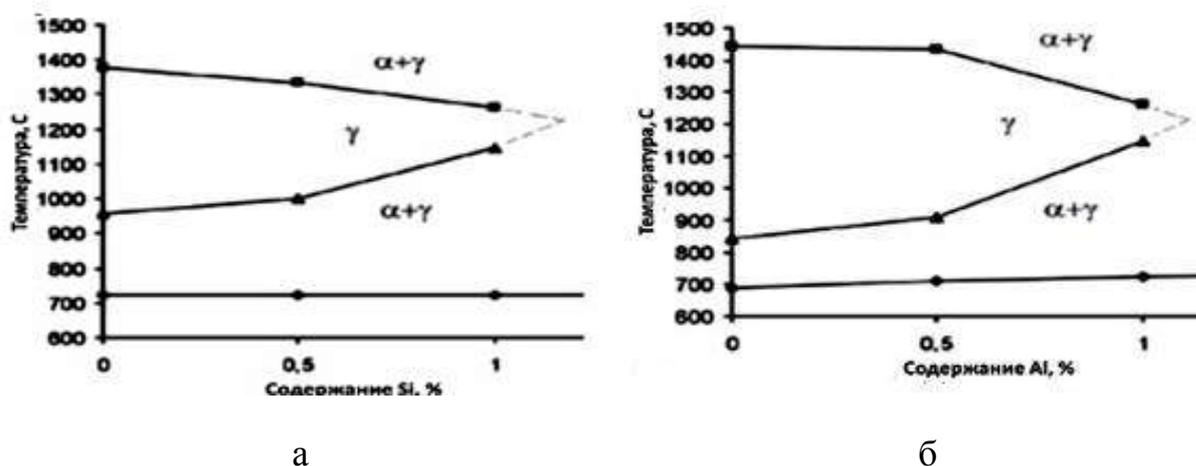


Рисунок 2.2 – Температура фазовых переходов в TRIP-сталях различных систем легирования: а - сталь, легированная Si; б - сталь, легированная Al

Присутствие кремния и алюминия в составе TRIP-стали необходимо для подавления образования карбидов во время бейнитного превращения, что позволяет сохранить максимально возможное количество углерода в переохлажденном аустените [3].

Кремний является основным элементом в TRIP-сталях, который делает возможным сохранение в структуре переохлажденного аустенита при относительно низком содержании углерода. Добавки кремния способствуют обогащению переохлажденного аустенита углеродом и, таким образом, влияют на стабильность аустенита, что приводит к увеличению количества метастабильного аустенита. Начиная с содержания в 1%, кремний сильно замедляет выделение карбидов, в том числе в составе бейнита за счет сдвига этого выделения в область более высоких температур и увеличения инкубационного периода. При этом происходит увеличение количества переохлажденного аустенита с сохранением содержания углерода в нем. Стоит также отметить, что кремний влияет на время протекания бейнитного превращения, увеличивая его, что требует более длительной выдержки при изотермической выдержки [4 - 9].

Алюминий аналогично кремнию подавляет процесс выделения карбидов при промежуточном превращении. По некоторым расчетным

данным способствует более интенсивному выделению феррита при охлаждении после отжига в двухфазной области. Снижает склонность к перлитному превращению и немного уменьшает инкубационный период при бейнитном превращении [10 - 14].

Исходя из анализа литературных данных, замещение части содержания кремния на алюминий является перспективным направлением развития производства TRIP-сталей. При этом следует отметить специфические особенности выплавки TRIP-стали, содержащей алюминий.

Основными требованиями к процессу выплавки TRIP-стали являются:

- обеспечение химического состава стали, в том числе по алюминию;
- обеспечение высокой чистоты металла по неметаллическим включениям.

2.2 Обеспечение химического состава

Усвоение/угар алюминия зависит от состава атмосферы, скорости растворения алюминия, окисленности расплава и шлака, массы попавшего шлака. При добавлении алюминия в расплав он начинает интенсивно окисляться по следующей химической реакции:



Поскольку реакция экзотермическая, выделяется значительное количество теплоты $\Delta H(Al_2O_3) = - 1\,681\,000$ Дж/моль. Столь большой экзотермический эффект приводит к насыщению сплава азотом, что может явиться причиной прогара разливочного оборудования. Это следует учитывать при выборе материалов для изготовления тиглей, в которых осуществляется плавка, либо форм для разливки TRIP-стали.

Согласно диаграмме состояния TRIP-стали могут находиться в области перитектического превращения (рисунок 2.3). Возможность образования при этом γ -фазы может привести к образованию воздушного зазора между

начавшимся затвердевать сплавом и стенками формы и, как результат, сильной усадки получаемого слитка.

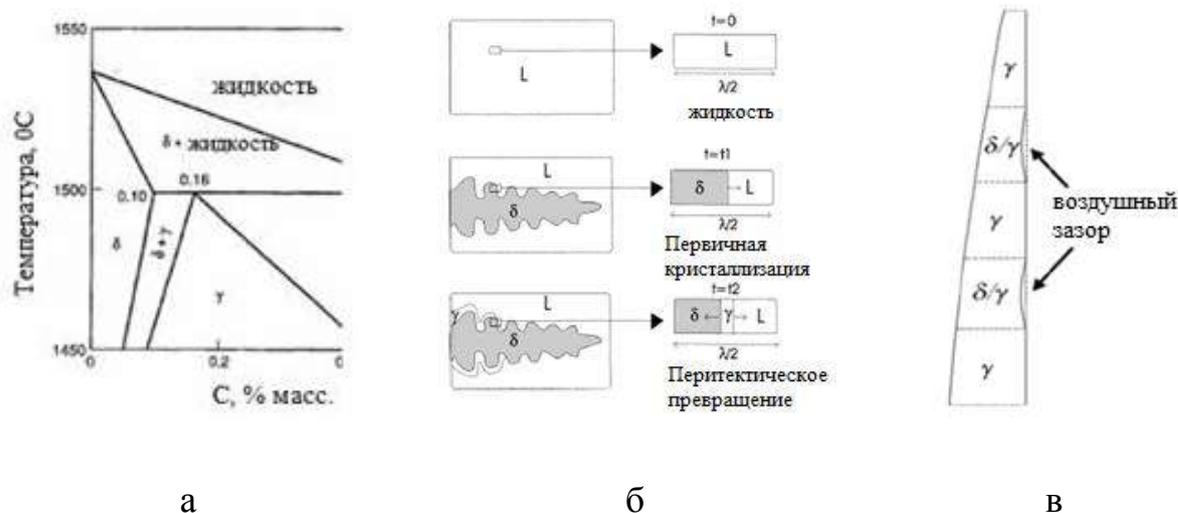


Рисунок 2.3 – Область перитектического превращения TRIP-стали:
 а – фазовая диаграмма; б – схема формирования структуры слитка;
 в – формирование воздушного зазора между слитком и стенками литейной формы

Эта крайне нежелательная ситуация может привести к образованию напряжений II рода в формирующемся слитке, поскольку δ - и γ - фазы имеют различную плотность. Кроме того, образование воздушного зазора нарушает теплоотвод от кристаллизующегося слитка, что неблагоприятно сказывается на формировании однородной микроструктуры. Особенность кристаллизации расплава TRIP-стали, легированной алюминием, следует учитывать при назначении режимов последующей деформационной обработки.

В работе [15] приведены результаты влияния алюминия, на пластичность TRIP-стали при повышенных температурах. Эксперименты проводили на образцах TRIP-стали с различным содержанием алюминия (таблица 2.1).

Таблица 2.1 – Химический состав образцов TRIP- стали с различным содержанием алюминия

Номер образца	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	N
1	0,14	0,21	2,41	0,011	0,0045	0,05	0,025	0,0072
2	0,15	0,49	2,47	0,011	0,0048	1,05	0,024	0,0066
3	0,15	---	2,49	0,011	0,0055	1,53	0,026	0,0057

Согласно работе [15] термическую обработку проводили по режиму, представленному на рисунке 2.4.

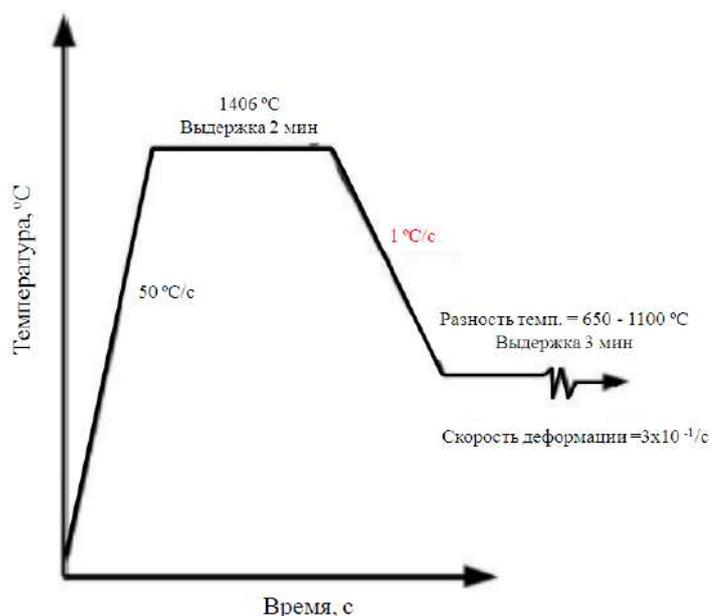


Рисунок 2.4 – Термическая обработка TRIP-стали для исследования пластичности при повышенных температурах

В результате исследований установлено (рисунок 2.5), что наибольшее упрочнение TRIP-стали наблюдается в интервале температур 750-850⁰С. При этом при содержании алюминия 1% наблюдается наибольшее упрочнение данного вида стали. При увеличении температуры выше 900⁰С наблюдается резкое увеличение пластичности.

Полученные результаты исследований могут быть использованы для разработки технологических процессов производства деталей различного

назначения из TRIP-сталей с различным содержанием алюминия, основанных на процессах обработки металлов давлением.

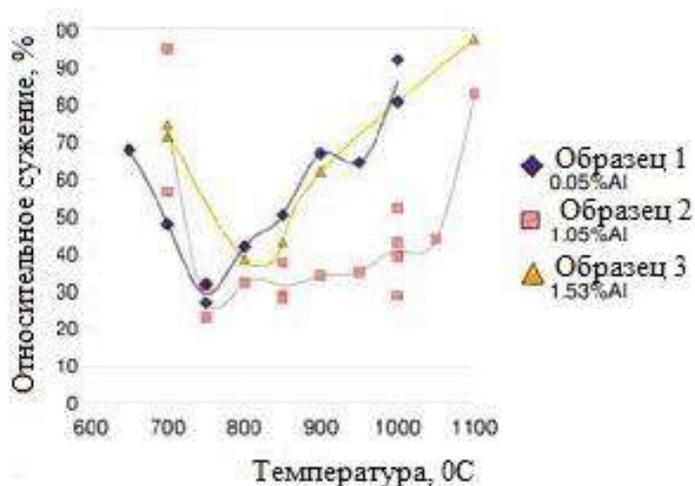


Рисунок 2.5 – Влияние алюминия на пластичность TRIP-стали при повышенных температурах

В работе [15] приведены расчеты точки наибольшего развития отрицательного влияния перитектики в зависимости от содержания углерода в TRIP-стали и протекающих при различных температурах фазовых превращений (рисунок 2.6).

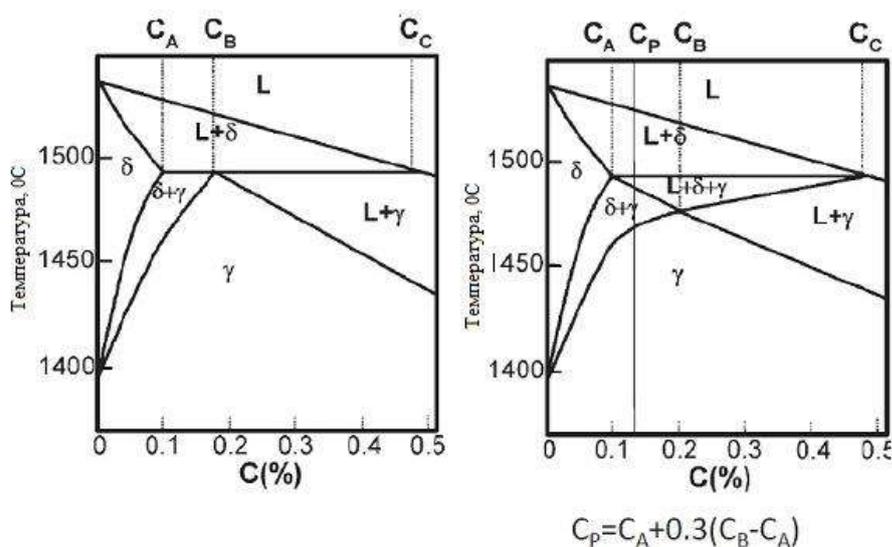


Рисунок 2.6 – Расчет точек перитектики TRIP-стали с различным содержанием углерода

Вопрос механических свойств сталей в области перитектики привлекает внимание ученых в течение многих лет. По данным работ [16 – 20] при повышении содержания алюминия в низкоуглеродистой стали наблюдается выделение крупных частиц AlN , что в значительной степени ухудшает механические свойства стали. Кроме того, наличие частиц AlN отрицательно сказывается на процессе затвердевания расплава. Поэтому содержание азота в стали должно быть не более 40 ppm. С этой точки зрения в промышленных условиях выплавки TRIP-стали следует применять меры, обеспечивающие снижение содержания азота.

Таким образом, на основании полученных авторами данных работ результатов можно сделать вывод, что пластические свойства TRIP-стали минимальны в перитектическом диапазоне кристаллизации. Поэтому дальнейшую обработку при производстве изделий из TRIP-стали следует выбирать с учетом содержания алюминия и происходящих в области перитектических температур фазовых превращений.

Другим немаловажным фактором, влияющим на механические свойства TRIP-стали, производимой металлургическим способом, является наличие в ней неметаллических включений.

Повышенное содержание неметаллических включений может привести не только к снижению общего комплекса свойств, но также к ухудшению качества поверхности получаемого слитка. Поэтому использование исходных материалов с минимальным содержанием вредных примесей является гарантией обеспечения чистоты получаемой металлургическим методом TRIP-стали.

С учетом вышеизложенного и в соответствии с планом работ научного исследования (п. 2.2. приложения 9 соглашения № 075-15-2021-1031 от «04» октября 2021 г.) в условиях МГТУ им. Г.И.Носова были произведены лабораторные образцы TRIP-сталей с модифицированным химическим составом, что подтверждается актом изготовления образцов (приложение 1).

2.3 Проведение выплавки образцов TRIP-стали

Для выбора и расчета шихты для выплавки TRIP-стали необходимы следующие данные:

- химический состав производимого сплава для отливок;
- номенклатура шихтовых материалов, которые предполагается использовать для производства сплава;
- химический состав шихтовых материалов согласно полученной номенклатуре;
- выбранные печи для плавки, последующей обработки сплава и его выдержки;
- данные по угарам элементов, происходящим в процессе плавки, обработки и выдержки в выбранных печах.

Основной задачей расчета является определение массовой доли каждого из компонентов шихты, выбранных из приведенной номенклатуры материалов, для обеспечения требуемого химического состава сплава TRIP-стали с учетом угара элементов в печах плавки, обработки и выдержки. Выбор количества компонентов шихты, прежде всего, зависит от требований к содержанию химических элементов в сплаве (пределы отклонения от содержания элементов, ограничения по максимальному или минимальному значениям содержания и т.д.).

Расчет шихты производят методом подбора, заведомо задаваясь определенным составом шихты и производя расчет содержания в ней химических элементов. Затем данные расчета сверяются с необходимым содержанием элементов в производимом сплаве с учетом угара. В случае расхождения расчет повторяют, изменяя состав компонентов шихты. Расчеты производятся до тех пор, пока ошибка (расхождение) будет составлять менее 5 %.

Угары элементов при плавке сплава зависят от типа плавильных агрегатов, состояния шихтовых материалов, технологии металлургических процессов. Для индукционной тигельной печи с основной футеровкой угар

элементов принимается следующий (% от содержания в шихте): C = 5 – 10 %, Si = 5 – 10 %, Mn = 5 – 10 %.

Необходимое содержание химических элементов в шихте с учетом общего угара можно рассчитать по следующему уравнению (2.1):

$$K_i^u = K_i^{(c)} \left[\frac{100}{100 \mp \Delta Y_i} \right], \quad (2.1)$$

где K_i^u - необходимое содержание i -го химического элемента в шихте, %;

$K_i^{(c)}$ - заданное содержание химического элемента в сплаве, %;

ΔY_i - угар (-) или пригар (+) i -го химического элемента в процессе производства сплава (% от первоначального содержания в шихте).

В качестве шихты для получения экспериментальных образцов TRIP-стали были использованы следующие материалы:

- сталь углеродистая марки СтЗсп, ГОСТ 380 – 94 (таблица 2.2);
- ферросилиций марки ФС 65, ГОСТ 1415 – 93 (таблица 2.3);
- ферромарганец марки ФМн 90, ГОСТ 4755 – 91 (таблица 2.4);
- алюминий технической чистоты А85, ГОСТ 11069-2001 (таблица 2.5).

Таблица 2.2 – Химический состав углеродистой стали марки СтЗсп

Элемент	C	Mn	Si
Массовая доля, %	0,14 – 0,22	0,40 – 0,65	0,15 – 0,30

Таблица 2.3 – Химический состав ферросилиция ФС 65

Элемент	Si	C	S	P	Al	Mn	Cr
Массовая доля, %	63,0 – 68,0	не более 0,1	не более 0,02	не более 0,05	не более 2,5	не более 0,4	не более 0,4

Таблица 2.4 – Химический состав ферромарганца ФМн90

Элемент	Mn	C	Si	P	S
Массовая доля, %	85,0 – 95,0	не более 0,5	не более 1,8	не более 0,05	не более 0,02

Таблица 2.5 – Химический состав алюминия технической чистоты А85

Элемент	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ga	Ti	Проч.
Массовая доля, %	99,85	не более 0,06	не более 0,08	не более 0,01	не более 0,02	не более 0,02	не более 0,02	не более 0,03	не более 0,008	0,02

Шихтовые материалы для плавки подбирались с минимальным содержанием сопутствующих элементов, чтобы не оказывать влияние на количество других элементов, входящих в химический состав отливки. Таким образом, упрощается расчет шихты и снижается к минимуму разница между расчетным и фактически получаемым химическим составом TRIP-стали.

Раскисление экспериментальных образцов TRIP-стали осуществлялось за счет алюминия А85, а также алюминия, входящего в состав шихтовых материалов. Общее время плавки 2 кг материала составляло 12 - 15 минут. По ходу плавки расплавляли стальной лом (сталь марки СтЗпс), после чего вводили ферросилиций, ферромарганец и алюминий технической чистоты. После введения всех компонентов расплав выдерживали 2 минуты для полной гомогенизации расплава.

2.4 Особенности термической обработки TRIP-стали

Свойства TRIP-сталей зависят от структурного состояния феррита и объемной доли сохранившегося метастабильного аустенита, его морфологии и содержания в нем углерода. Основной задачей термической обработки является полное растворение цементита и обогащение углеродом аустенита; рекристаллизация или восстановление исходного феррита. На рисунке 2.7 представлена обобщенная схема термической обработки TRIP-стали.

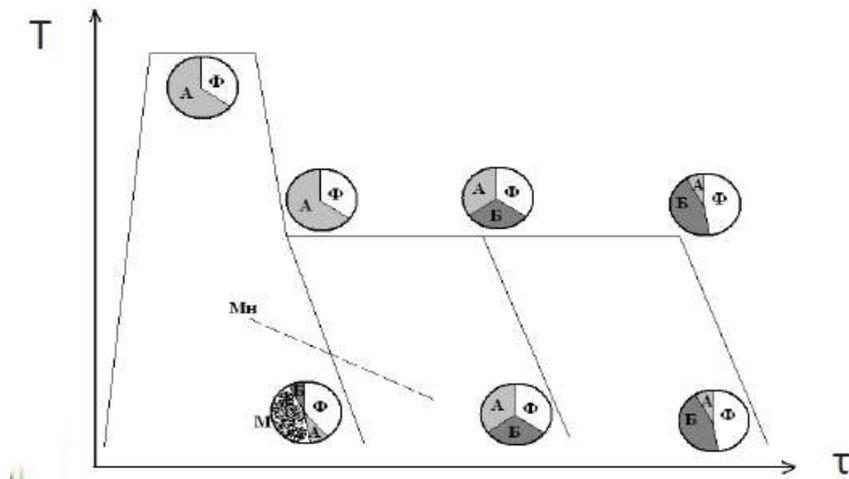


Рисунок 2.7 – Обобщенная схема структурных составляющих TRIP-стали в зависимости от условий термической обработки:

А – аустенит; Ф – феррит, Б – бейнит; М – мартенсит; М_н – нижний мартенсит

Изотермический отжиг в двухфазной области должен проводиться при температурах близких к A_1 для формирования максимально возможного количества феррита. Если температура отжига будет близка к температуре A_3 , то в структуре будет максимальное количество аустенита, однако, количество углерода в нем уменьшится. Стоит также учитывать, что чем выше температура, тем быстрее и более полно проходят процессы растворения карбидной фазы. Снижение температуры отжига будет способствовать большему насыщению аустенита углеродом и его стойкости к распаду при переохлаждении, следовательно, бейнитная реакция во время изотермической выдержки может быть задержана, если стабильность исходного аустенита слишком высока [21, 22].

Поскольку основными легирующими элементами TRIP-сталей являются кремний и алюминий, которые сдвигают точки A_1 и A_3 в область более высоких температур, поэтому требуется отжиг при более высоких температурах [23, 24].

Помимо температуры на полноту фазовых превращений также влияют время выдержки при отжиге и скорость охлаждения. Чем дольше происходит изотермическая выдержка в двухфазной области, тем более полно проходят фазовые превращения, т.е. эквивалентно повышению температуры. При уменьшении скорости охлаждения от температуры отжига до температуры A_1 происходит выделение большего количества «нового» феррита, что приводит к дополнительному насыщению аустенита углеродом. Вторая изотермическая выдержка проводится в области температур выделения бейнита. Температура выбирается максимально близкой к температуре наименьшей устойчивости бейнита и зависит от легирования стали, в основном ~ 400 °С. Выдержка при высоких температурах бейнитной области негативно влияет на TRIP-стали, т. е. способствует образованию цементита. Помимо температуры важным фактором при изотермической выдержке в интервале температур бейнитного превращения является время выдержки. Чем дольше время выдержки, тем большая степень завершения бейнитного превращения и тем меньшее количество оставшегося переохлажденного аустенита. По мере развития бейнитного превращения количество высокоуглеродистого метастабильного аустенита увеличивается, пока не достигнет максимума. При этом бейнитное превращение сопровождается снижением температуры M_S оставшегося в структуре переохлажденного аустенита, а возможность образования мартенсита закалки при дальнейшем охлаждении постепенно снижается. При достаточном обогащении аустенита углеродом температура M_S снижается ниже комнатной температуры. Это способствует образованию микроструктуры, содержащей феррит, бейнит и переохлажденный аустенит, стабильный при температуре окружающей среды [25 - 29].

При слишком длительной изотермической выдержке количество метастабильного аустенита в структуре TRIP-стали начинает уменьшаться из-за выделения карбидной фазы в бейните, что приводит к обеднению

аустенита углеродом и снижению его устойчивости к распаду при дальнейшем охлаждении [30-32].

2.5 Особенности пластической деформации TRIP-стали

TRIP-стали имеют уникальный высокий потенциал поглощения энергии, который может быть решающим при выборе этих материалов для производства определенных деталей и конструкций с использованием методов, основанных на пластической деформации. Несмотря на превращение метастабильного аустенита в высокоуглеродистый и, следовательно, хрупкий мартенсит при определенных параметрах микроструктуры не проявляется склонность стали к растрескиванию. Определяющим фактором при этом является размер мартенситных включений в аустенитно-мартенситной структуре: маленькие включения разделенные прослойкой частично сохранившегося переохлажденного аустенита не растрескиваются. Отличительной особенностью TRIP-стали также является то, что при динамической нагрузке увеличивается предел текучести с одновременным сохранением эффекта упрочнения, как при статической нагрузке. Все это позволяет стали поглощать больше энергии независимо от скорости и степени деформации.

TRIP-стали показывают большую стойкость к усталостному разрушению в условиях циклических знакопеременных нагрузок по сравнению с двухфазными сталями соответствующего класса прочности. При этом изменения в структуре сводятся к постепенному частичному превращению метастабильно аустенита в мартенсит, а высокий предел усталости стали может быть объяснен замедлением распространения микротрещин из-за наличия сжимающих остаточных напряжений, вызванных этим превращением [33 - 35].

Произведенные в условиях литейной лаборатории МГТУ им. Г.И.Носова образцы позволили провести комплексные исследования механических характеристик стали и ее микроструктуру. Полученные

результаты соответствуют требованиям к выполнению работ по проекту, указанным в подпункте 4.1.8 пункта 4 приложения 9 соглашения № 075-15-2021-1031 от «04» октября 2021 г.

3 Проведение сравнительных исследований механических свойств (в т.ч. в условиях предельной деформируемости) образцов прототипов изделий, полученных от иностранного партнера и изготовленных методом 3D-печати, и полученных традиционной технологией металлургического производства

3.1 Испытание на растяжение

Все исследования механических свойств образцов, полученных по традиционной металлургической технологии, проводились в условиях НИИ «Наносталей» МГТУ им. Г.И.Носова. Протоколы проведенных испытаний с результатами исследования представлены в приложении 2.

Испытания на растяжение проводились по ГОСТ 1497-84 на универсальной испытательной машине SHIMADZU AG-IC с максимальной нагрузкой 300кН, которая соответствует классу точности 1 по ISO 7500.

При изготовлении образцов после операции выплавки принимались меры (охлаждение, соответствующие режимы обработки), исключающие возможность изменения свойств металла при нагреве или наклепе, возникающих в результате механической обработки. Глубина резания при последнем проходе не должна превышать 0,1 мм.

Диаметр образцов после термической обработки составлял 7,25 мм. Начальная расчетная длина образцов была определена по формуле (3.1) и составила 20 мм:

$$l_0 = 2,82 * \sqrt{F_0} \quad (3.1)$$

Характерные виды образцов после испытания на растяжение и полученная кривая растяжения представлены на рисунках 3.1 и 3.2.



Рисунок 3.1 – Характерный вид образца после испытания на разрыв с различной скоростью деформации

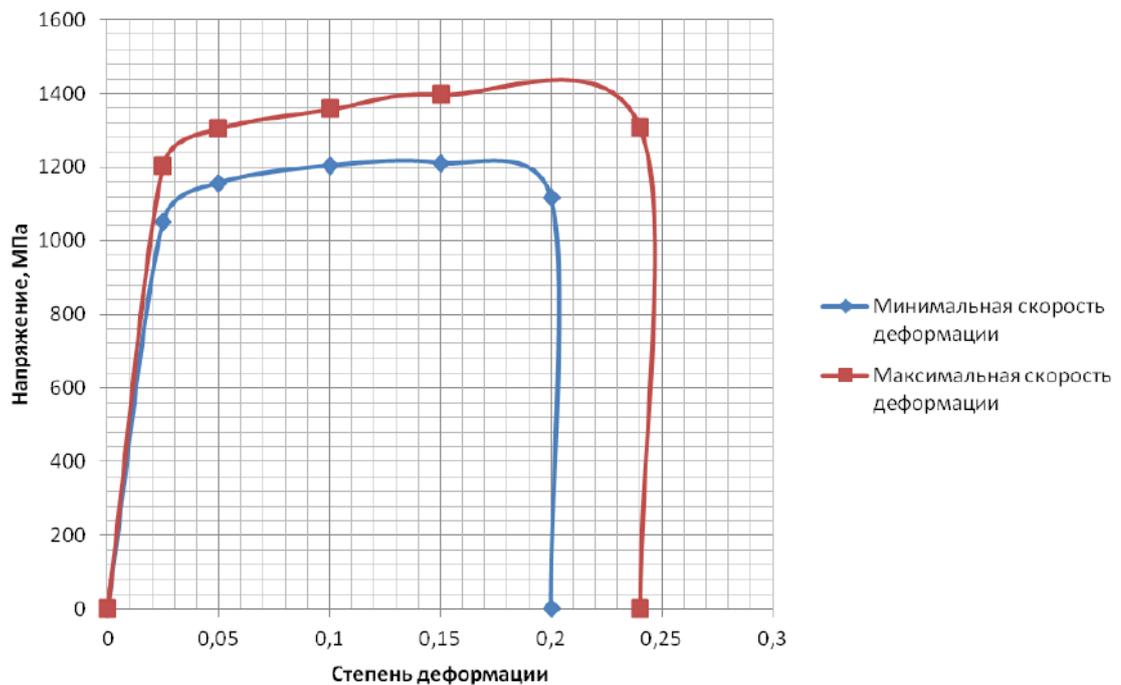


Рисунок 3.2 – Характерная кривая растяжения образцов с различной скоростью деформации

Полученные данные и внешний вид образцов наглядно демонстрируют ключевую особенность исследуемых сталей – TRIP-эффект, вследствие трансформации остаточного аустенита. Исследования проводились с максимальной и минимальной возможными скоростями деформации, которые позволяла реализовать имеющаяся в НИИ «Наносталей» разрывная машина. Таким образом, при увеличении скорости деформации при прочих равных сталь с TRIP-эффектом демонстрирует скачкообразный прирост прочности на 15-17%. Фотографии образцов показывают, что при

растяжении не происходит ярко выраженной локализации деформации благодаря трансформации остаточного аустенита в более прочный мартенсит.

3.2 Испытание на сжатие

Определение условного предела текучести при сжатии $\sigma_{0,2}^c$, предела прочности при сжатии σ_b^c , построение кривой упрочнения проводили на цилиндрических образцах III типа диаметром 6 мм и высотой 11,7 мм в соответствии с ГОСТ 25.503-97 «Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Метод испытания на сжатие».

Образец непрерывно нагружали до напряжения, превышающего ожидаемое значение условного предела текучести $\sigma_{0,2}^{c.ож}$, и записывали диаграмму с учетом жесткости испытательной машины.

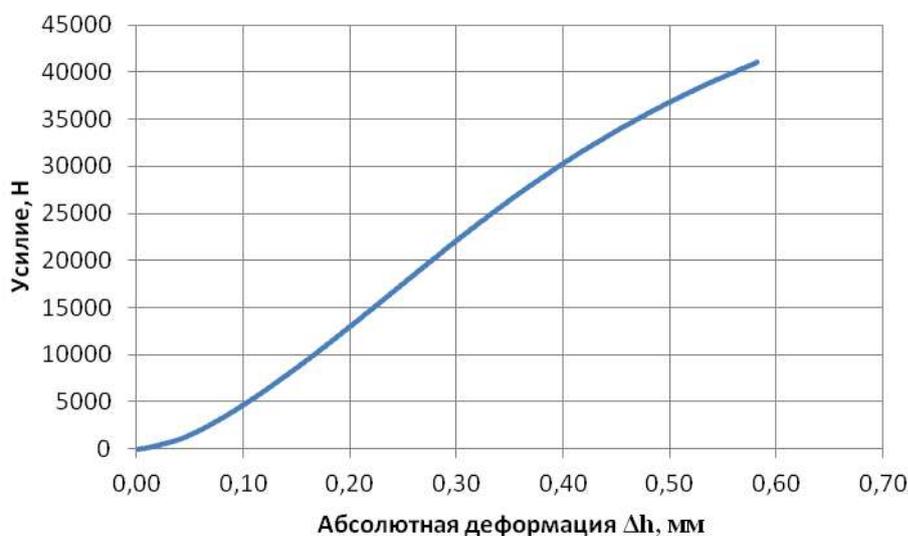


Рисунок 3.3 – Диаграмма испытания для определения условного предела текучести при сжатии

По диаграмме (рисунок 3.3) определили нагрузку, соответствующую условному пределу текучести (физическому) при сжатии $\sigma_{0,2}^c$, рассчитанному по формуле (3.2):

$$\sigma_{0,2}^c = \frac{F_{0,2}}{A_0} = 1118,7 \text{ МПа} \quad (3.2)$$

По результатам испытаний была построена диаграмма $F(\Delta h)$ (рисунок 3.4) и определена нагрузка, соответствующая условному пределу текучести при сжатии.

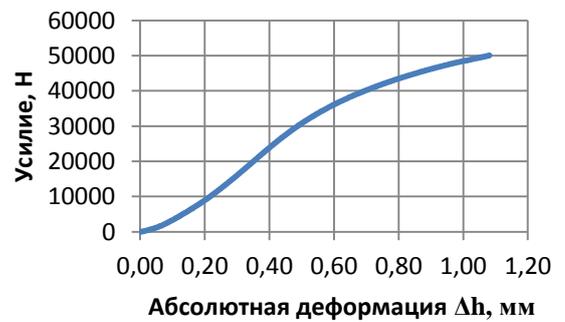
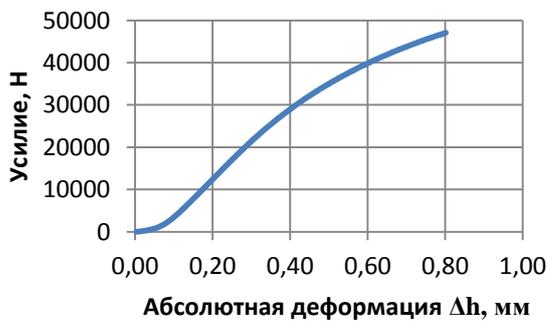
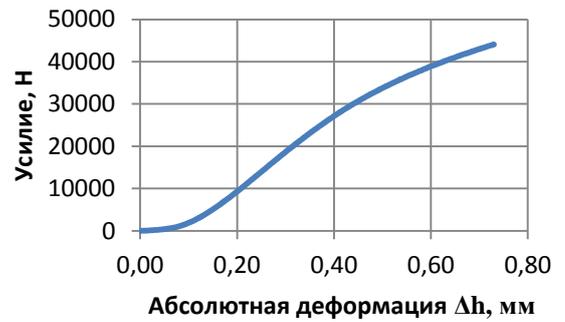
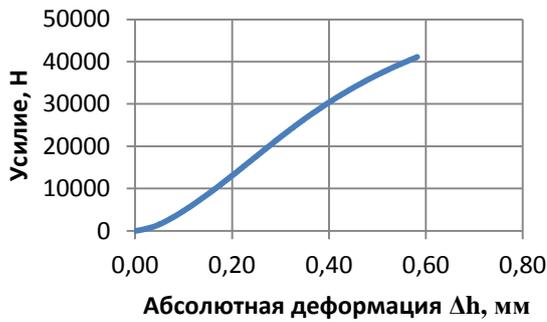
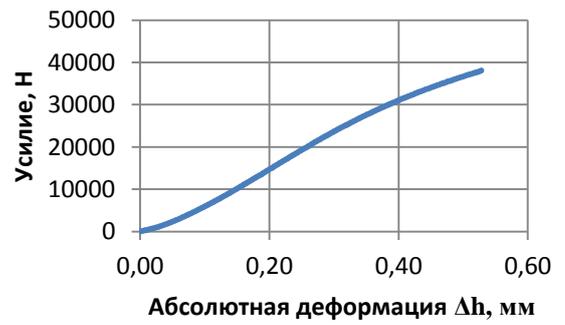
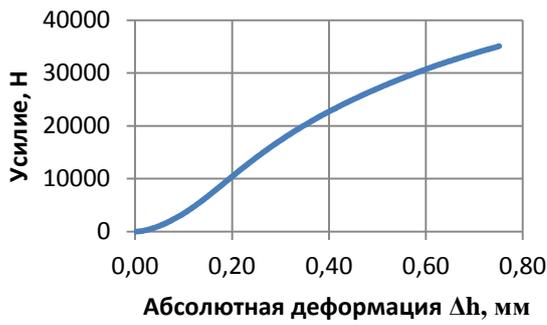
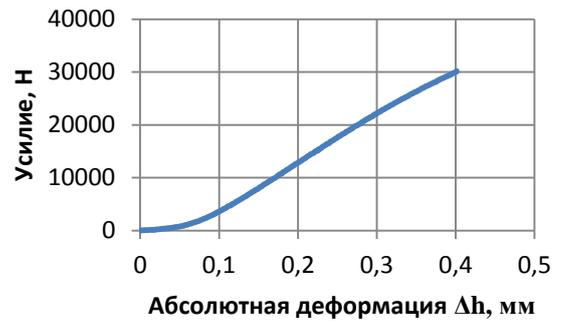
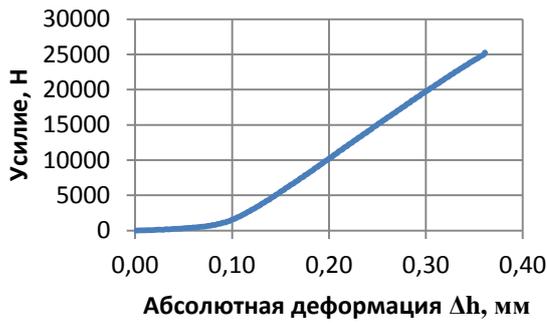
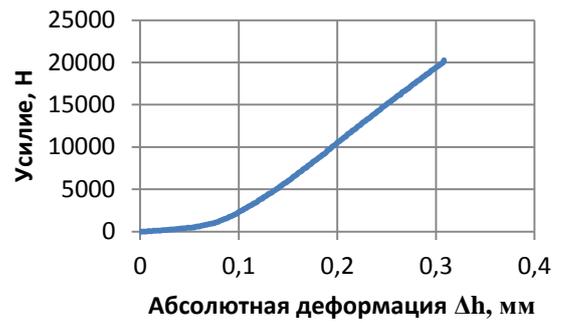
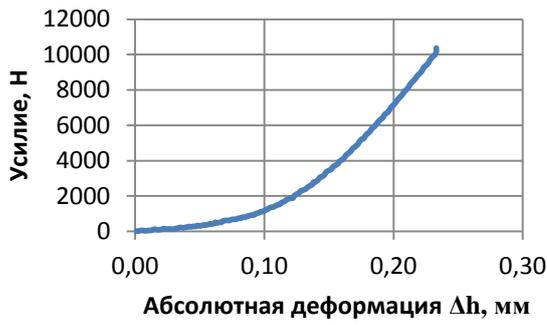


Рисунок 3.4 – Диаграмма испытания для определения условного предела текучести при сжатии

Для определения предела прочности при сжатии $\sigma_{\text{в}}^c$ образец непрерывно нагружали до разрушения. Наибольшую нагрузку, предшествующую разрушению образца, приняли за нагрузку F_{max} , соответствующую пределу прочности при сжатии $\sigma_{\text{в}}$, МПа, рассчитанному по формуле (3.3):

$$\sigma_{\text{в}} = \frac{F_{\text{max}}}{A_0} = 2309,7 \text{ МПа.} \quad (3.3)$$

Для построения кривой упрочнения испытывали серию одинаковых цилиндрических образцов III типа диаметром 6 мм и высотой 11,7 мм на нескольких уровнях заданных нагрузок (рисунок 3.5).



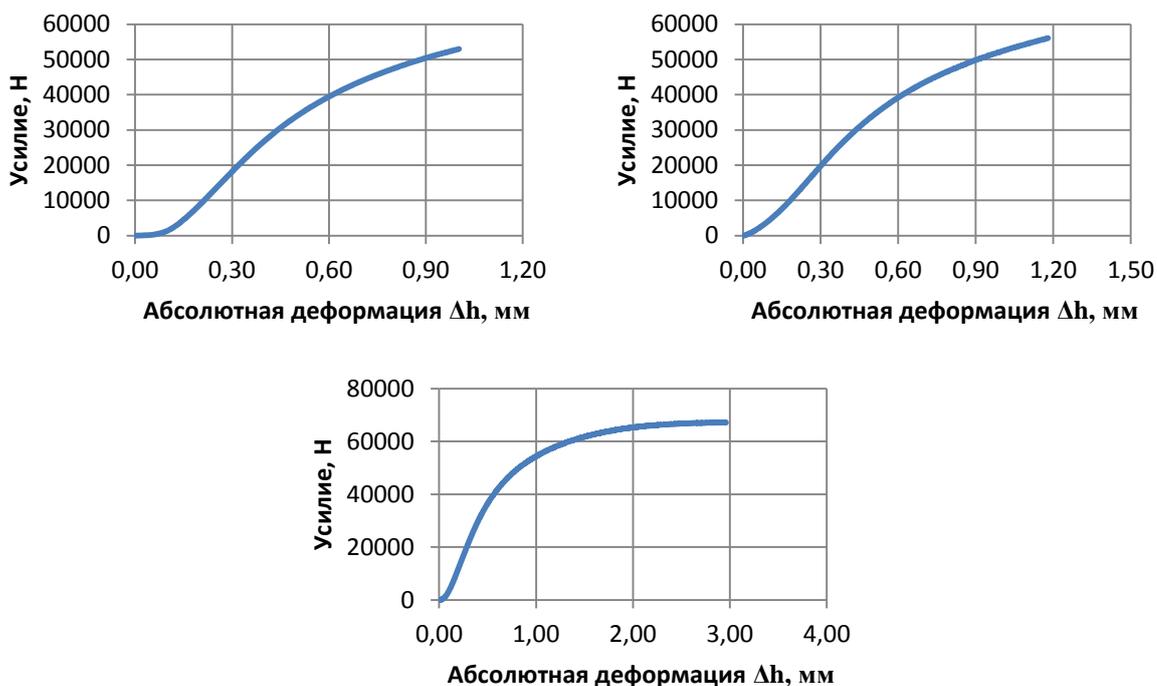


Рисунок 3.5 – Результаты испытания серии образцов при разных уровнях нагрузки

Напряжение течения σ_{s1} определяли по экспериментальной кривой упрочнения при логарифмической деформации образца ε_1 равной 1. Логарифмическую деформацию ε_1 рассчитывали по формуле (3.4):

$$\varepsilon_1 = \frac{\ln h_0}{h_k}, \quad (3.4)$$

где h_0 и h_k – начальная и конечная высота образца, соответственно.

На основании полученных данных была построена экспериментальная кривая упрочнения (рисунок 3.6).

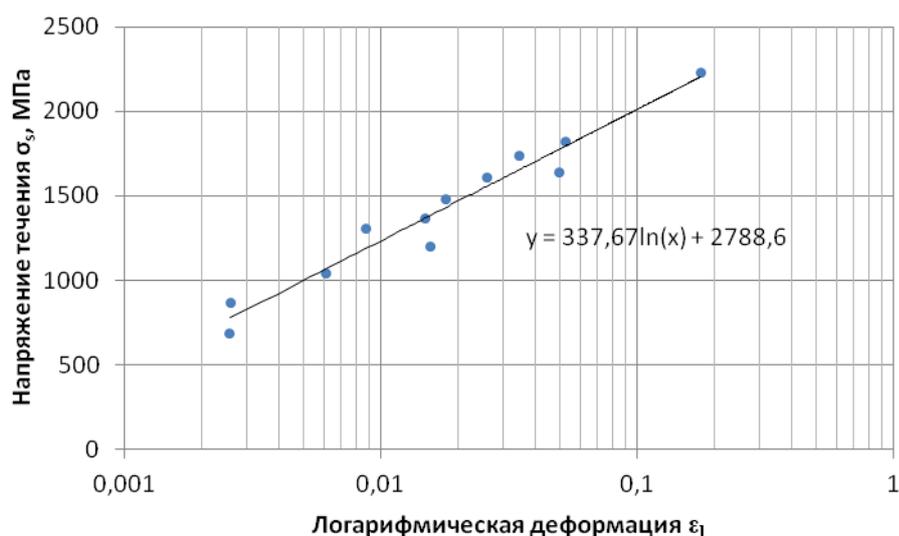


Рисунок 3.6 – Экспериментальная кривая упрочнения

Исходя из экспериментальных данных, можно сделать вывод, что в случае осуществления сжатия, динамика изменения механических свойств стали несколько изменяется. В ходе сжатия процессы деформации имеют менее выраженный локализованный характер, вследствие чего трансформация остаточного аустенита в микроструктуре протекает во всем объеме образца. Данный факт критически важен с позиции будущего потенциального применения исследуемых заготовок в областях с высоким риском непрогнозируемых нагрузок, так как именно благодаря наблюдаемым эффектам конструкционный элемент будет обладать адаптационной способностью в критических условиях эксплуатации.

3.3 Испытание на пластическую деформацию при изгибе

Для определения способности изготовленных образцов из TRIP-стали выдерживать пластическую деформацию при изгибе проводились испытания на изгиб согласно ГОСТ 14019-2003. Было проведено деформирование образцов круглого сечения путем трехточечного изгиба без изменения направления действия силы до образования трещины.

Испытание на изгиб производилось на литых образцах диаметром 7,5 мм после термической обработки. В качестве оснастки использовались две цилиндрические опоры радиусом 30 мм и оправка диаметром D 10 мм (рисунок 3.7). Расстояние между опорами было определено по формуле (3.5):

$$l = (D + 3d) \pm \frac{d}{2}, \quad (3.5)$$

где D – диаметр оправки, мм;

d – диаметр образца, мм.

Данное расстояние составило 32 мм и оставалось неизменным в течение всего испытания на изгиб.

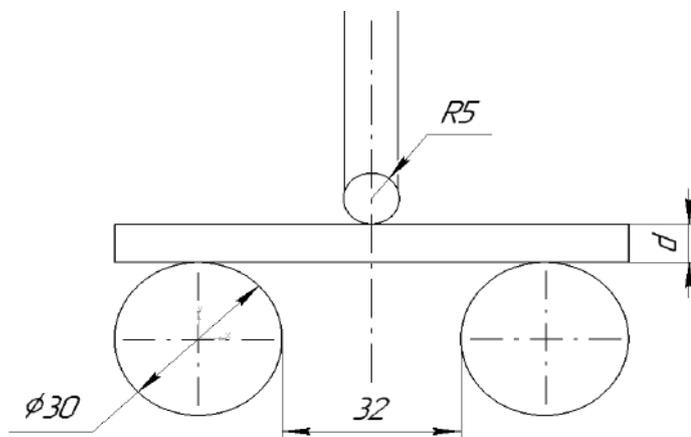


Рисунок 3.7 – Схема испытания на трехточечный изгиб

Характерный вид образца после испытания на трехточечный изгиб представлен на рисунке 3.8.



Рисунок 3.8 – Характерный вид образца после испытания на трехточечный изгиб

Исследуемые образцы продемонстрировали относительно высокий уровень пластичности. В ходе данного теста область вблизи траверсы испытывает напряжение сжатия, а внешняя сторона – растяжение. Однако в силу ранее упомянутой специфики микроструктурного строения сталей с TRIP-эффектом, образование трещин в исследуемых образцах (в частности на внешней стороне изгиба) максимально задерживалось, а сама трещина не развилась до полного разрушения образца.

3.4 Исследование микротвердости и динамической микротвердости

3.4.1 Методика измерения микротвердости методом Берковича

Измерение микротвердости проводили в соответствии с ГОСТ Р 8.748-2011 (ISO 14577-1:2002) Государственная система обеспечения единства измерений. Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. Часть 1. Метод испытаний.

Под инструментальным индентированием понимается процесс, управляемый специальной испытательной установкой, при котором происходит непрерывное внедрение наконечника (алмазная пирамида Берковича) в испытуемый образец под действием плавно возрастающей нагрузки с последующим ее снятием и регистрацией зависимости перемещения наконечника от нагрузки. На рисунке 3.9 представлена методика проведения испытания: значения испытательной нагрузки F и соответствующей глубины индентирования h фиксируют в течение всего измерения. В результате получают данные по прикладываемой нагрузке и соответствующей глубине индентирования как функции времени, F - h -диаграмму. На рисунке 3.10 представлена схема зоны индентирования.

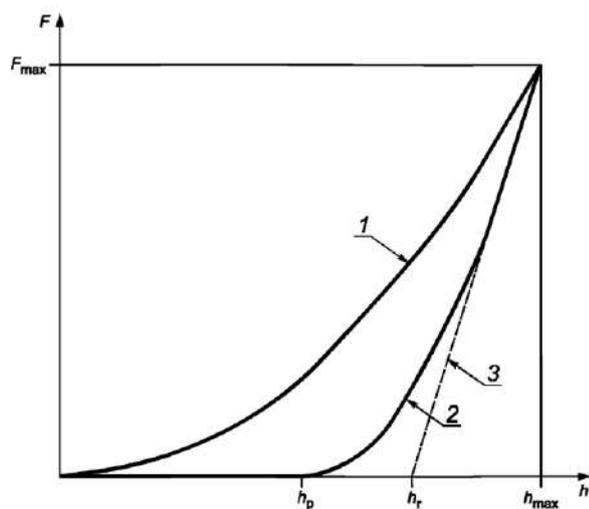


Рисунок 3.9 – Методика проведения испытания:

1 – кривая, соответствующая увеличению испытательной нагрузки (нагружение); 2 – кривая, соответствующая уменьшению испытательной нагрузки (разгрузка); 3 – касательная к кривой 2 при F_{\max}

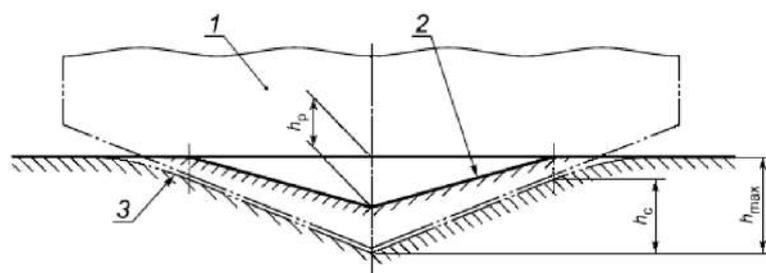


Рисунок 3.10 – Схема продольного сечения зоны индентирования:

1 – наконечник Берковича; 2 – поверхность отпечатка в испытательном образце после полной разгрузки; 3 – поверхность соприкосновения испытуемого образца с наконечником при максимальной глубине индентирования и испытательной нагрузке

Прослеживая полный цикл нагружения и снятия испытательной нагрузки, можно определить значения твердости эквивалентные значениям, измеренным классическими методами измерения твердости. Также этот

метод позволяет определить дополнительные свойства материала, такие как модуль упругости и упругопластическую твердость.

При динамических методах определения твердости индентор действует на образец с определенной кинетической энергией, затрачиваемой на упругую отдачу и/или формирование отпечатка. В последнее время динамическая твердость рассматривается по-новому и вводится в качестве стандарта в требования японских промышленных стандартов JIS. Вместо измерения длины диагонали при измерении твердости по Виккерсу, динамическая твердость методом Берковича (DH) определяется по глубине отпечатка.

При приложении определенной силы нагрузки (F , мН) в испытуемом образце формируется отпечаток определенной глубины (h , мкм). Тогда динамическая твердость определяется по следующей формуле (3.6):

$$DH = a \times F/h_2, \quad (3.6)$$

где a - константа, зависящая от формы индентора.

Для треугольного индентора с углом при вершине 65° (индентор Берковича) $a = 3,8584$.

Динамическая твердость определяется по силе нагрузки во время испытания и по глубине отпечатка. Данное свойство прочности материала включает как пластическую, так и эластическую деформацию образца.

По стандарту ISO 14577- 1:2015 соотношение силы испытания и глубины отпечатка необходимо для определения следующих параметров материалов:

- твердость по Мартенсу (HMT115). Твердость по Мартенсу определяется по величине прилагаемой нагрузки/глубина отпечатка во время увеличения нагрузки до достижения ее максимума. Твердость по Мартенсу ($\text{H}/\text{мм}^2$) включает в себя пластическую и эластическую деформации.

- твердость по Мартенсу, определяемая по углу наклона кривой увеличения нагрузки/угол наклона кривой глубины отпечатка (HMs). Угол

наклона можно определить по линейной регрессии соотношения сила/отпечаток (в период от 50% до 90% от максимума F_{max}).

- твердость индентирования (H_{IT}). Твердость на вдавливание определяется по устойчивости образца к перманентной деформации и повреждению.

- ползучесть материала (C_{IT}), которая определяется как относительное изменение глубины индентирования.

- доля упругой составляющей работы, совершаемой при индентировании (η_{IT}). Механическая работа, совершаемая при индентировании, лишь отчасти тратится на пластическую деформацию. При снятии приложенной нагрузки часть работы (работа упругой деформации) освобождается. Упругую составляющую работы определяют по соответствующей области диаграммы $F-h$ (рисунок 3.11).

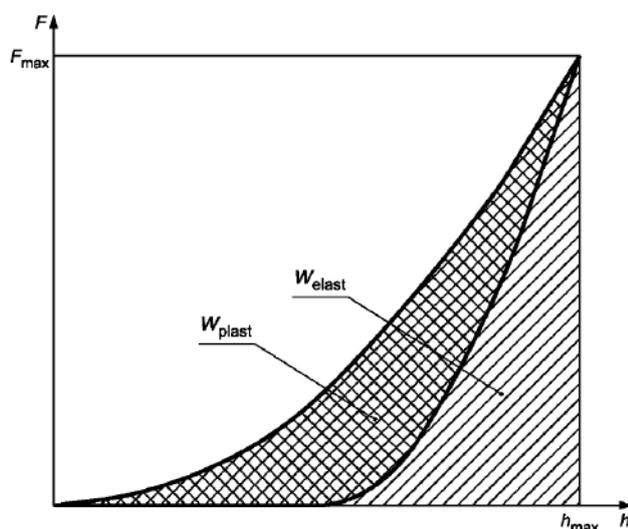


Рисунок 3.11 – Пластическая (W_{plast}) и упругая (W_{elast}) составляющие работы по индентированию

- модуль упругости (E_{IT}) можно вычислить по наклону касательной к кривой разгрузки на $F-h$ -диаграмме (см. рисунок 3.9). Его значение близко к значению модуля Юнга материала (модуля продольной упругости). Однако если на образце присутствуют наплывы или впадины, может возникнуть значительная разница между модулем E_{IT} и модулем Юнга.

При измерении зависимых от времени эффектов с помощью метода контроля испытательной нагрузки прикладываемую нагрузку поддерживают постоянной в течение определенного периода времени, а изменение глубины индентирования измеряют как функцию времени выдержки под нагрузкой.

Нулевая точка при измерениях на кривой нагрузка/глубина индентирования устанавливается для каждого набора данных по результатам измерений. Она соответствует первому контакту наконечника с образцом.

Наборы значений данных (нагрузка — глубина индентирования), полученные с помощью приборов использовали для вычисления ряда параметров материала.

3.4.2 Определение твердости по шкале Мартенса, НМТ115

Твердость по шкалам Мартенса (НМТ115, Н/мм²) измеряют под приложенной испытательной нагрузкой. Числа твердости по шкалам Мартенса определяют по F-h-диаграмме после достижения заданного испытательного усилия по формуле (3.7):

$$\text{НМТ115} = F/A_s = F/(26.44h^2), \quad (3.7)$$

где h – глубина отпечатка.

При измерении твердости по шкалам Мартенса учитывают и пластическую, и упругую деформации.

3.4.3 Определение твердости по шкале Мартенса, определенная по наклону кривой нагружения, НМs

Для однородных материалов (размеры неоднородностей в районе поверхности невелики относительно глубины индентирования) действительно следующее уравнение для кривой нагружения на F-h-диаграмме (3.8):

$$h = m\sqrt{F}, \quad (3.8)$$

где m – наклон кривой, который можно определить путем линейной регрессии результатов измерений.

В этом случае можно определить твердость по наклону кривой нагружения на F-h-диаграмме:

$$HMs = \frac{1}{26,44m^2}, \quad (3.9)$$

3.4.4 Определение твердости индентирования, H_{IT}

Твердость индентирования H_{IT} является характеристикой сопротивления постоянной деформации или разрушения образца. Уравнение (3.10) определяет твердость как отношение максимальной приложенной нагрузки, разделенной на площадь поперечного сечения контактной поверхности между наконечником и испытуемым образцом:

$$H_{IT} = \frac{F_{max}}{A_p}, \quad (3.10)$$

где F_{max} – максимальная приложенная нагрузка;

A_p – площадь поперечного сечения контактной поверхности между наконечником и испытуемым образцом, определяемая по кривой возрастания нагрузки на F-h-диаграмме и функции площади наконечника (см. рисунок 3.9).

Для идеального наконечника Берковича площадь поперечного сечения контактной поверхности определяется по формуле (3.11):

$$A_p = 23,96h^c, \quad (3.11)$$

где h^c – глубина контакта наконечника с испытуемым образцом.

3.4.5 Определение ползучести при индентировании, C_{IT}

Если глубина индентирования измеряется при постоянной испытательной нагрузке, можно вычислить относительное изменение глубины индентирования, которое называется ползучестью материала и вычисляется по формуле (3.12):

$$C_{IT} = \frac{h_2 - h_1}{h_1} * 100\%, \quad (3.12)$$

где h_1 — глубина индентирования при достижении испытательной нагрузки, поддерживаемой постоянной с момента t_1 , мм;

h_2 — глубина индентирования в момент t_2 после выдержки под нагрузкой, мм.

3.4.6 Определение доли пластической и упругой составляющей работы при инструментальном индентировании, η_{IT}

Доля упругой деформации при индентировании определяется по формуле (3.13):

$$\eta_{IT} = \frac{W_{elast}}{W_{total}}, \quad (3.13)$$

где $W_{total} = W_{elast} + W_{plast}$.

3.4.7 Определение модуля упругости, E_{IT}

Значение модуля E_{IT} следует вычислять по формуле (3.14):

$$E_{IT} = \frac{1 - (\nu_s)^2}{\frac{1}{E_r} - \frac{1 - (\nu_i)^2}{E_i}}, \quad (3.14)$$

где ν_s — коэффициент Пуассона материала испытуемого образца;

ν_i — коэффициент Пуассона материала наконечника (для алмаза 0,07);

E_i — модуль упругости наконечника (для алмаза $1,14 \cdot 10^6$ Н/мм²);

$$E_r = \frac{\sqrt{\pi}}{2C \sqrt{A_p}}$$

— приведенный модуль упругости в области индентирования;

C — податливость в месте контакта, т.е. $C = dh/dF$, определенная по кривой снятия нагрузки при максимальной нагрузке (величина, обратная контактной жесткости);

A_p — площадь поперечного сечения контактной поверхности между наконечником и испытуемым образцом.

Измерение указанных показателей динамической твердости методом Берковича проводили на динамическом ультрамикровтердометре DUN-211S

(Shimadzu, Япония), который позволяет определять значения соответствующих свойств в автоматическом режиме (приложение 2).

Результаты проведенных испытаний представлены в таблице 3.1.

Таблица 3.1 – Результаты исследования параметров материала из TRIP-стали

F_{\max} , кН	ε_1	НМТ11 5, МПа	НМs, МПа	H_{IT} , МПа	E_{IT} , Н/мм ²	C_{IT} , %	n_{IT} , %
0	0	2320,60	1810,86	3570,08	6,722e+004*	1,53	35,45
25	0,003	2435,40	1915,57	3984,39	6,229e+004*	1,44	36,86
35	0,016	2250,03	1592,18	3686,89	5,708e+004*	1,52	34,83
44	0,018	2800,15	2005,89	4527,21	7,383e+004*	1,57	32,80
53	0,035	2672,35	1967,18	4434,61	6,693e+004*	1,41	36,82
67	0,177	1807,50	1420,38	3059,76	4,282e+004*	1,50	41,39

В результате после построения экспериментальной кривой упрочнения при сжатии (см. рисунок 3.6), полученные образцы были использованы для проведения инструментального индентирования (рисунок 3.12).

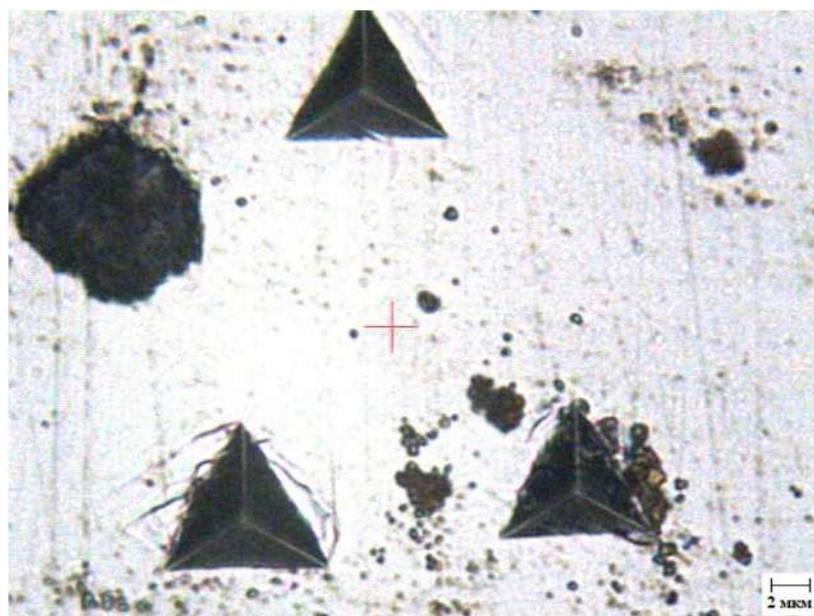
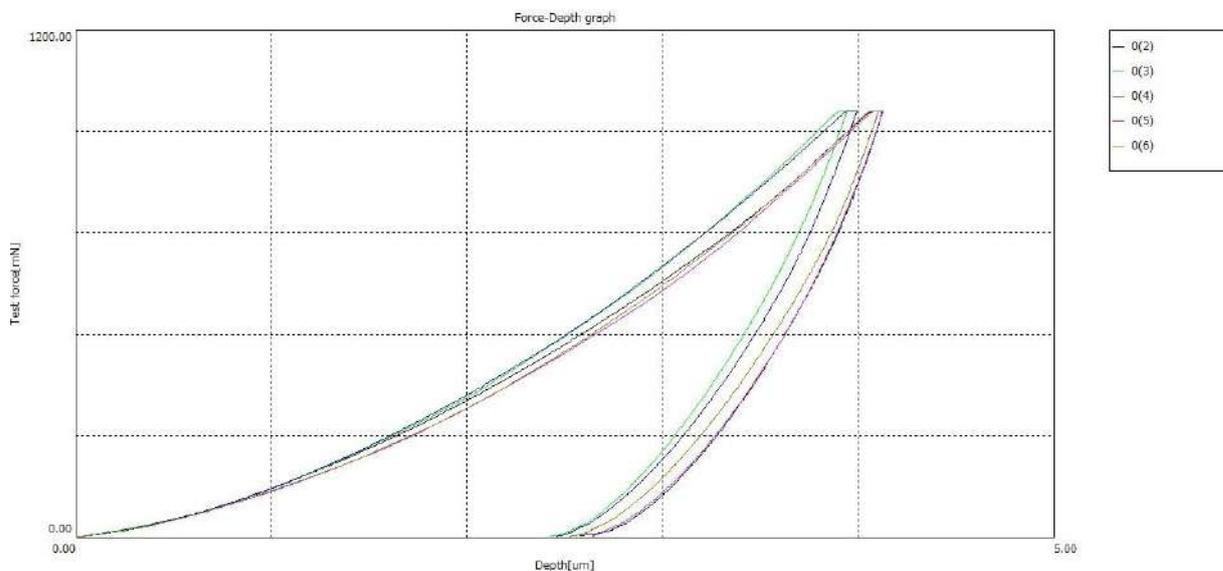


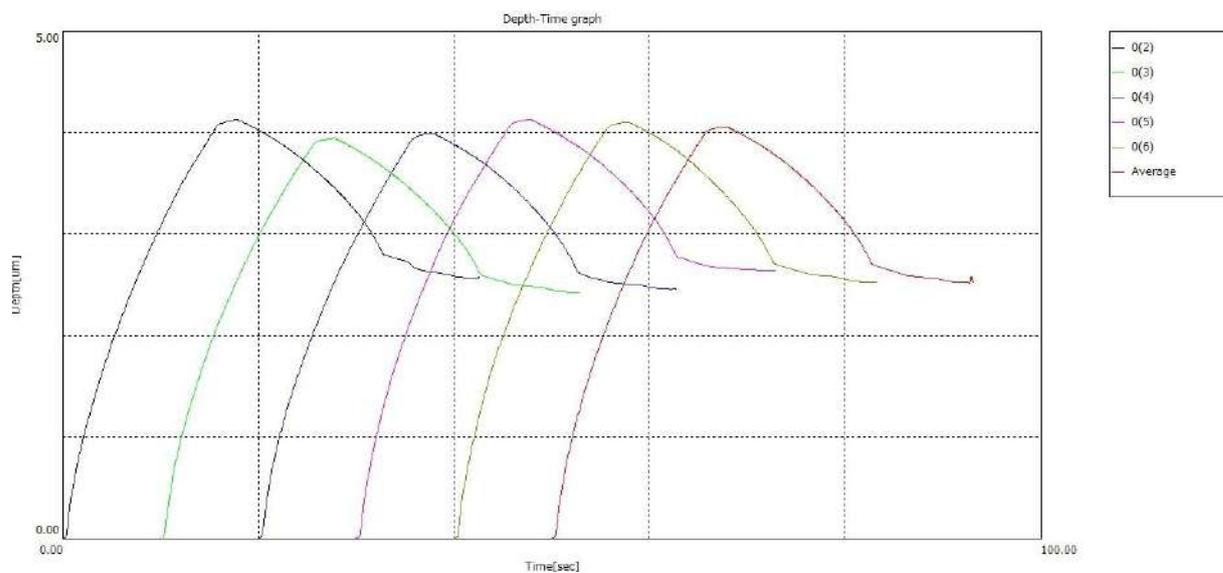
Рисунок 3.12 – Поверхность микрошлифа после индентирования

Ниже представлены графики зависимости усилия индентирования от глубины проникновения индентера и изменения глубины проникновения

индентера в процессе испытания для каждого из изучаемых образцов (рисунки 3.13 – 3.18).

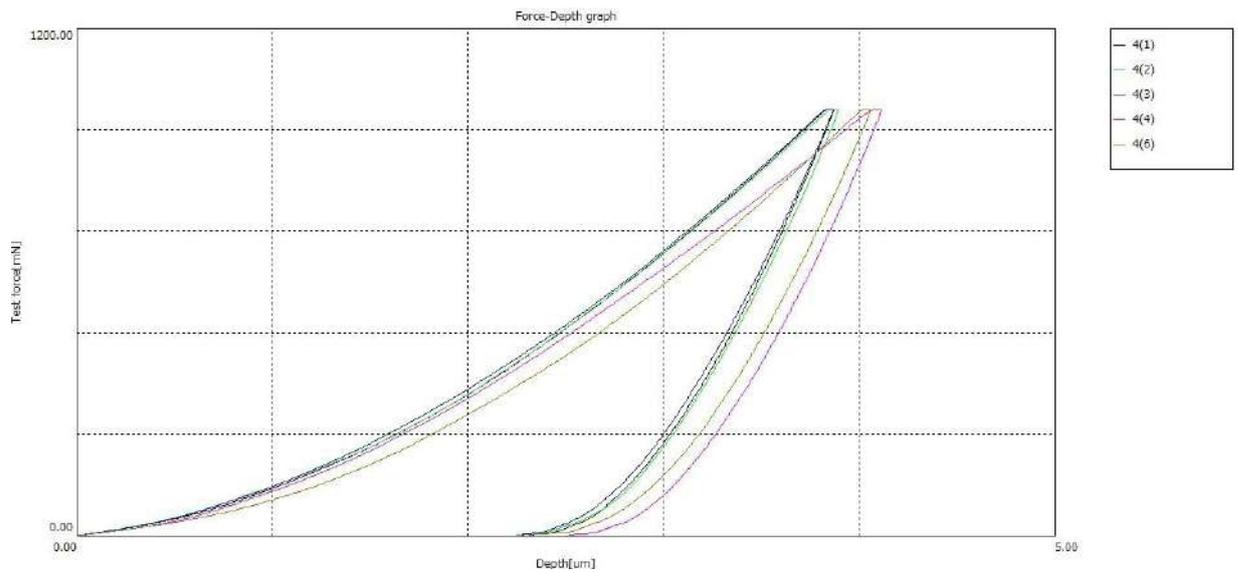


а

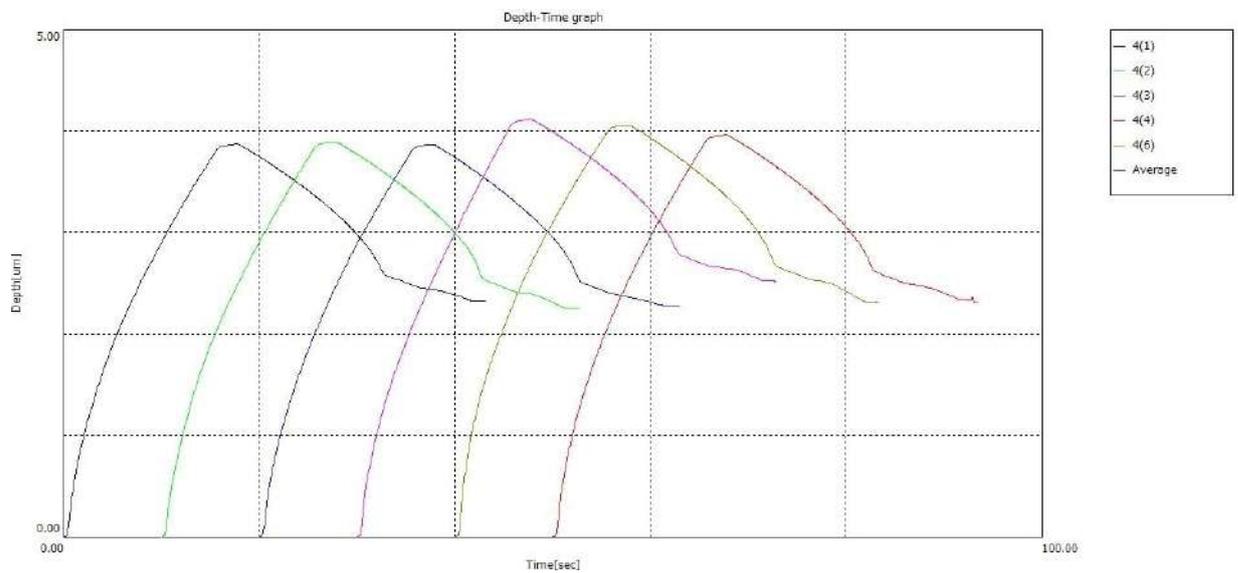


б

Рисунок 3.13 – Зависимость усилия индентирования от глубины проникновения индентера (а) и изменение глубины проникновения индентера (б) в исходном образце

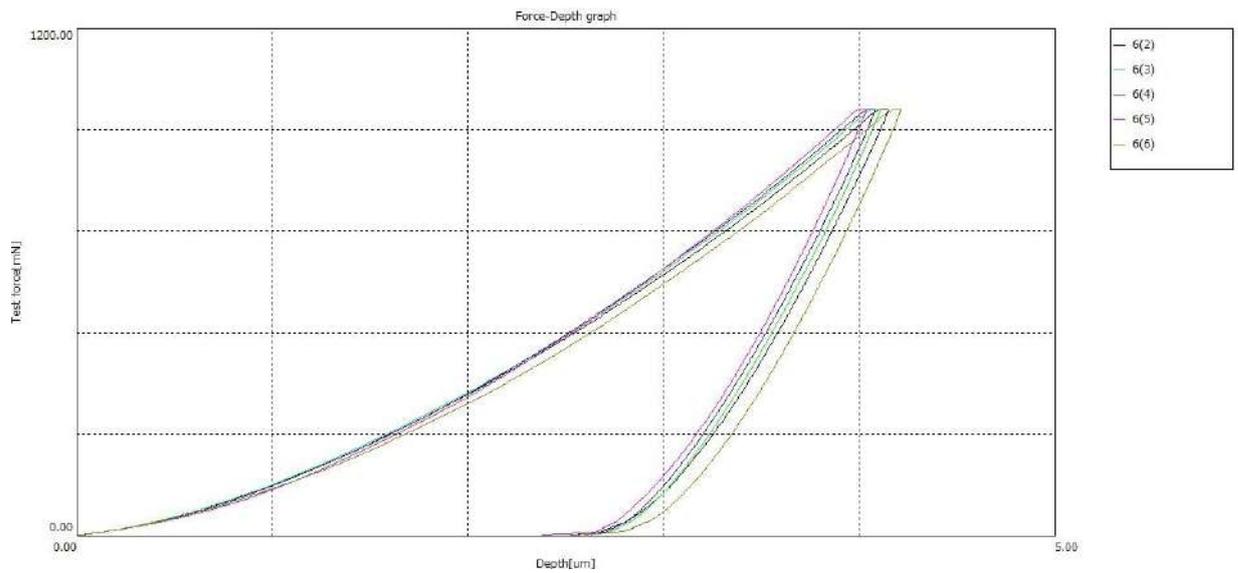


а

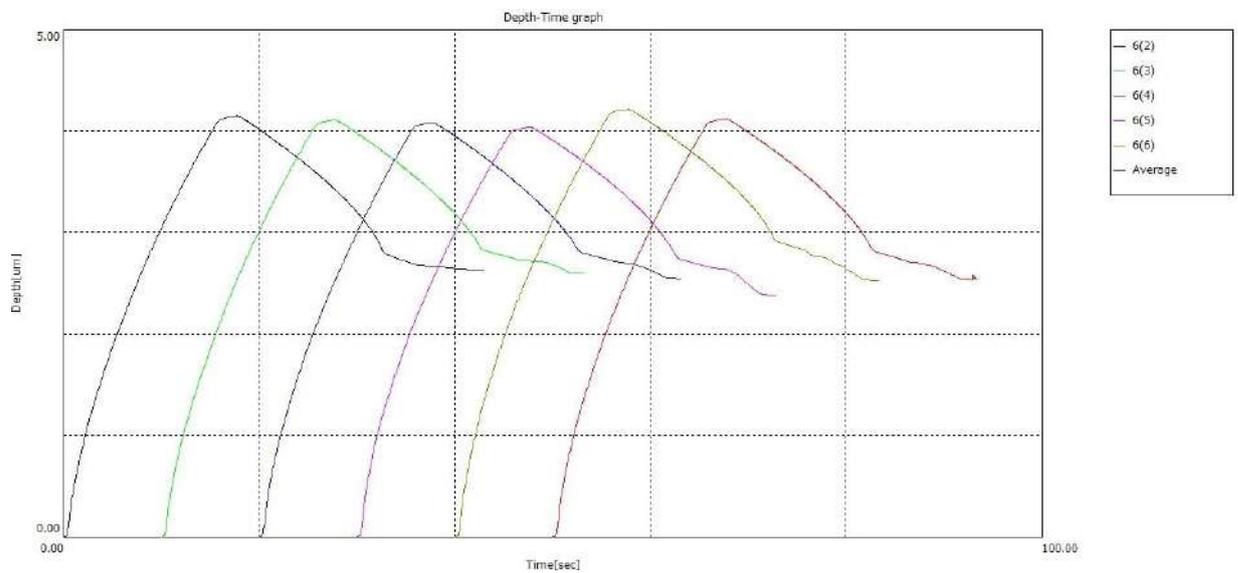


б

Рисунок 3.14 – Зависимость усилия индентирования от глубины проникновения индентера (а) и изменение глубины проникновения индентера (б) в образце, деформированном при усиллии 25 кН

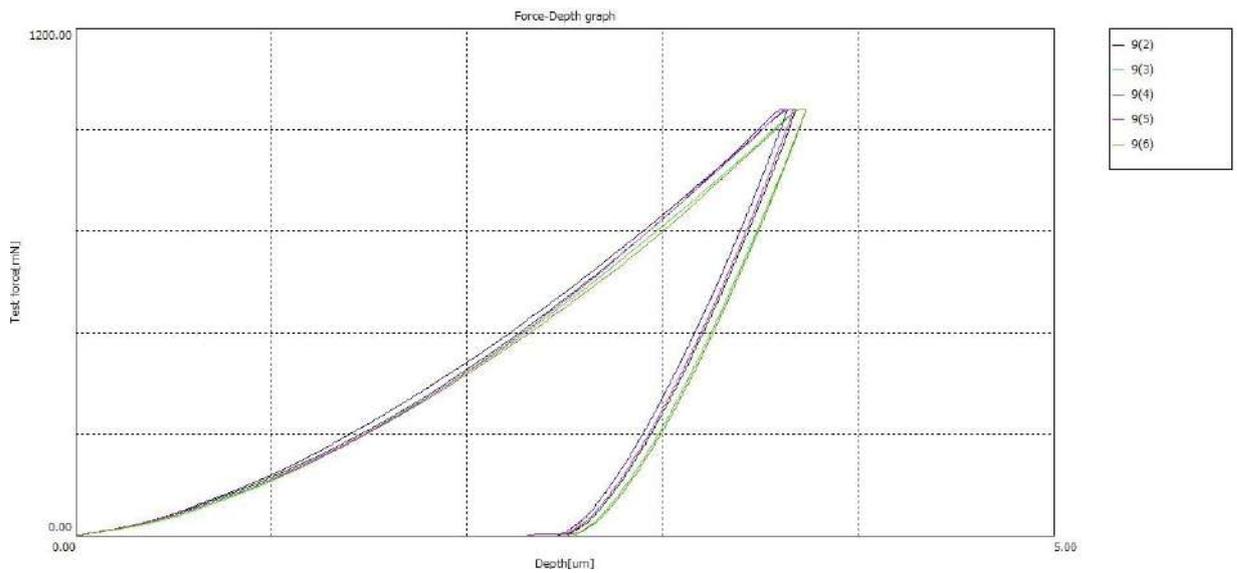


а

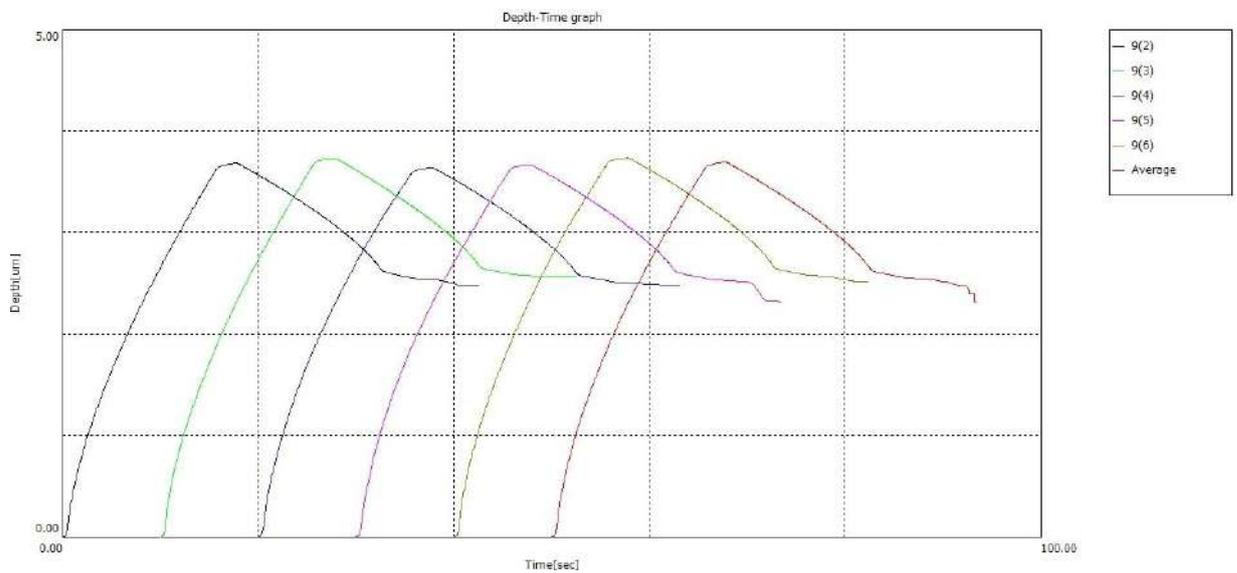


б

Рисунок 3.15 – Зависимость усилия индентирования от глубины проникновения индентера (а) и изменение глубины проникновения индентера (б) в образце, деформированном при усиллии 35 кН

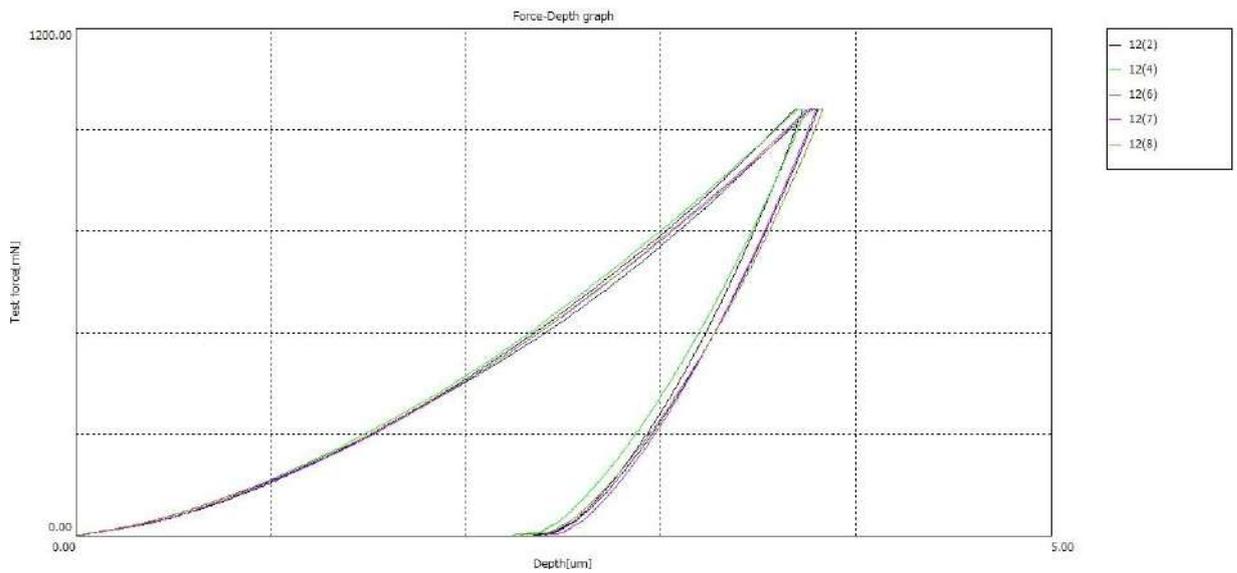


а

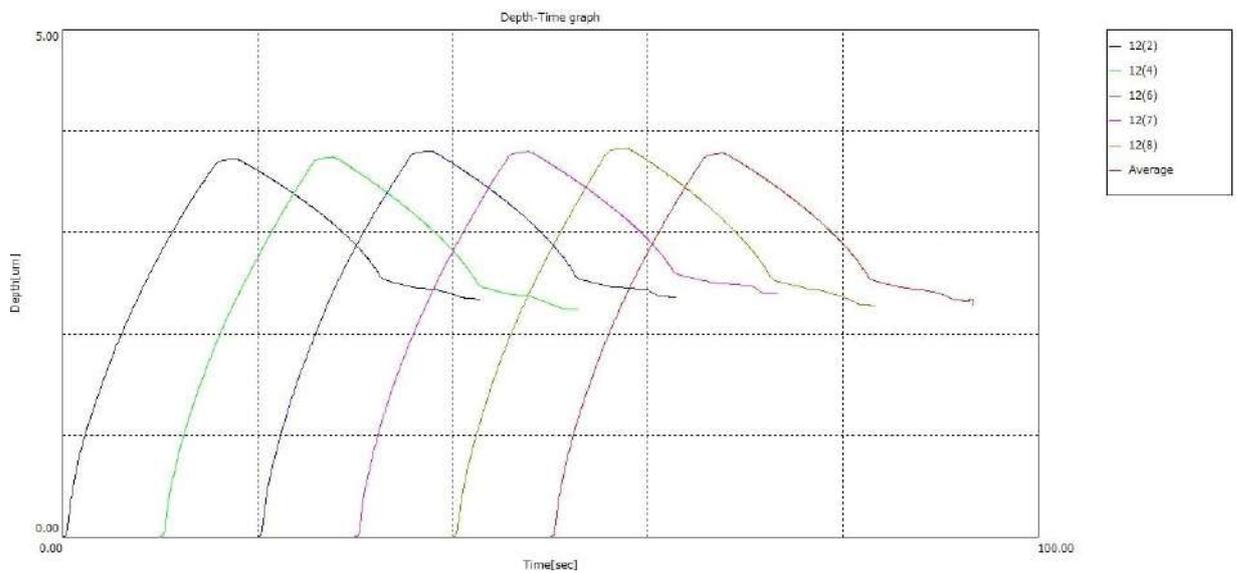


б

Рисунок 3.16 – Зависимость усилия индентирования от глубины проникновения индентера (а) и изменение глубины проникновения индентера (б) в образце, деформированном при усиллии 44 кН

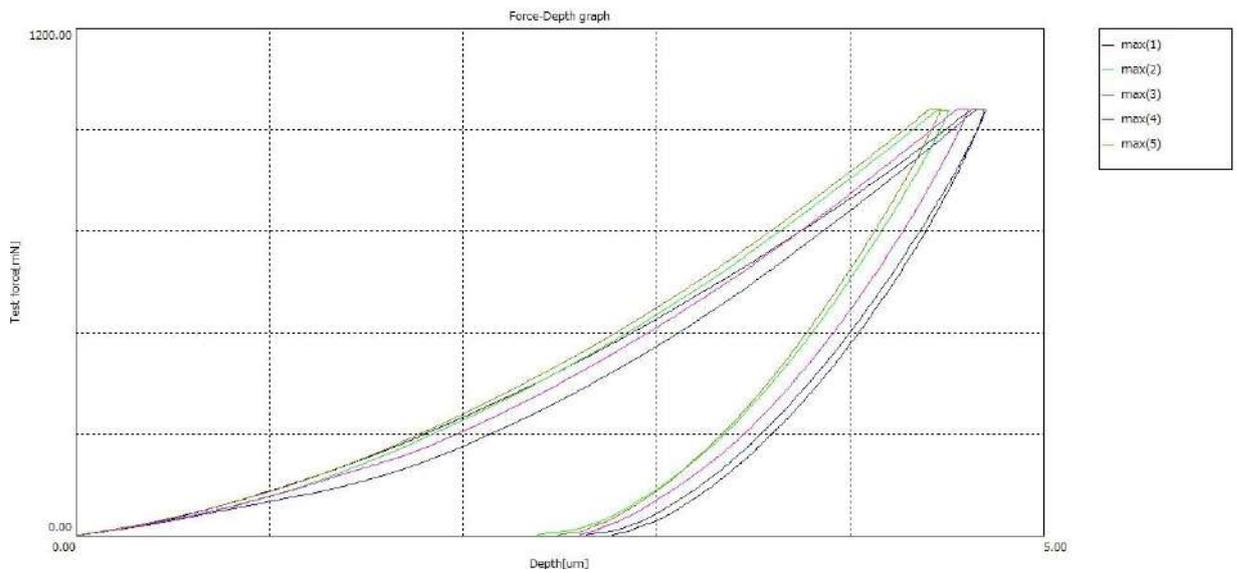


а

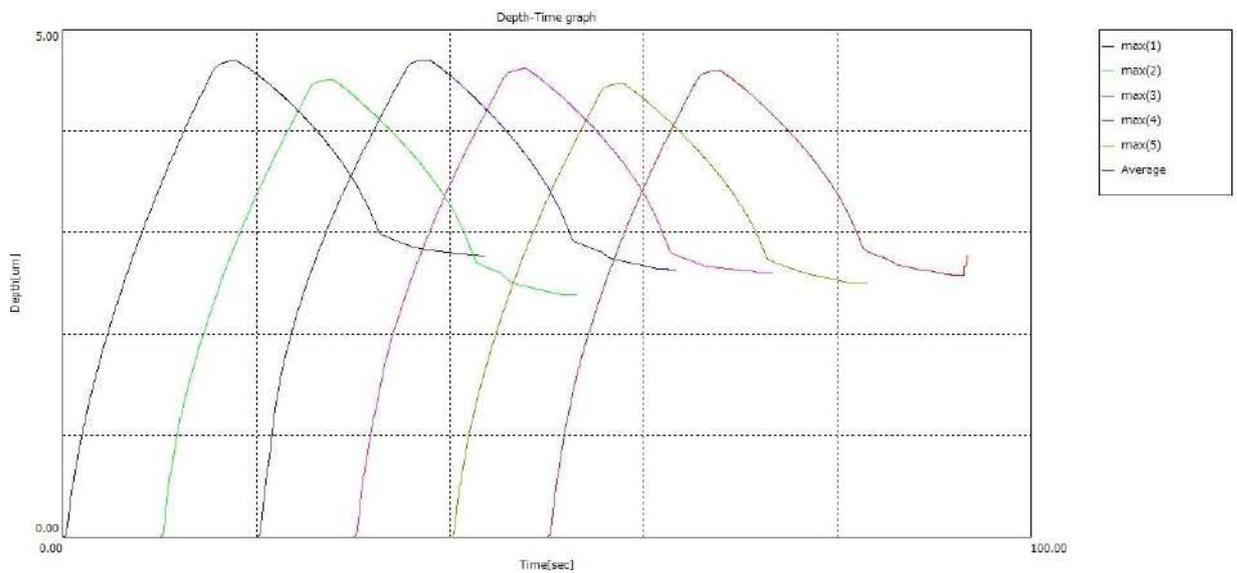


б

Рисунок 3.17 – Зависимость усилия индентирования от глубины проникновения индентера (а) и изменение глубины проникновения индентера (б) в образце, деформированном при усиллии 53 кН



а



б

Рисунок 3.18 – Зависимость усилия индентирования от глубины проникновения индентера (а) и изменение глубины проникновения индентера (б) в образце, деформированном при усиллии 67 кН

Для анализа полученных результатов были построены диаграммы зависимости исследуемых параметров материала от различной степени деформации (рисунок 3.19).

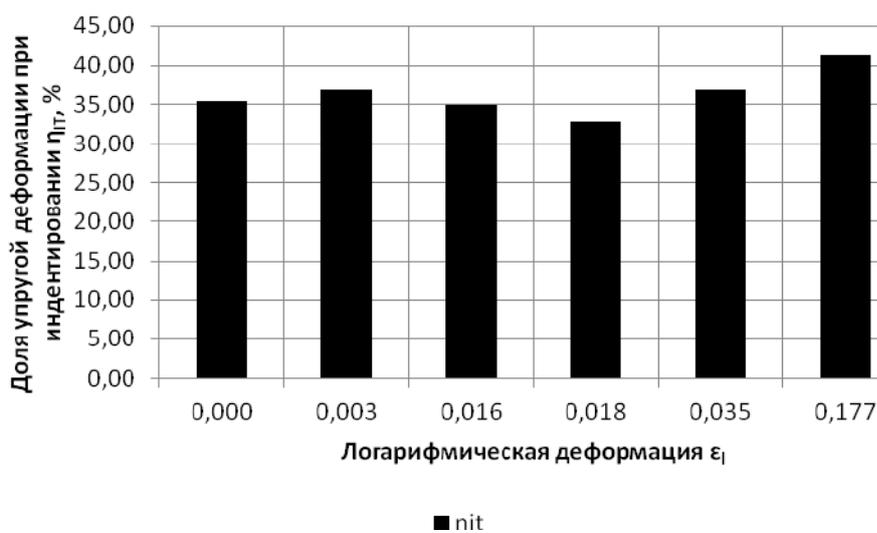
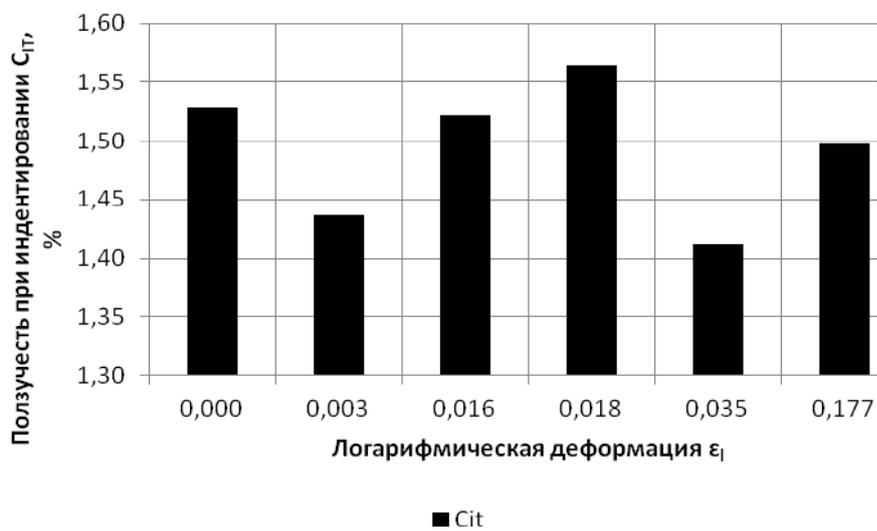
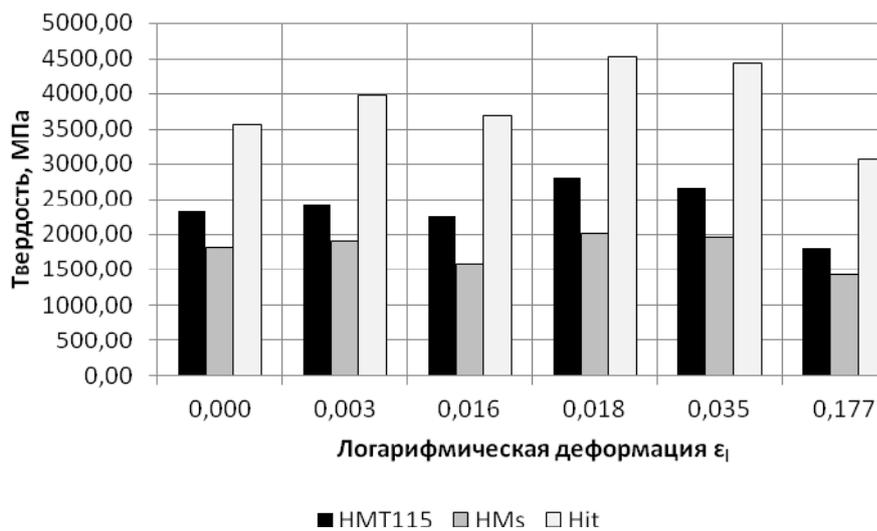


Рисунок 3.19 – Диаграммы зависимости параметров материала от деформации образцов TRIP-стали при-indentировании

Для изучения влияния скорости деформирования на показатели, определяемые при инструментальном индентировании, были проведены циклические испытания на динамическую микротвердость на исходном образце.

Испытательный цикл образцов имел следующий вид:

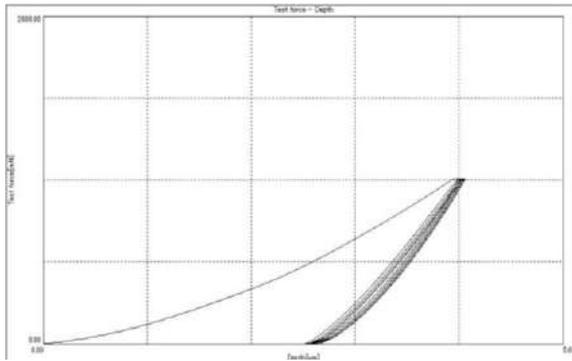
- а) максимальная нагрузка при индентировании – 1000 мН;
- б) минимальная нагрузка – 1,96 мН;
- в) скорость нагружения – 70,067 мН/с; 46,71 мН/с и 35,06 мН/с;
- г) длительность выдержки при максимальной нагрузке – 2 с;
- д) длительность выдержки при минимальной нагрузке – 2 с;
- е) количество повторений цикла – 10.

В результате проведения циклического индентирования были получены зависимости усилия от глубины индентирования при разных скоростях нагружения (рисунок 3.20).

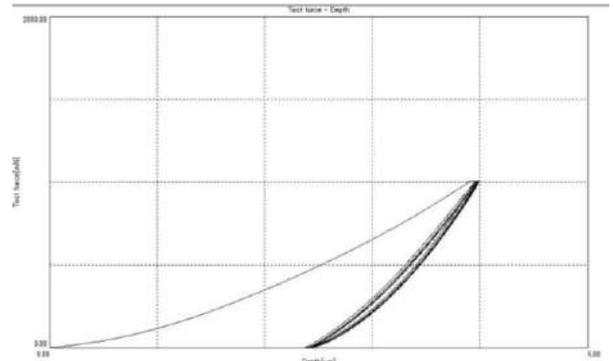
Результаты испытаний представлены в таблице 3.2 и на диаграммах (рисунок 3.21).

Таблица 3.2 – Результаты исследования влияния скорости деформирования на показатели, определяемые при инструментальном индентировании

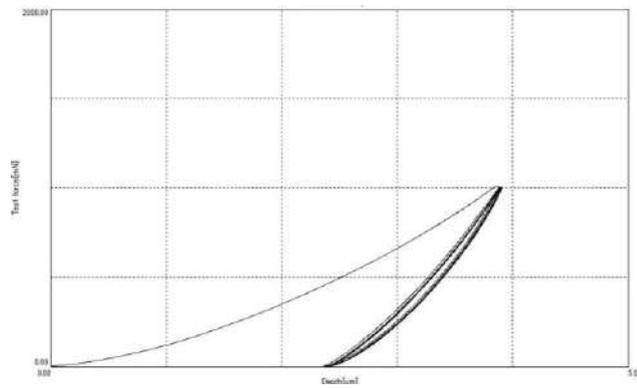
Скорость нагружения, мН/с	НМТ115, МПа	НMs, МПа	Hit, МПа	Cit, %	nit, %
35,03	2701,86	1980,28	4404,83	0,44	77,57
46,71	2489,74	1856,38	4074,63	0,52	76,83
70,07	2259,58	1750,81	3593,33	0,64	75,26



а

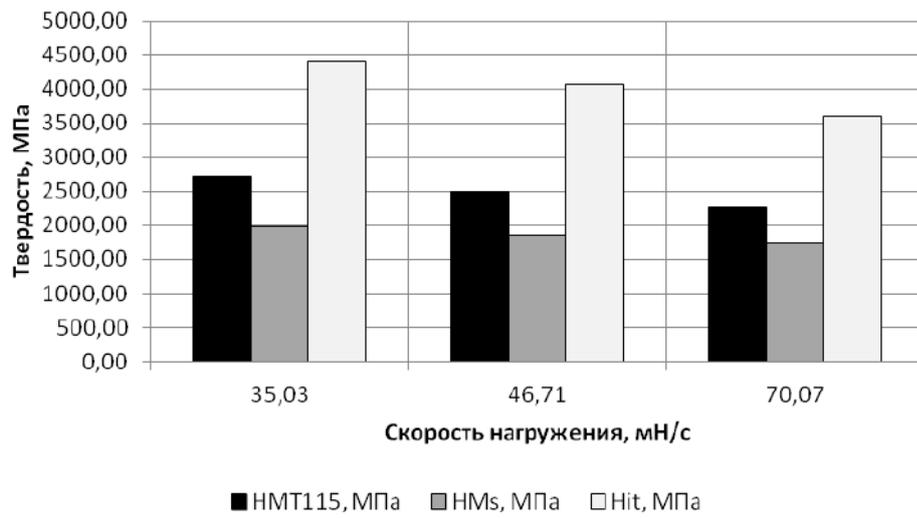


б

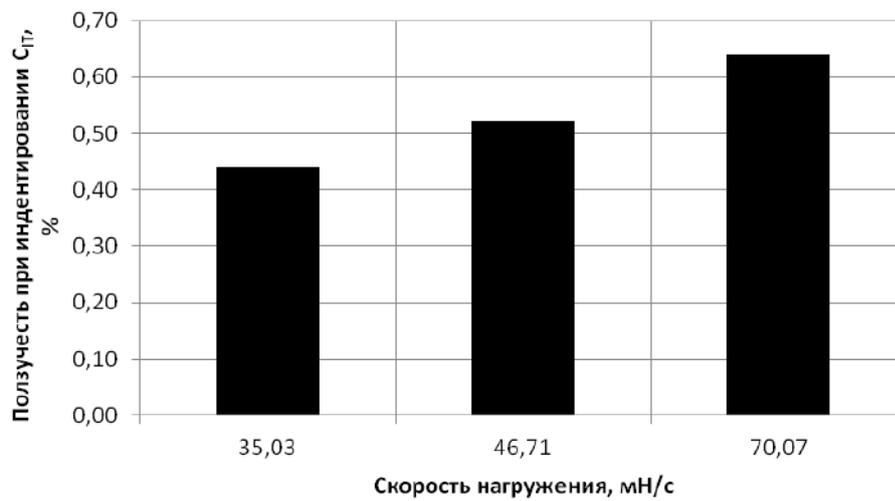


в

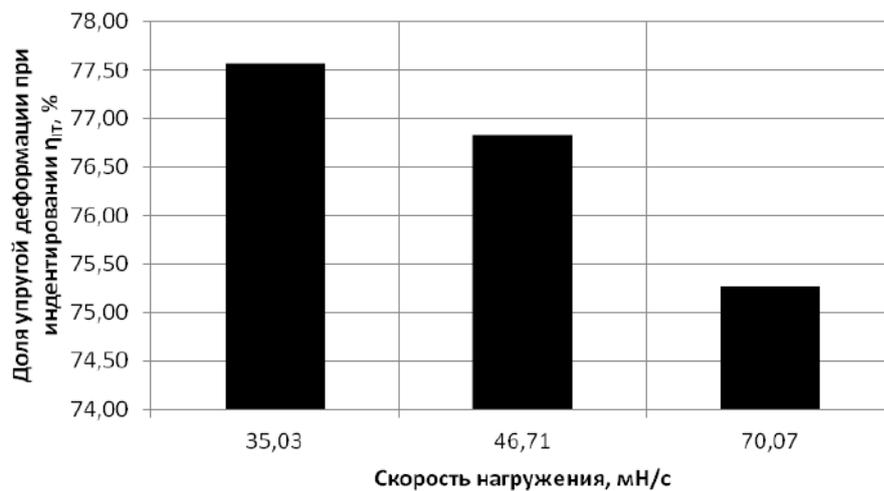
Рисунок 3.20 – Зависимость усилия индентирования от глубины индентирования при различных скоростях:
а) 70,067 мН/с; б) 46,71 мН/с; в) 35,06 мН/с



а



б



в

Рисунок 3.21 – Диаграммы зависимости параметров материала от скорости нагружения при динамическом индентировании

Из представленных результатов видно, что увеличение скорости нагружения индентора в поверхность образцов приводит к снижению твердости в виду снижения устойчивости образца к перманентной деформации и повреждению, при этом происходит увеличение ползучести материала.

Результаты проведенных исследований механических свойств представленных образцов из стали с TRIP-эффектом отражены в протоколах испытаний (приложение 2) и позволяют верифицировать компьютерные конечно-элементные модели с предыдущего этапа проекта.

Полученные результаты соответствуют требованиям к выполнению работ по проекту, указанным в подпункте 4.1.9 пункта 4 приложения 9 соглашения № 075-15-2021-1031 от «04» октября 2021 г.

4 Проведение сравнительного исследования микроструктуры образцов прототипов изделий, полученных от иностранного партнера и изготовленных методом 3D-печати, и полученных традиционной технологией металлургического производства

4.1 Материал и методика исследования

4.1.1 Образцы модифицированного химического состава, изготовленные традиционной технологией металлургического производства

В качестве материала для исследования были представлены образцы, выполненные из TRIP-стали модифицированного химического состава (таблица 4.1). Выплавку опытных сплавов производили в литейной лаборатории ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» в индукционных печах ИСТ-06 с основной футеровкой и массой плавки 2 кг (акт изготовления образцов в приложении 1).

Таблица 4.1 – Модифицированный химический состав образцов TRIP-стали

№ пробы	Массовая доля, %											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	V	Mo
11	0.37	3.36	2.92	0.015	0.012	0.048	0.040	0.073	0.010	0.005	0.004	0.004

В качестве шихты для получения экспериментальных сплавов использовали материалы: сталь углеродистая марки СтЗсп, ГОСТ 380 – 94; ферросилиций марки ФС 65, ГОСТ 1415 – 93; ферромарганец марки ФМн 90, ГОСТ 4755 – 91; алюминий технической чистоты А85, ГОСТ 11069-2001.

Раскисление экспериментальных сплавов осуществлялось за счет алюминия А85, а также алюминия, входящего в состав шихтовых материалов. Общее время плавки 2 кг материала составляло 12 ... 15 минут. По ходу плавки расплавляли стальной лом (сталь СтЗпс), после чего вводили ферросилиций, ферромарганец и алюминий технической чистоты. После

введения всех компонентов расплав выдерживался 2 минуты для полной гомогенизации расплава.

В последующем выплавленные лабораторные образцы подвергались термической обработке, состоящей из высокотемпературной выдержке в двухфазной области (760 °С), резкого охлаждения до температуры бейнитного превращения (400 °С) и последующей изотермической выдержки при этой температуре.

Нагрев и выдержку при температуры 760°С осуществляли в электропечи СНОЛ-1,4.2,5.1,2/12,5 в окислительной атмосфере. Загрузка образцов осуществлялась в разогретую печь, время выдержки составляло 20 минут для завершения диффузионных процессов. Изотермическая выдержка при температуре 400 °С в течение 20 минут осуществлялась в соляной ванне с температурой плавления соли ~ 320 °С. После изотермической выдержки в осуществляли охлаждение образцов до комнатной температуры на спокойном воздухе.

4.1.2 Образцы, изготовленные методом 3D-печати и полученные от иностранного партнера

В условиях Падуанского университета и компании Pometon (Италия) было осуществлено изготовление образцов наплавкой методом 3D-печати (рисунок 4.1) из порошка, химический состав которого приведен в таблице 4.2.

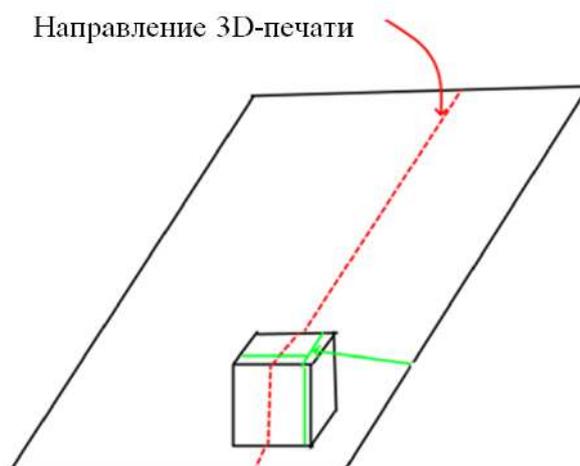


Рисунок 4.1 – Схема изготовления образцов методом 3D-печати

Таблица 4.2 – Химический состав порошка Падуанского университета

Массовая доля, %											
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	V	Mo
0.38	3.0	2.70	0.015	0.012	0.05	0.050	0.073	0.09	0.005	0.004	0.003

Наплавка образцов методом 3D-печати была выполнена по трем исследовательским режимам:

- 1) мощности 1100 Вт, скорости печати V 12 мм/сек, количество проходов N – 10, PRM 5,9 % (образец № 1);
- 2) мощности 900 Вт, скорости печати V 12 мм/сек, количество проходов N – 10, PRM 5,9 % (образец № 2);
- 3) мощности 900 Вт, скорости печати V 12 мм/сек, количество проходов N – 10, PRM 5,9 % с коллиматором (образец № 3).

4.1.3 Подготовка микрошлифов и проведение металлографических исследований

Из образцов модифицированного химического состава, изготовленные традиционной технологией металлургического производства и образцов, изготовленных методом 3D-печати, были подготовлены микрошлифы для последующего комплексного металлографического анализа. Схема исследования макро- и микроструктуры образцов, изготовленных методом 3D-печати, приведена на рисунке 4.2.

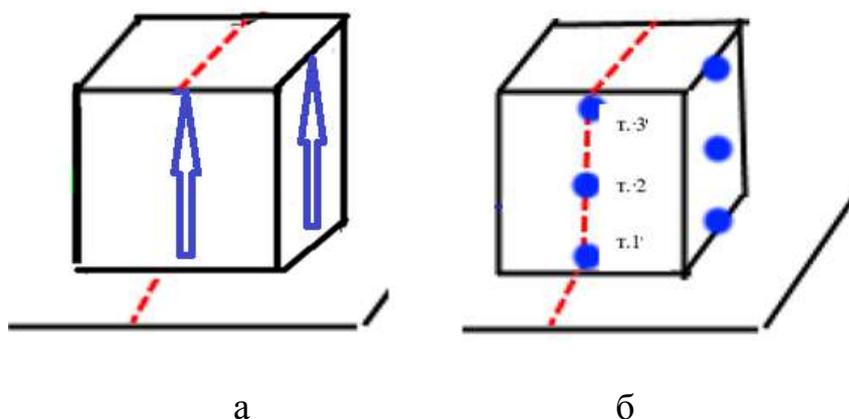


Рисунок 4.2 – Схема исследования макро- (а) и микроструктуры (б) образцов TRIP-стали изготовленных методом 3D-печати

Металлографические исследования образцов из TRIP-стали проводились в НИИ «Наносталей» ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова».

Подготовка шлифов проводилась с использованием запрессовки образцов в смолу «Transoptic» на автоматическом прессе Simplimet 1000 на линии пробоподготовки фирмы Buehler (рисунок 4.3).

Исследование поверхности микрошлифов в нетравленном и в травленном виде осуществляли с помощью оптического микроскопа Axio Observer при увеличениях от 50 до 1000 крат с применением системы компьютерного анализа изображений Thixomet PRO (рисунок 4.4).

Определение среднего размера игл мартенсита проводили в ручном режиме с использованием инструмента «Линейный размер» в среде программного продукта Thixomet PRO.



Рисунок 4.3 – Оборудование для пробоподготовки экспериментальных образцов: станок отрезной DeltaAbrasiMet 4000 Buehler, прецизионный отрезной станок IsoMet 4000 Buehler, шлифовально-полировальный станок Phoenix 4000VBuehler, запрессовочный пресс Simplimet 1000 Buehler



Рисунок 4.4 – Металлографический инвертированный микроскоп
ZeissAxioObserver

Макроструктура поверхности образцов при увеличении 15 крат была исследована с помощью стереомикроскопа (рисунок 4.5).

Изучение особенностей морфологии микроструктурных составляющих также осуществляли на сканирующем микроскопе JSM 6490 LV во вторичных электронах с ускоряющим напряжением 20кВ, оснащенный системой энергодисперсионного микроанализа INCA Energy 450 x-MAX 50 Premium при увеличениях более 1000 крат (рисунок 4.6).

Для определения критических точек стали исследуемого состава был проведен дифференциальный термический анализ при нагреве до температуры 1000 °С со скоростью 10 °С/мин. Дифференциально-сканирующая калориметрия (ДСК) проводилась на приборе синхронного термического анализа STA (Jupiter 449 F3) фирмы «NETZSCH» (Германия) (рисунок 4.7). Нагрев образца осуществляли до температуры 1000 °С, в среде инертного газа (аргон) при скорости нагрева 10 °С/мин в корундовом тигле. Масса образца около 70 мг.



Рисунок 4.5 – Анализатор стереоизображений поверхности твердых тел на базе стереомикроскопа MeijiTechno RZ в комплекте с программой анализатором изображений Thixomet PRO



*Термоэмиссионный источник электронов;
Ускоряющее напряжение 0,3 – 30 кВ;
Увеличение от $\times 5$ до $\times 300\,000$;
Разрешение до 3,0 нм (при ускоряющем 30 кВ)*

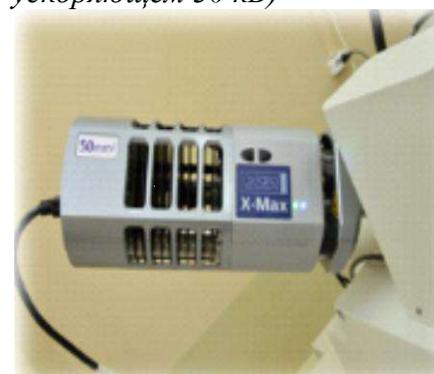


Рисунок 4.6 – Растровый электронный микроскоп JSM-6490LV JEOL с системой микроанализа INCAEnergy 450 x-MAX 50 Premium, KLPremiumEBSDSystemNordlysII 2 SOxfordInstrumentsLtd



Рисунок 4.7 – Прибор синхронного термического анализа STA (Jupiter 449 F3) фирмы «NETZSCH» (Германия)

Определение количества остаточного аустенита осуществляли на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-7000 (рисунок 4.8). Съемку производили с использованием рентгеновской трубки с хромовым анодом при напряжении 40 кВ и силе тока 30 мА. Угол $2\theta = 66...71^\circ$, скорость съемки $0,1^\circ/\text{мин}$. Количественная оценка осуществлялась путем соотношения интегральных интенсивностей дифракционных максимумов от системы плоскостей (111) аустенитной фазы ($2\theta = 67,1^\circ$) и (110) мартенситной ($2\theta = 68,7^\circ$) фазы.

Для измерения интегральной интенсивности использовался стандартный пакет «Basic Process» в программном обеспечении XRD-6100/7000 Ver.7.01 компании Shimadzu (рисунок 4.9). Результатом работы в данном программном пакете являлись данные об интенсивности максимумов (I) и значение интенсивности каждого пика, приведенное к значению интенсивности максимального пика (I/I_{max}), а также значение брегговского угла 2θ для каждого максимума.



Рисунок 4.8 – Рентгеновский дифрактометр Shimadzu XRD-7000

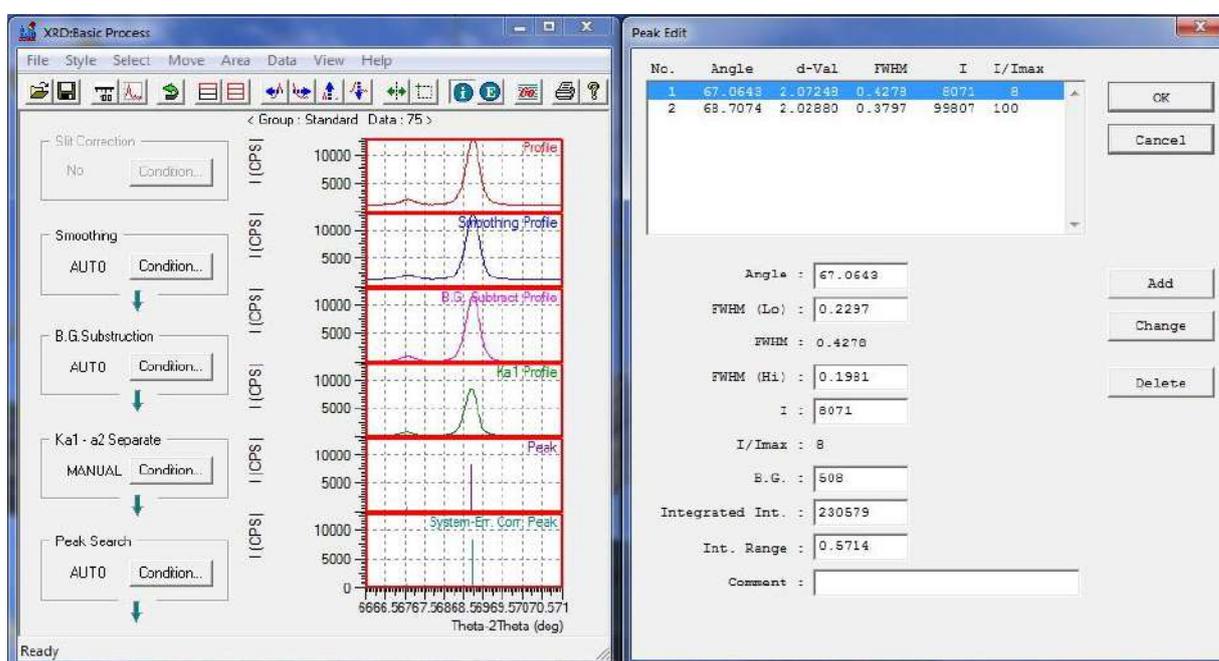


Рисунок 4.9 – Окна программы определения интегральной интенсивности

Количество остаточного аустенита K_{γ} определяли по отношению интегральных интенсивностей дифракционных максимумов от системы

плоскостей мартенситной I_α и аустенитной I_γ фаз, учитывая наличие карбидной фазы K_k , по формуле (4.1):

$$K_y = \frac{100 - K_k}{1 + 1,273 \cdot \frac{I_\alpha}{I_\gamma}} \quad (4.1)$$

Измерение твердости проводили по методу Виккерса при помощи автоматического микротвердомера BuehlerMicromet 5103 Buehler в соответствии с ГОСТ 9450 при нагрузке 1 кг и времени выдержки под нагрузкой 10 с. Замеры твердости проводили не менее чем в 10-ти точках, после чего рассчитывали средние значения (рисунок 4.10).



Рисунок 4.10 – Микротвердомер BuehlerMicromet 5103 Buehler

4.1.4 Методика проведения деформационной обработки образцов TRIP-стали

Деформацию образцов на сжатие осуществляли на машине Shimadzu AG-IC (рисунок 4.11).



Рисунок 4.11 – Универсальная испытательная машина Shimadzu AG-IC

В таблице 4.3 приведены исследуемые режимы деформационной обработки TRIP-стали, усилие на сжатие изменялось от 10 до 58 кН, а также с максимальным усилием до разрушения.

Для последующего металлографического анализа были отобраны образцы под маркировкой № 0, 4, 6, 9, 12 и 1.

Таблица 4.3 – Режимы деформационной обработки образцов TRIP-стали

Маркировка Образца, №	Прикладываемое усилие, кН	Высота до деформации, мм	Высота после деформации, мм
0	0	11,66	11,66
2	10	11,63	11,60
3	20	11,63	11,54
4	25	11,52	11,49
5	30	11,51	11,44
6	35	11,66	11,33
7	38	11,44	11,34
8	41	11,53	11,36
9	44	11,74	11,53
10	47	11,62	11,35
11	50	11,62	11,06
12	53	11,79	11,39
13	56	11,92	11,31
1	max усилие	11,66	9,75

4.2 Исследование микроструктуры образцов TRIP-стали, полученных традиционной технологией металлургического производства и подвергнутых последующей деформационной обработке

Микроструктура образца TRIP-стали в исходном (литом) состоянии, полученного традиционной технологией металлургического производства, приведена на рисунках 4.12 и 4.13. Она представляет собой смесь верхнего и нижнего бейнита. Иглы расположены преимущественно под углом 120° друг к другу. Твердость образца составляет 4058 МПа.

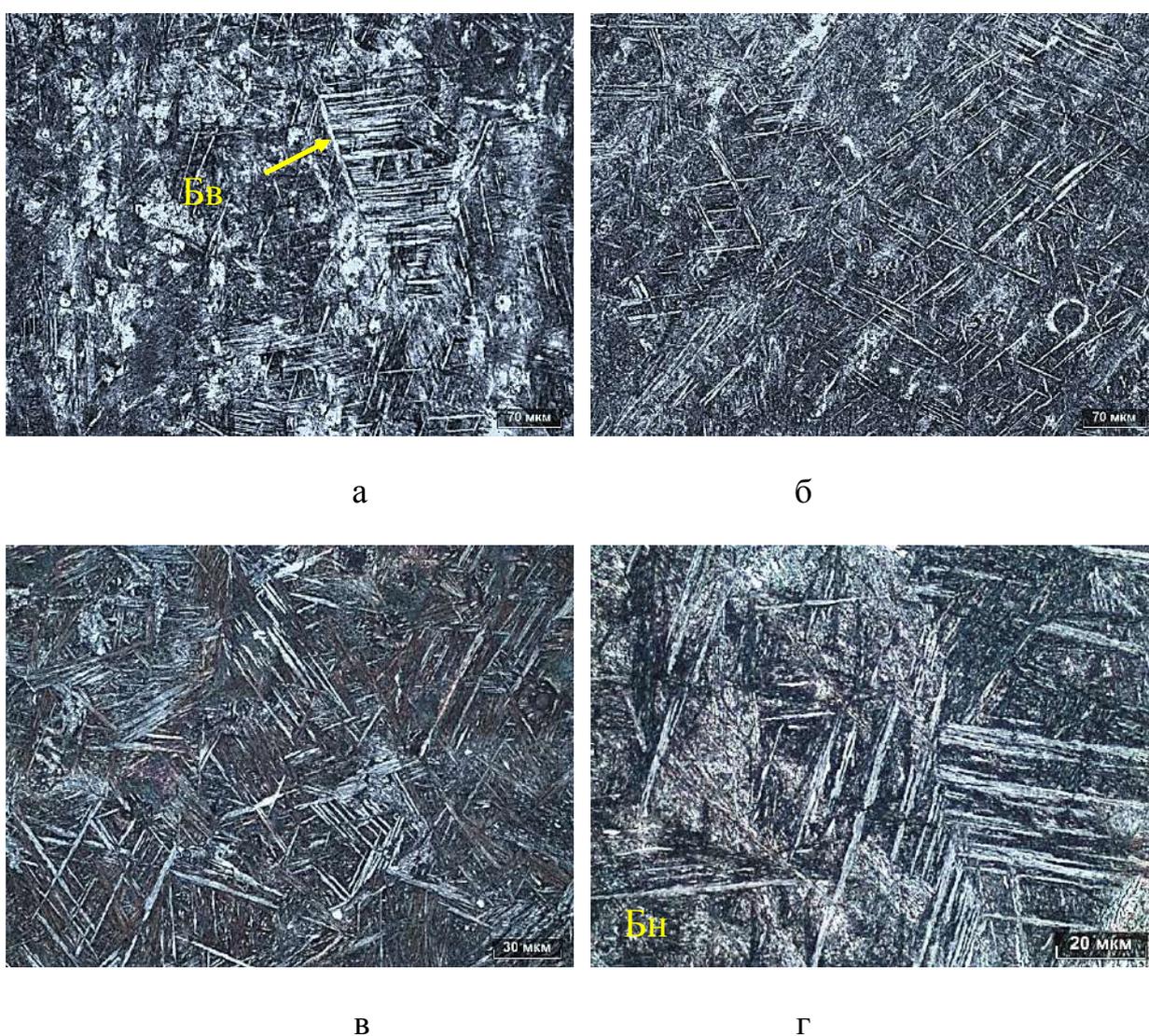


Рисунок 4.12 – Микроструктура образца TRIP-стали в исходном (литом) состоянии, полученного традиционной технологией металлургического производства. Световая микроскопия, х 200 (а-б), х 500 (в) и х1000 (г)

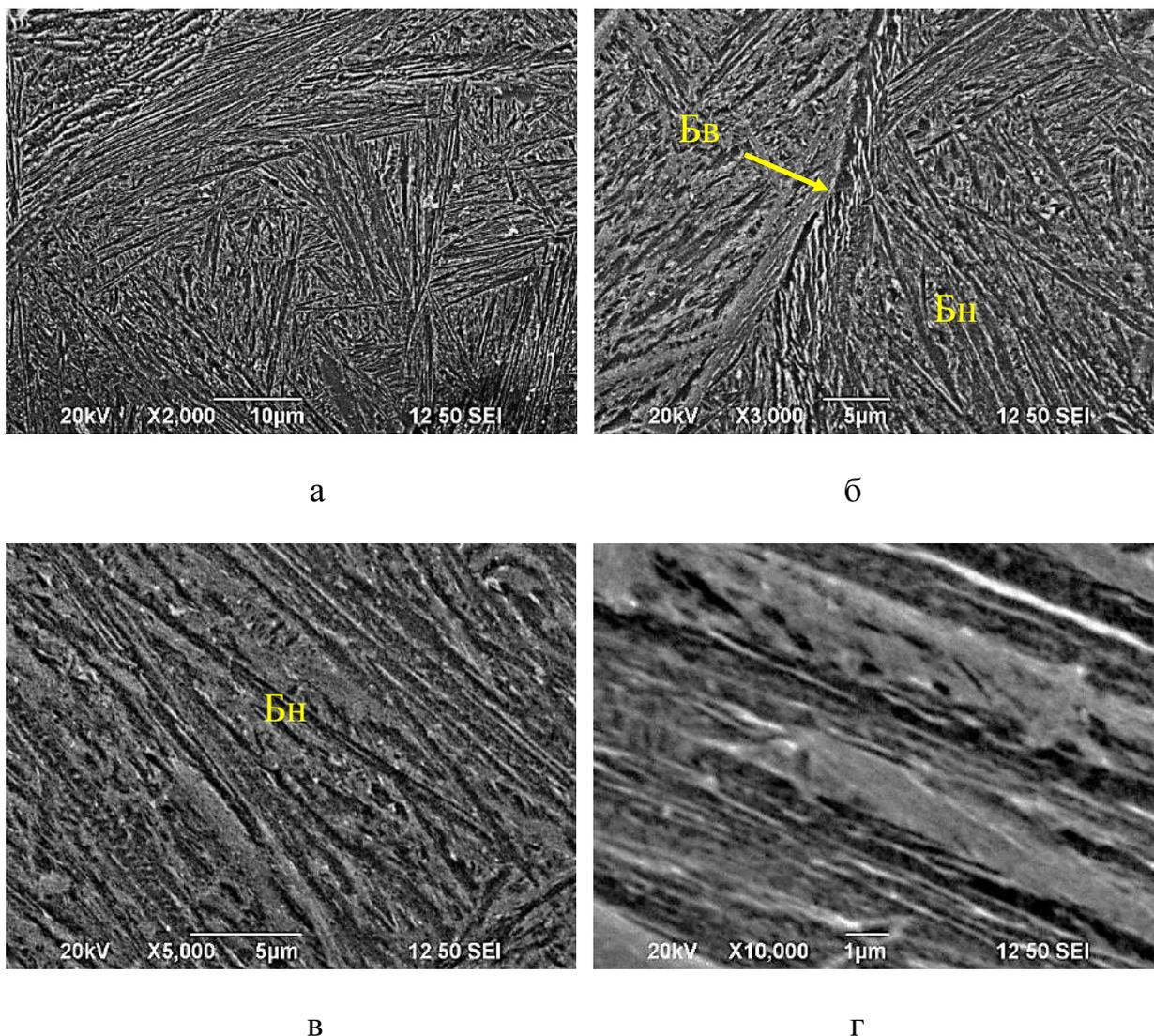


Рисунок 4.13 – Характерные электронно-микроскопические изображения микроструктуры образца TRIP-стали в исходном (литом) состоянии, полученного традиционной технологией металлургического производства

С целью определения критических точек TRIP-стали с химическим составом, приведенным в таблице 4.1, была проведена дифференциальная сканирующая калориметрии (ДСК). Результаты анализа ДСК опытных образцов показали, что критические точки A_{c1} и A_{c3} для стали модифицированного химического состава составляют: $A_{c1} \approx 705 \text{ } ^\circ\text{C}$ и $A_{c3} \approx 800 \text{ } ^\circ\text{C}$ (рисунок 4.14).

Таким образом, межкритический интервал (МКИ) для исследуемой стали составляет 704-800 °С. На основании полученных данных ДСК анализа, была проведена двух стадийная термическая обработка.

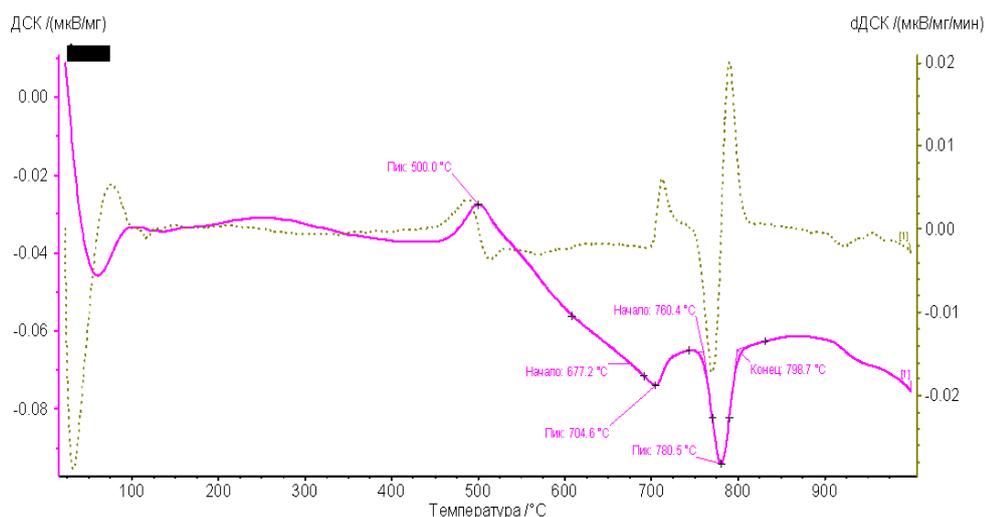


Рисунок 4.14 – Результаты дифференциальной сканирующей калориметрии образца TRIP-стали в исходном (литом) состоянии

Микроструктура образца TRIP-стали после закалки от температуры 760 °С и последующей изотермической выдержки при температуре 400 °С в течение 20 минут (далее по тексту термическая обработка) приведена на рисунках 4.15 и 4.16.

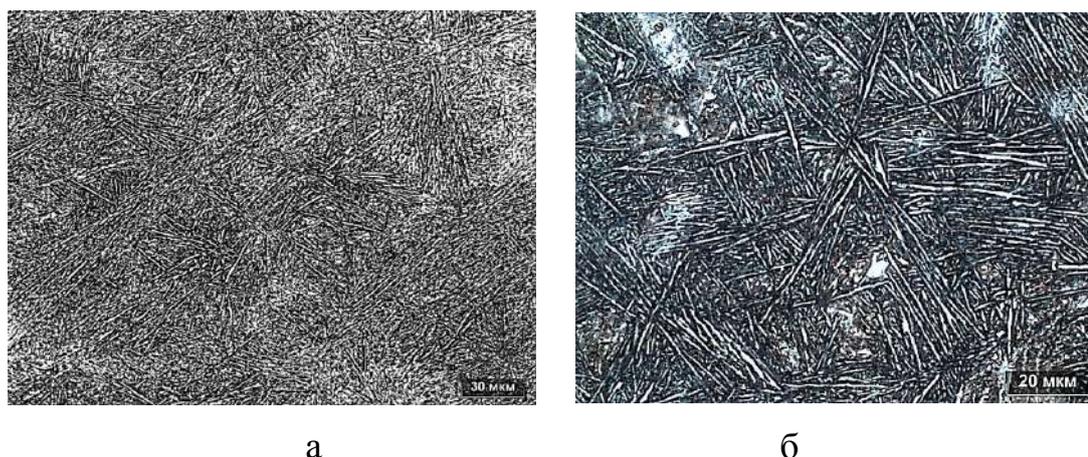
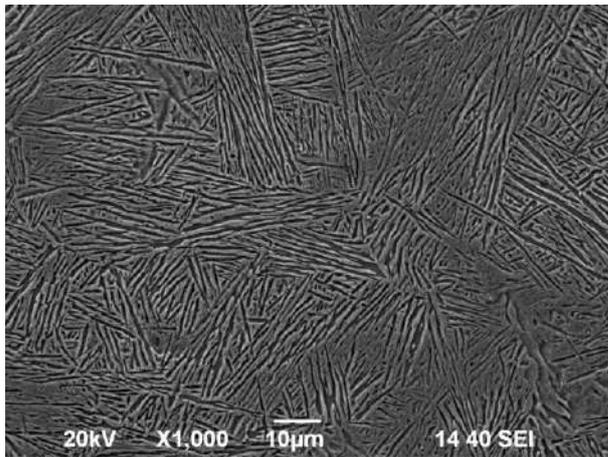
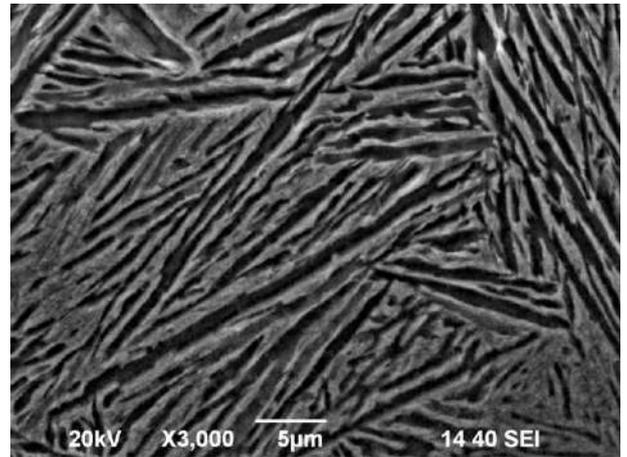


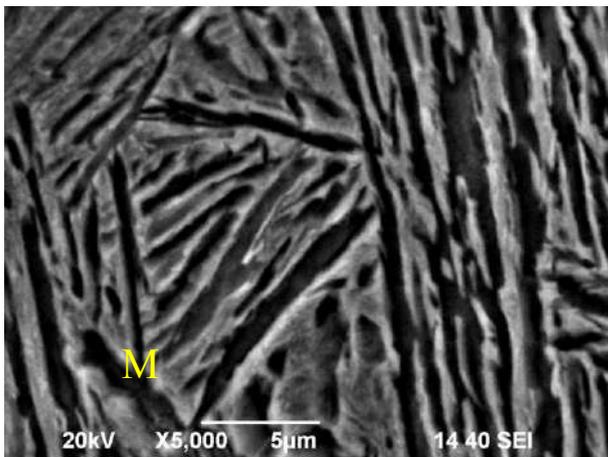
Рисунок 4.15 – Микроструктура образца TRIP-стали после закалки от температуры 760 °С и последующей изотермической выдержки при температуре 400 °С в течение 20 минут. Световая микроскопия, x 500 (а) и x1000 (б)



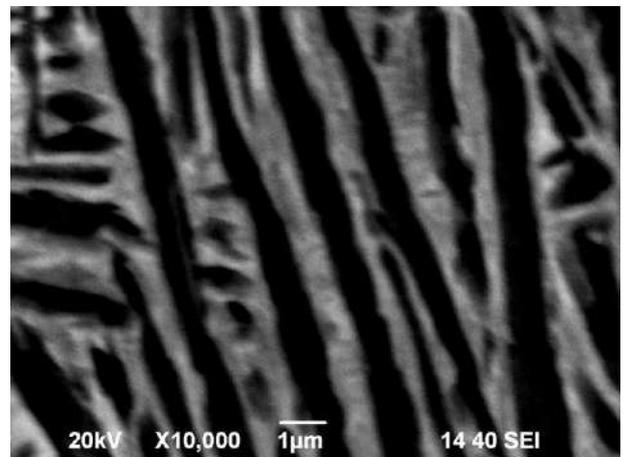
а



б



в



г

Рисунок 4.16 – Характерные электронно-микроскопические изображения микроструктуры образца TRIP-стали после закалки от температуры 760 °С и последующей изотермической выдержки при температуре 400 °С в течение 20 минут

С помощью методов оптической и электронной микроскопии установлено, что она представляет собой мартенсит с объемной долей остаточного аустенита около 10 %. Твердость образца после указанной термообработки составила 4860 МПа. Средняя длина реек мартенсита составила 26 мкм, расстояние между рейками - 0,8 мкм.

На рисунках 4.17 и 4.18 приведена микроструктура образца после термической обработки и последующей деформационной обработки сжатием с прикладываемым усилием 25 кН. Структура представляет собой также

мартенсит, однако объемная доля остаточного аустенита уменьшилась и составила 6,44 %. Твердость образца увеличилась и составила 5154 МПа. Средняя длина реек мартенсита составила 22 мкм, расстояние между рейками - 0,75 мкм.

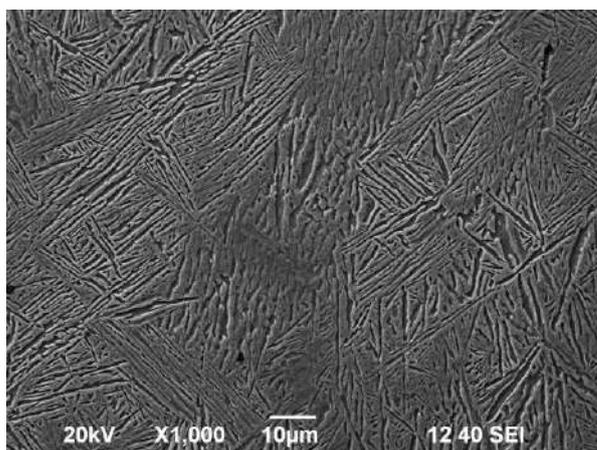


а

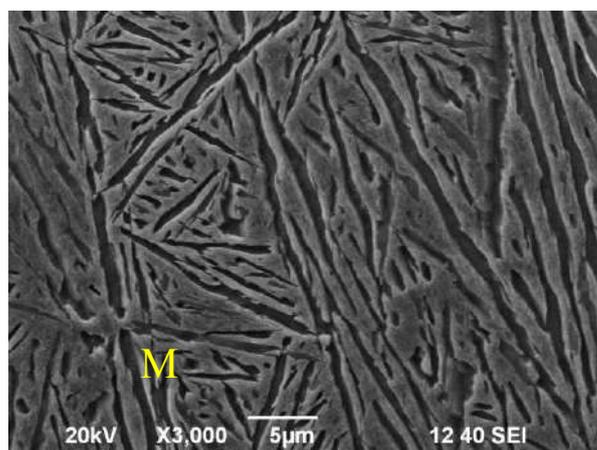
б

Рисунок 4.17 – Микроструктура образца TRIP-стали после термической обработки и последующей деформационной обработки с прикладываемым усилием 25 кН. Световая микроскопия, x 500 (а) и x1000 (б)

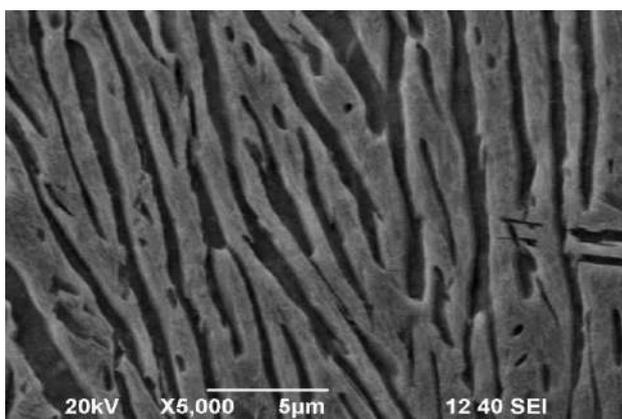
На рисунках 4.19 и 4.20 приведена микроструктура образца после термической обработки и последующей деформационной обработки сжатием с прикладываемым усилием 35 кН. Структура представляет собой также мартенсит, однако объемная доля остаточного аустенита еще уменьшилась, (по сравнению с прикладываемым усилием 25 кН) и составила 5,7 %. Твердость образца увеличилась и составила 5236 МПа. Средняя длина реек мартенсита составила 22,5 мкм, расстояние между рейками - 0,7 мкм.



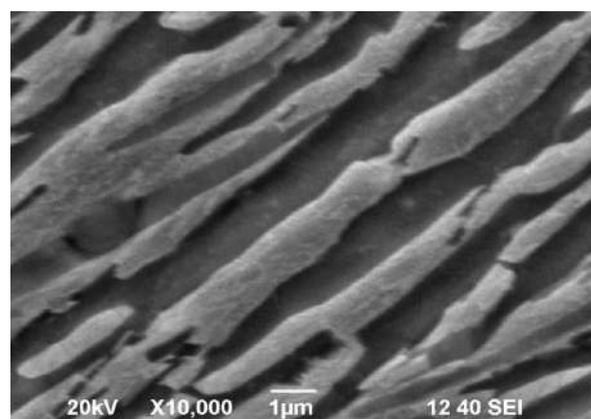
а



б

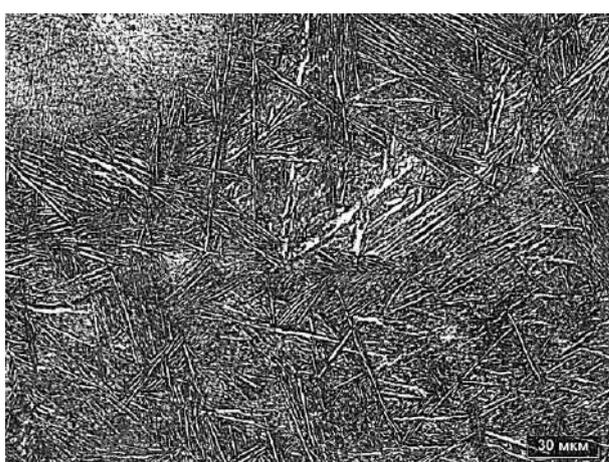


в

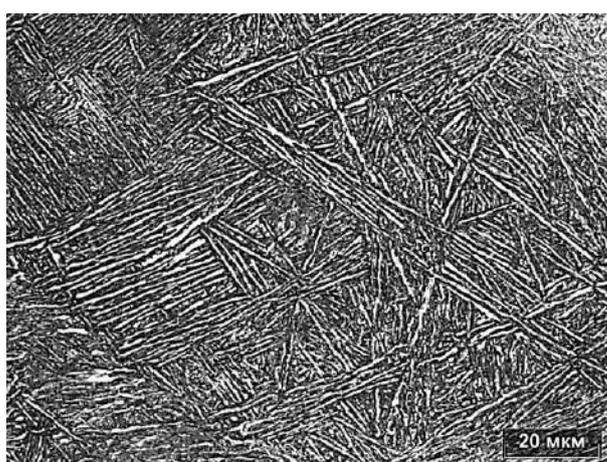


г

Рисунок 4.18 – Характерные электронно-микроскопические изображения микроструктуры образца TRIP-стали после термической обработки и последующей деформационной обработки с прикладываемым усилием 25 Кн

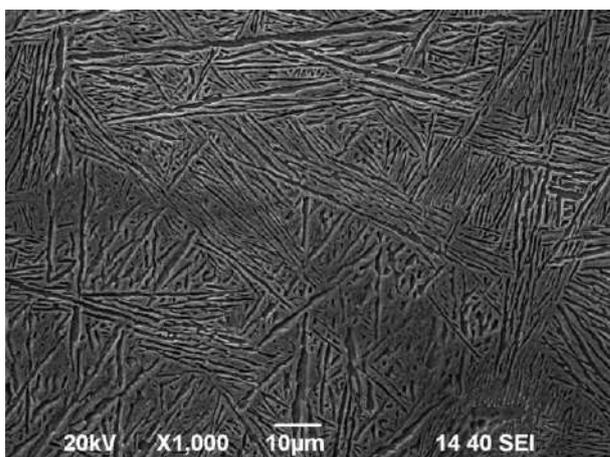


а

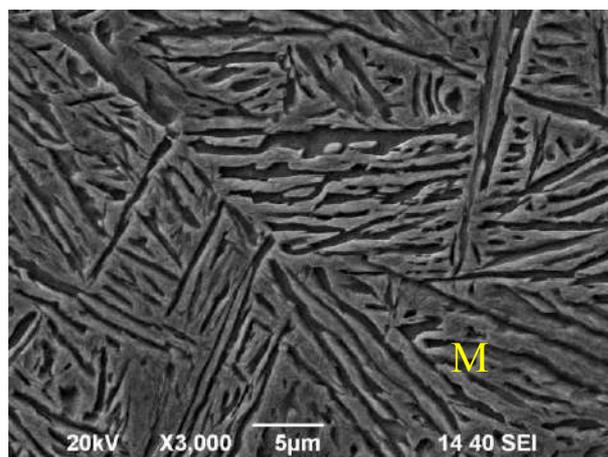


б

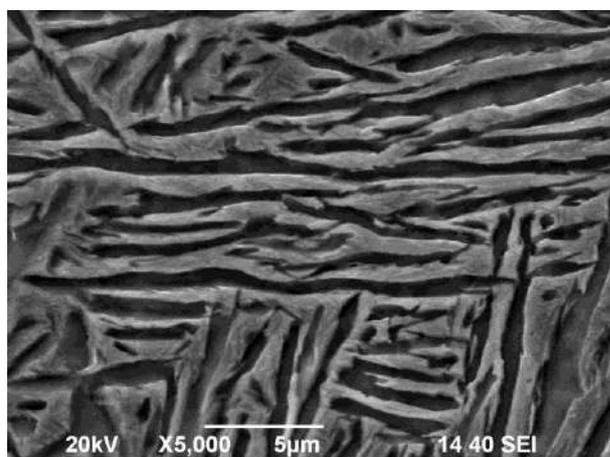
Рисунок 4.19 – Микроструктура образца TRIP-стали после термической обработки и последующей деформационной обработки с прикладываемым усилием 35 кН. Световая микроскопия, х 500 (а) и х1000 (б)



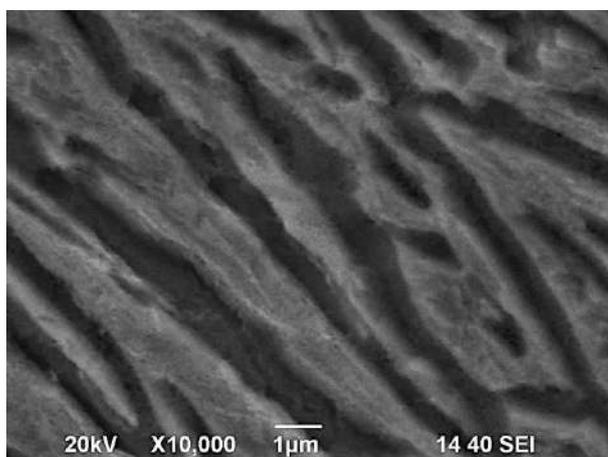
а



б



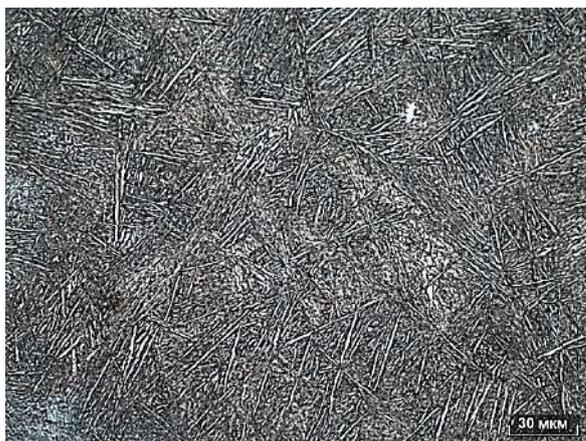
в



г

Рисунок 4.20 – Характерные электронно-микроскопические изображения микроструктуры образца TRIP-стали после термической обработки и последующей деформационной обработки с прикладываемым усилием 35 кН

На рисунках 4.21 и 4.22 приведена микроструктура образца после термической обработки и последующей деформационной обработки сжатием с прикладываемым усилием 44 кН. Структура представляет собой также мартенсит, однако объемная доля остаточного аустенита еще уменьшилась, (по сравнению с прикладываемым усилием 35 кН) и составила 5,6 %. Твердость образца увеличилась и составила 5310 МПа. Средняя длина реек мартенсита составила 23 мкм, расстояние между рейками - 0,6 мкм.

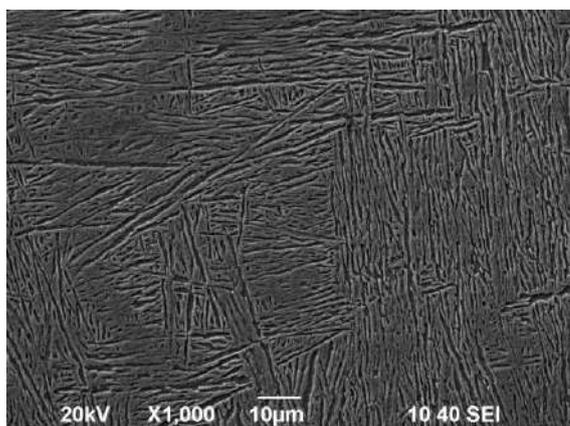


а

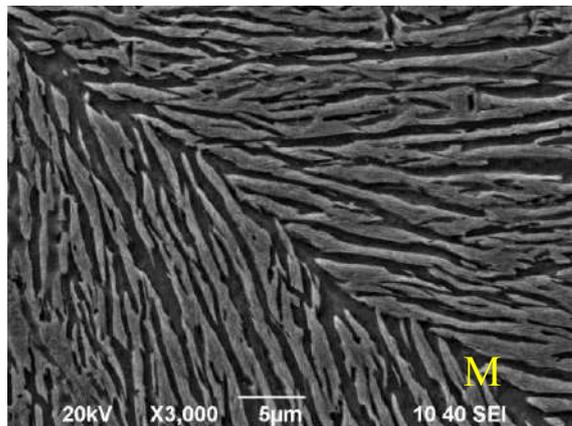


б

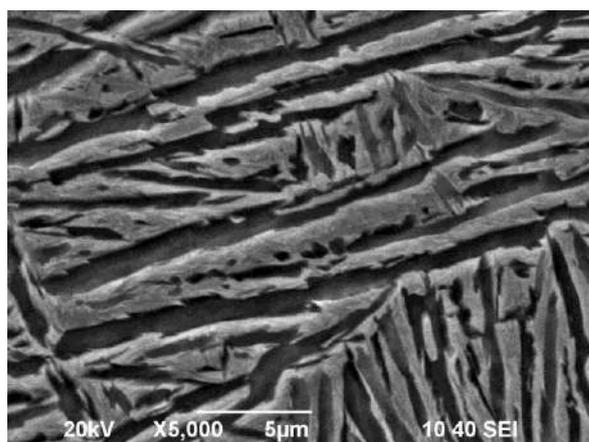
Рисунок 4.21 – Микроструктура образца TRIP-стали после термической обработки и последующей деформационной обработки с прикладываемым усилием 44 кН. Световая микроскопия, x 500 (а) и x1000 (б)



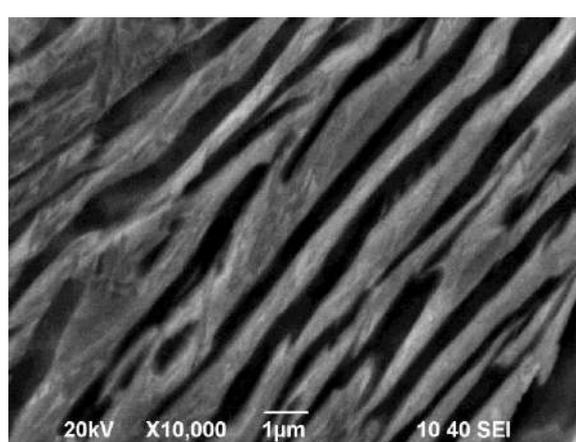
а



б



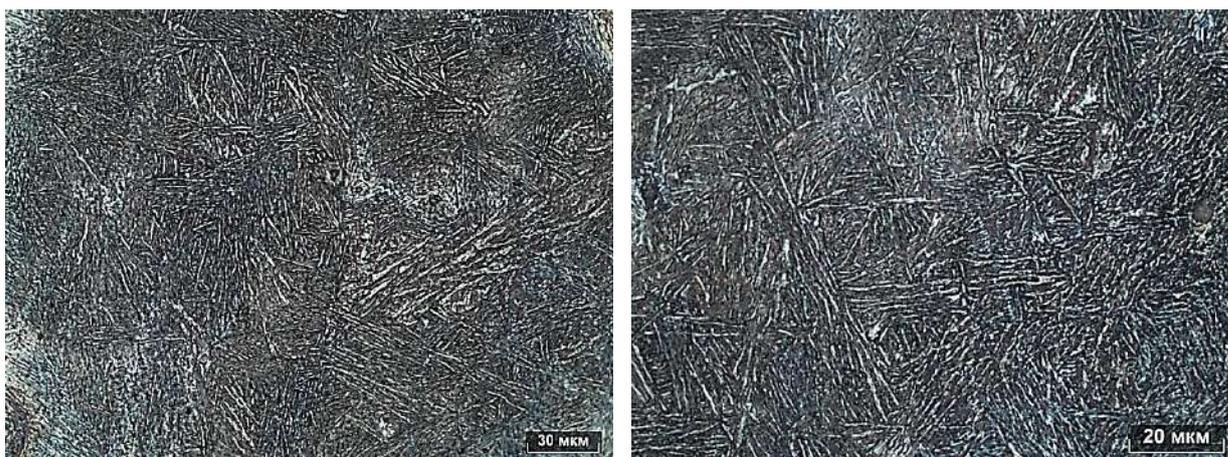
в



г

Рисунок 4.22 – Характерные электронно-микроскопические изображения микроструктуры образца TRIP-стали после термической обработки и последующей деформационной обработки с прикладываемым усилием 44 кН

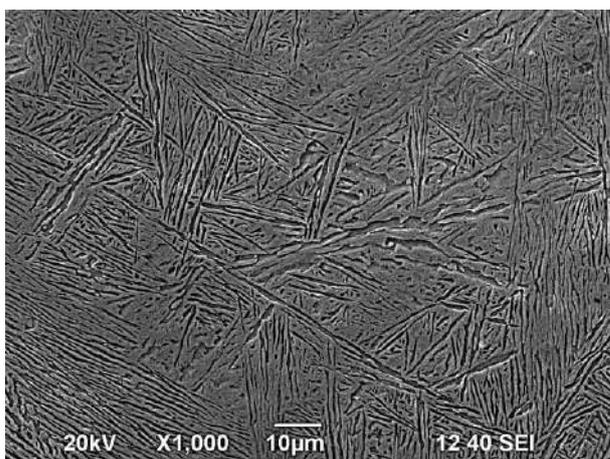
На рисунках 4.23 и 4.24 приведена микроструктура образца после термической обработки и последующей деформационной обработки сжатием с прикладываемым усилием 53 кН. Структура представляет собой также мартенсит, однако объемная доля остаточного аустенита еще уменьшилась, (по сравнению с прикладываемым усилием 44 кН) и составила 5,4 %. Твердость образца увеличилась и составила 5482 МПа. Средняя длина реек мартенсита составила 21 мкм, расстояние между рейками - 0,4 мкм.



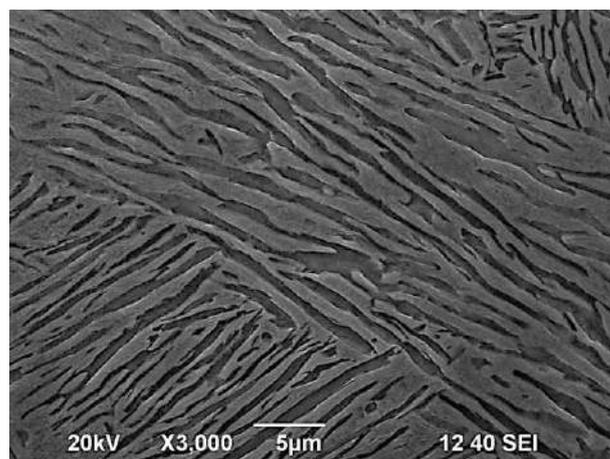
а

б

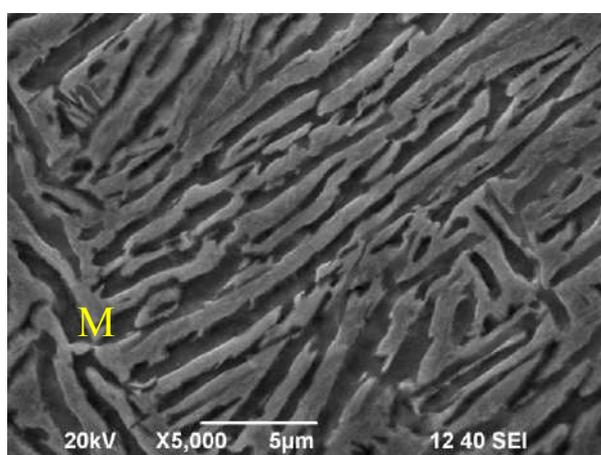
Рисунок 4.23 – Микроструктура образца TRIP-стали после термической обработки и последующей деформационной обработки с прикладываемым усилием 53 кН. Световая микроскопия, x 500 (а) и x1000 (б)



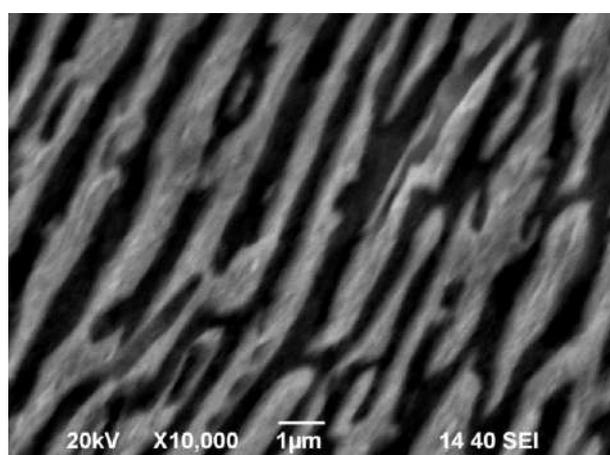
а



б



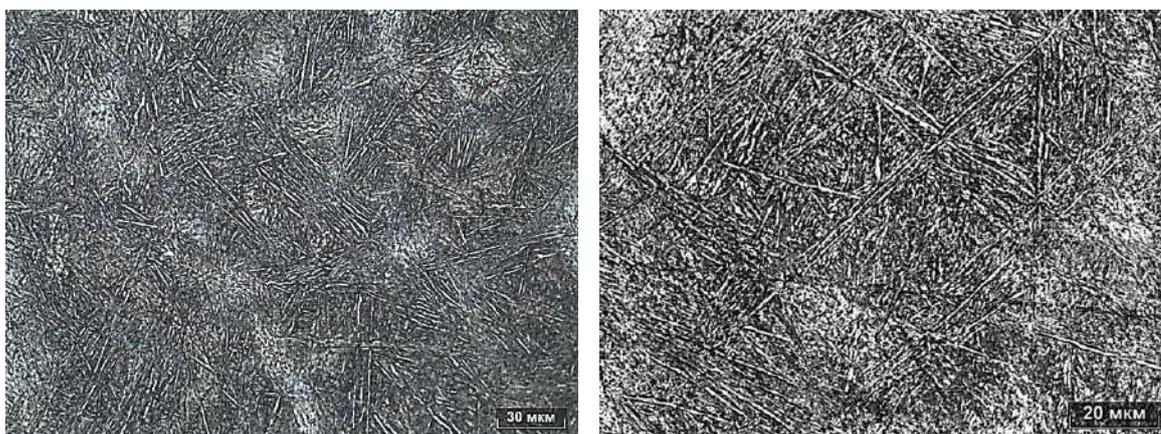
в



г

Рисунок 4.24 – Характерные электронно-микроскопические изображения микроструктуры образца TRIP-стали после термической обработки и последующей деформационной обработки с прикладываемым усилием 53 кН

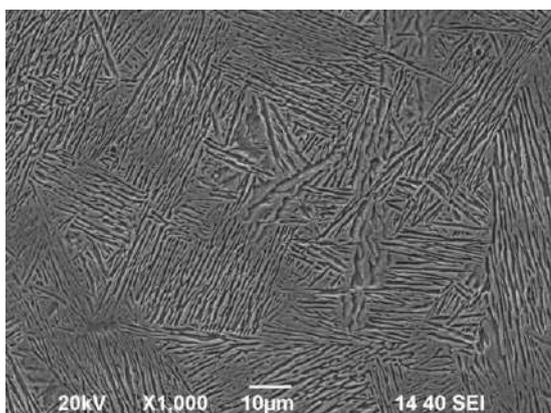
На рисунках 4.25 и 4.26 приведена микроструктура образца после термической обработки и последующей максимальной деформационной обработки сжатием до разрушения. Структура представляет собой также мартенсит, однако объемная доля остаточного аустенита еще уменьшилась (по сравнению с прикладываемым усилием 53 кН) и составила 5,17 %. Твердость образца увеличилась и составила 5536 МПа. Средняя длина реек мартенсита составила 21 мкм, расстояние между рейками - 0,3 мкм.



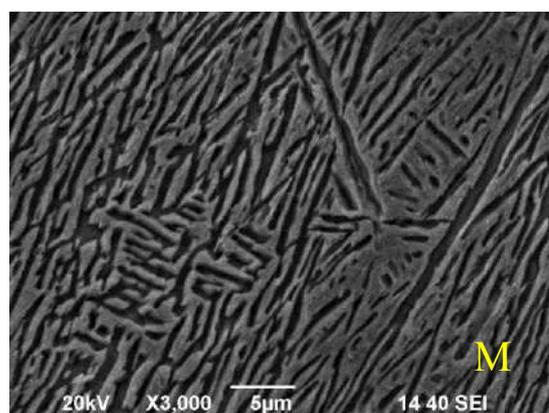
а

б

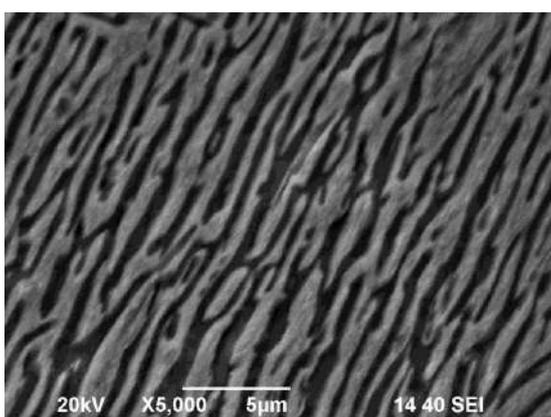
Рисунок 4.25 – Микроструктура образца TRIP-стали после термической обработки и последующей деформационной обработки с максимально возможным прикладываемым усилием (до разрушения). Световая микроскопия, x 500 (а) и x1000 (б)



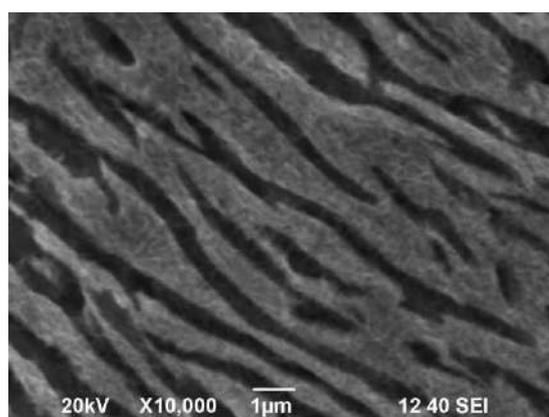
а



б



в



г

Рисунок 4.26 – Характерные электронно-микроскопические изображения микроструктуры образца TRIP-стали после термической обработки и последующей деформационной обработки с максимально возможным прикладываемым усилием (до разрушения)

Таким образом, в ходе исследования микроструктуры образцов TRIP-стали, полученных традиционной технологией металлургического производства и подвергнутых последующей деформационной обработке, установлено, что с увеличением прикладываемого усилия (степени деформации) твердость образцов увеличивается с 4860 МПа (без деформации) до 5536 МПа (максимальная деформация до разрушения), при этом количество остаточного аустенита уменьшается в 2 раза с 10 % до 5,17 %, что обусловлено превращением доли остаточного аустенита в мартенсит и деформационным упрочнением.

4.3 Исследование микроструктуры образцов TRIP-стали, изготовленных методом 3D-печати

Общий вид макроструктуры образцов TRIP-стали, изготовленных методом 3D-печати иностранным партнером, в зависимости от энергосиловых параметров обработки и различных направлений печати приведены на рисунках 4.27 и 4.28. На рисунках указаны области исследования (область 1, область 2 и область 3), где проводились детальные металлографические исследования с применением оптической и электронной микроскопии.

На рисунках 4.29 и 4.30 приведены панорамные исследования микроструктуры образцов TRIP-стали, изготовленных методом 3D-печати, в зависимости от энергосиловых параметров обработки, в нетравленном виде:

- P 1100 Вт, V 12 мм/сек, N – 10, PRM 5,9 % (образец №1-1);
- P 900 Вт, V 12 мм/сек, N – 10, PRM 5,9 % (образец №1-2);
- P 900 Вт, V 12 мм/сек, N – 10, PRM 5,9 % (с коллиматором) (образец № 1-3).

Также в таблицах 4.4 и 4.5 представлены характерные изображения микроструктуры образцов TRIP-стали, изготовленных методом 3D-печати, в нетравленном виде в различных областях исследования.

Установлено, что во всех образцах наблюдается незначительная пористость с размерами пор 3 от до 12 мкм, объемная доля их по сечению не превышает 5 %.

На рисунках 4.31-4.34, а также в таблице 4.6 приведены фотографии микроструктуры образцов № 1-1, №1-2, №1-3 TRIP-стали до термической обработки, изготовленных методом 3D-печати, в зависимости от энергосиловых параметров обработки с направлением исследования вдоль 3D-печати.

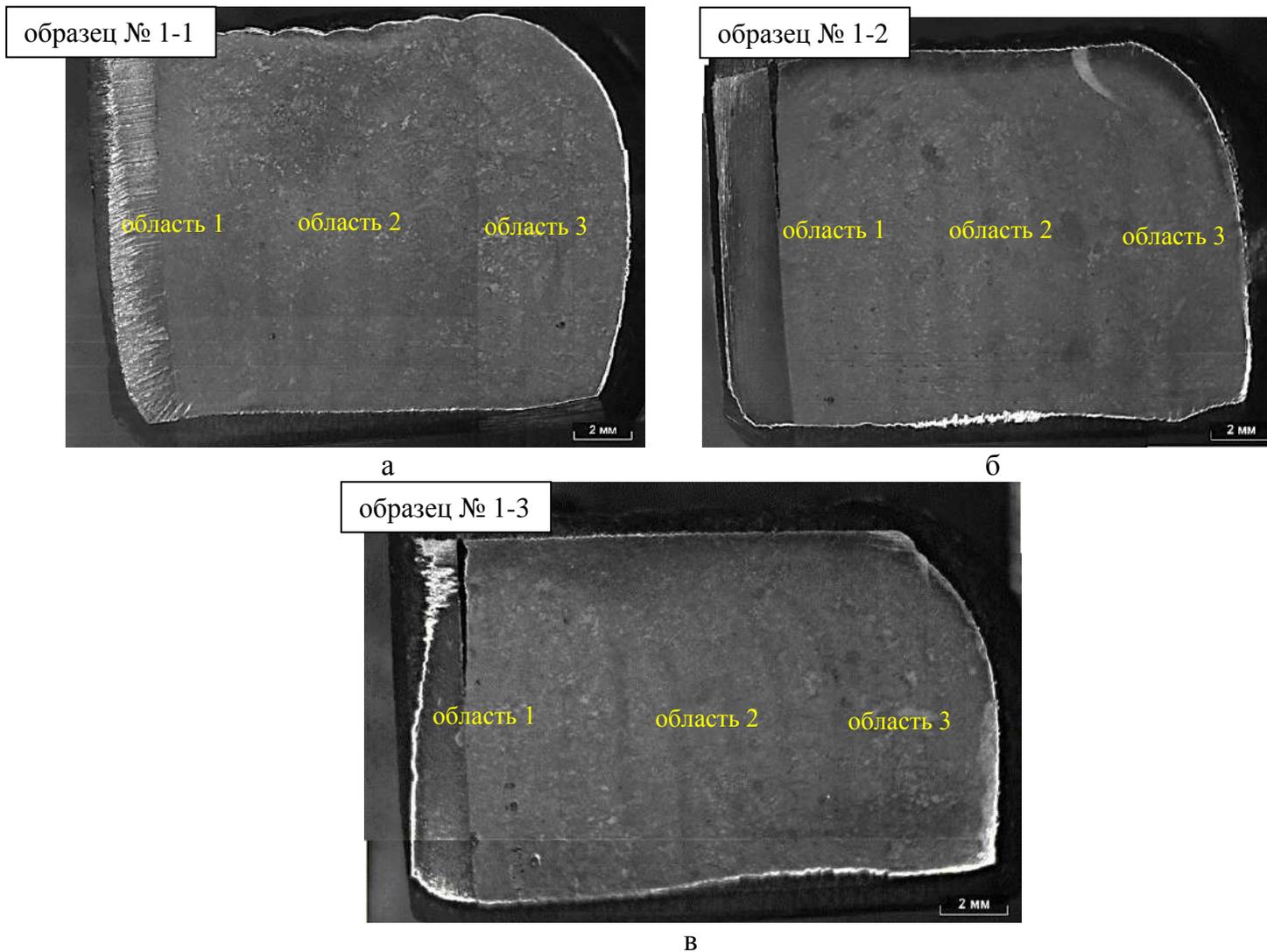


Рисунок 4.27 – Общий вид макроструктуры образцов TRIP-стали, изготовленных методом 3D-печати, в зависимости от энергосиловых параметров обработки: а - P 1100 Вт, V 12 мм/сек, N – 10, PRM 5,9 % (№ 1-1); б- P 900 Вт, V 12 мм/сек, N – 10, PRM 5,9 % (№ 1-2); в- P 900 Вт, V 12 мм/сек, N – 10, PRM 5,9 % (с коллиматором) (№ 1-3). Стереомикроскоп x 7,5
(направление исследования вдоль 3D-печати)

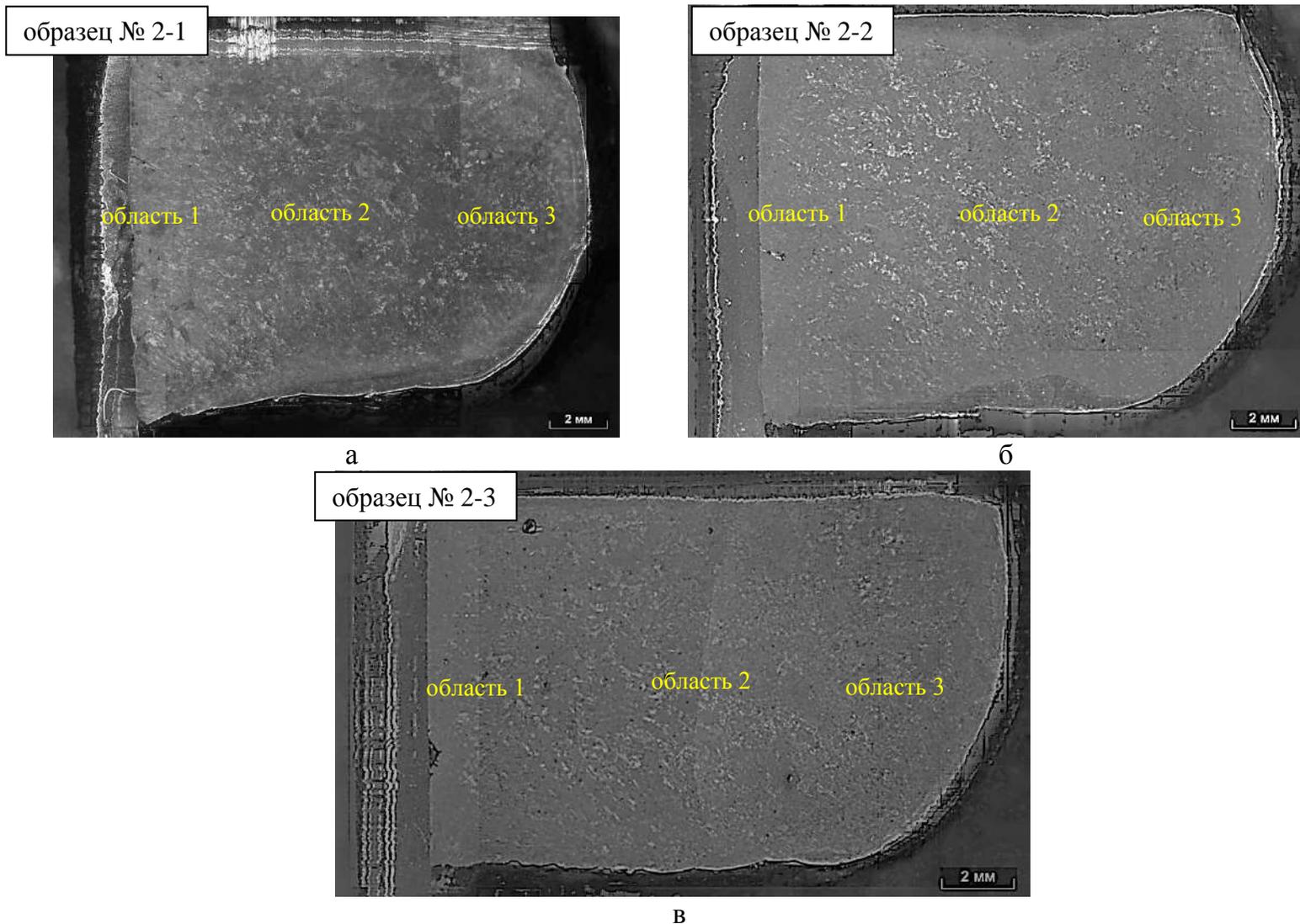
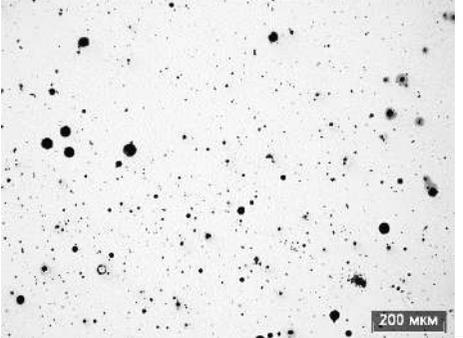
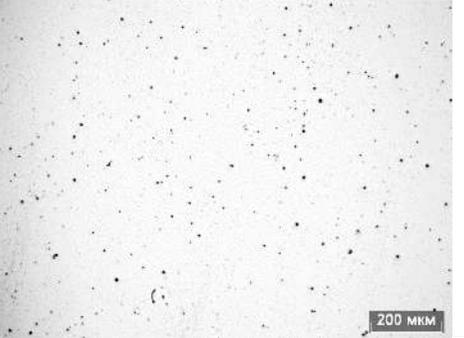
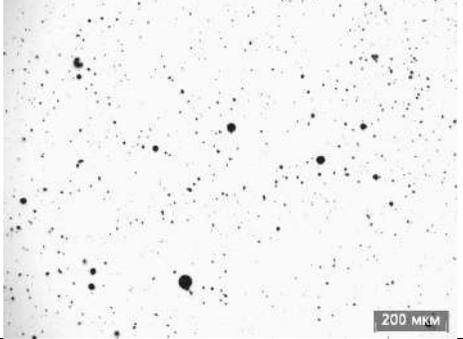
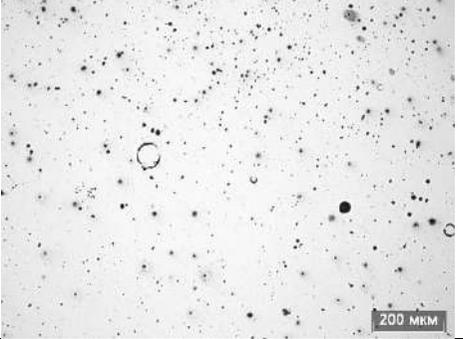
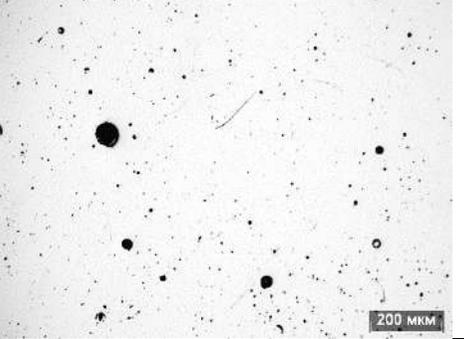
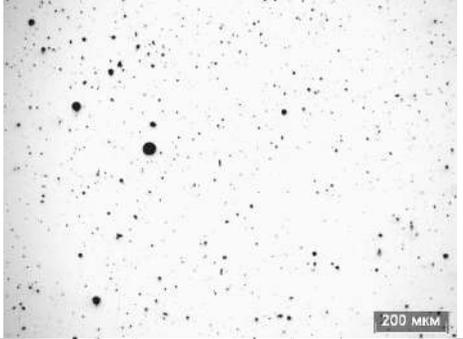
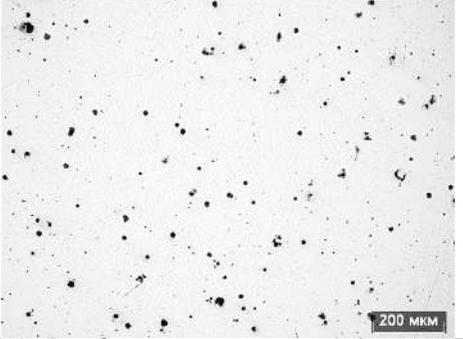
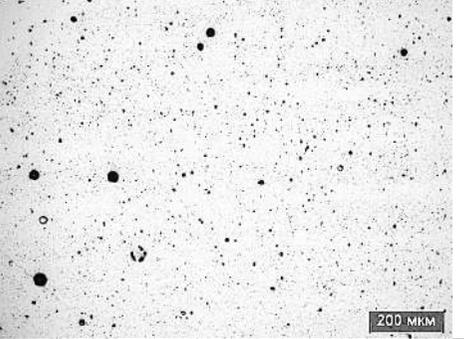


Рисунок 4.28 – Общий вид макроструктуры образцов TRIP-стали, изготовленных методом 3D-печати, в зависимости от энергосиловых параметров обработки: а - P 1100 Вт, V 12 мм/сек, N – 10, PRM 5,9 % (№2-1); б- P 900 Вт, V 12 мм/сек, N – 10, PRM 5,9 % (№2-2); в- P 900 Вт, V 12 мм/сек, N – 10, PRM 5,9 % (с коллиматором) (№2-3). Стереомикроскоп x 7,5
(направление исследования поперек 3D-печати)



Рисунок 4.29 – Общий вид микроструктуры образцов TRIP-стали, изготовленных методом 3D-печати, в зависимости от энергосиловых параметров обработки в нетравленном виде: а – образец № 1-1; б- образец № 1-2; в- образец № 1-3. Световая микроскопия, х 50 (направление исследования вдоль 3D-печати)

Таблица 4.4 – Характерные изображения микроструктуры образцов TRIP-стали, изготовленных методом 3D-печати, в нетравленном виде в различных областях исследования (**направление исследования вдоль 3D-печати**)

Область исследования	Образец № 1-1	Образец № 1-2	Образец № 1-3
Область 1			
Область 2			
Область 3			

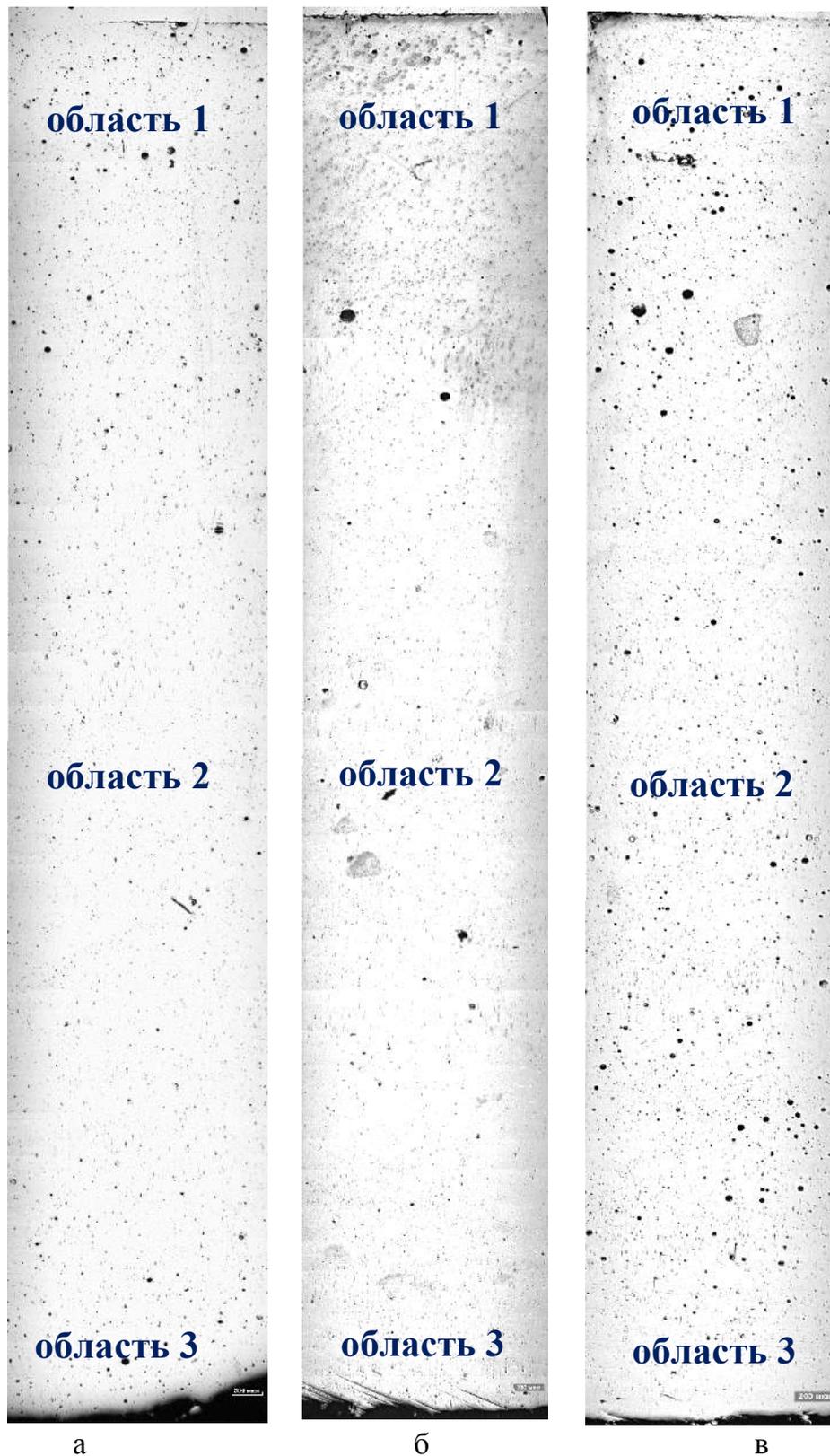


Рисунок 4.30 – Общий вид микроструктуры образцов TRIP-стали, изготовленных методом 3D-печати, в зависимости от энергосиловых параметров обработки в нетравленном виде: а – образец № 2-1; б - образец № 2-2; в - образец № 2-3. Световая микроскопия, х 50 (направление исследования поперек 3D-печати)

Таблица 4.5 – Характерные изображения микроструктуры образцов TRIP-стали, изготовленных методом 3D-печати, в нетравленном виде, в различных точках исследования (**направление исследования поперек 3D-печати**)

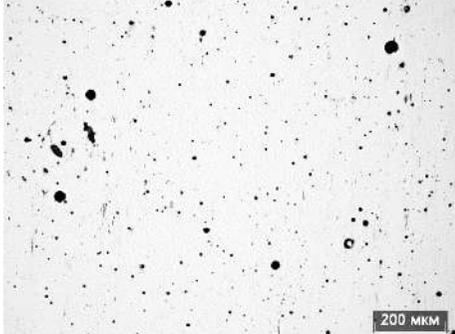
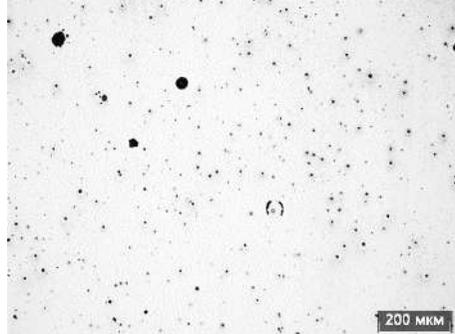
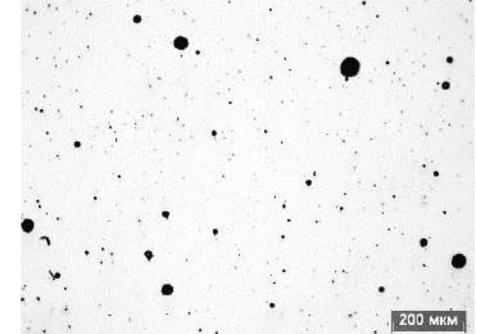
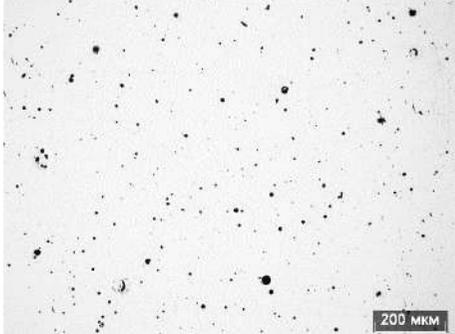
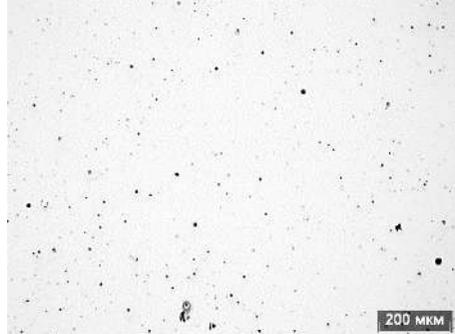
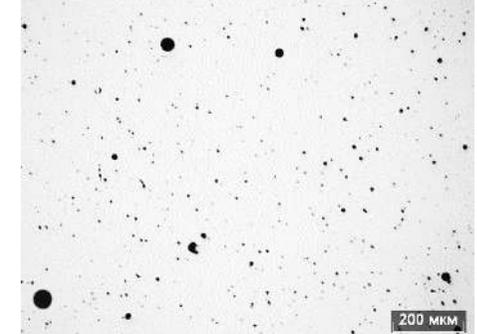
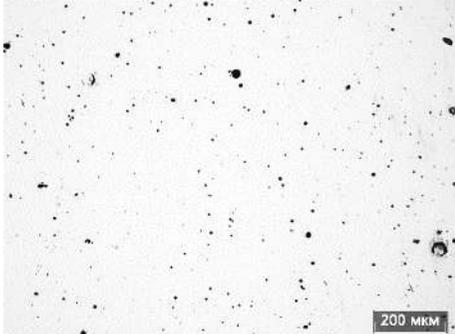
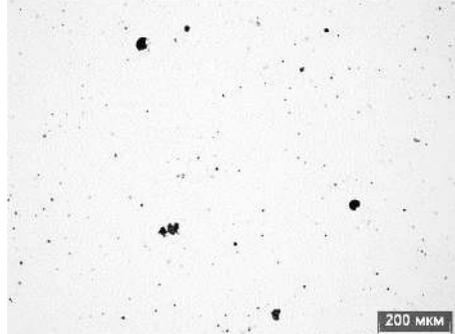
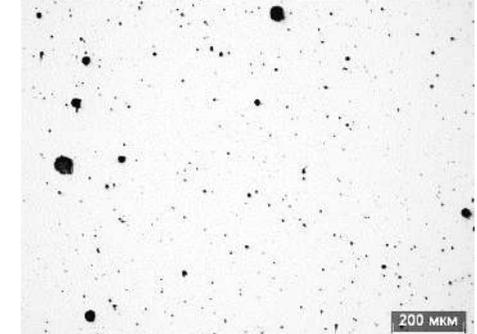
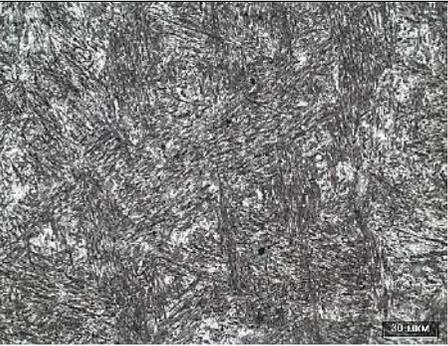
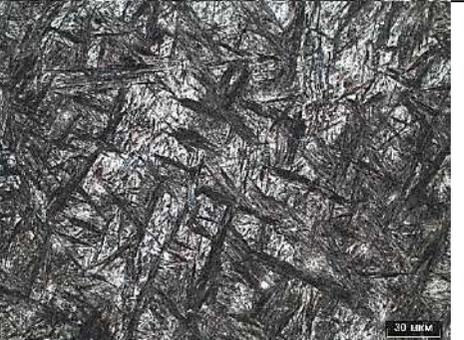
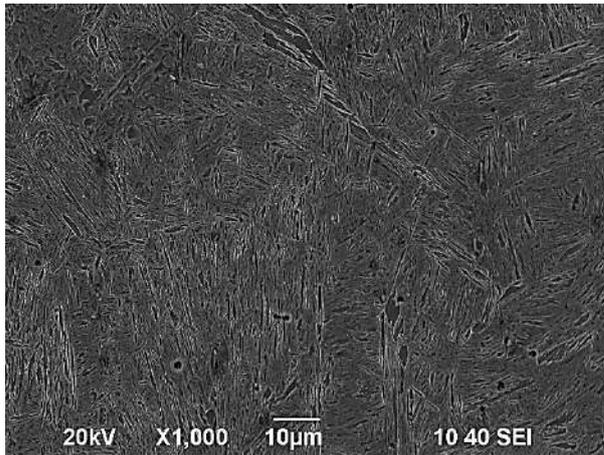
Область исследования	Образец № 2-1	Образец № 2-2	Образец № 2-3
Область 1	 <p>Micrograph showing the microstructure of sample 2-1 in Area 1. The image displays a light gray matrix with numerous small, dark, spherical particles of varying sizes. A scale bar in the bottom right corner indicates 200 мкм.</p>	 <p>Micrograph showing the microstructure of sample 2-2 in Area 1. The matrix is light gray with scattered dark particles. A scale bar in the bottom right corner indicates 200 мкм.</p>	 <p>Micrograph showing the microstructure of sample 2-3 in Area 1. The matrix is light gray with several larger, dark, circular particles. A scale bar in the bottom right corner indicates 200 мкм.</p>
Область 2	 <p>Micrograph showing the microstructure of sample 2-1 in Area 2. The matrix is light gray with small dark particles. A scale bar in the bottom right corner indicates 200 мкм.</p>	 <p>Micrograph showing the microstructure of sample 2-2 in Area 2. The matrix is light gray with small dark particles. A scale bar in the bottom right corner indicates 200 мкм.</p>	 <p>Micrograph showing the microstructure of sample 2-3 in Area 2. The matrix is light gray with small dark particles. A scale bar in the bottom right corner indicates 200 мкм.</p>
Область 3	 <p>Micrograph showing the microstructure of sample 2-1 in Area 3. The matrix is light gray with small dark particles. A scale bar in the bottom right corner indicates 200 мкм.</p>	 <p>Micrograph showing the microstructure of sample 2-2 in Area 3. The matrix is light gray with small dark particles. A scale bar in the bottom right corner indicates 200 мкм.</p>	 <p>Micrograph showing the microstructure of sample 2-3 in Area 3. The matrix is light gray with small dark particles. A scale bar in the bottom right corner indicates 200 мкм.</p>



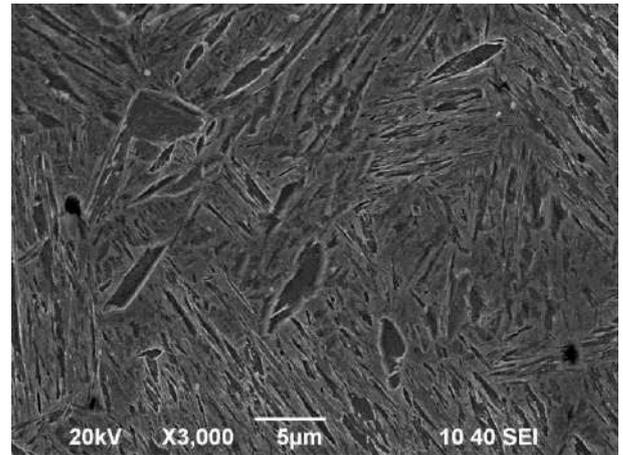
Рисунок 4.31 – Общий вид микроструктуры образцов TRIP-стали, изготовленных методом 3D-печати, в зависимости от энергосиловых параметров обработки до термической обработки : а – образец № 1-1; б - образец № 1-2; в - образец № 1-3. Световая микроскопия, х 50
(направление исследования вдоль 3D-печати)

Таблица 4.6 – Микроструктура образцов TRIP-стали, изготовленных методом 3D-печати, в травленном виде, в различных точках исследования (**направление исследования вдоль 3D-печати**)

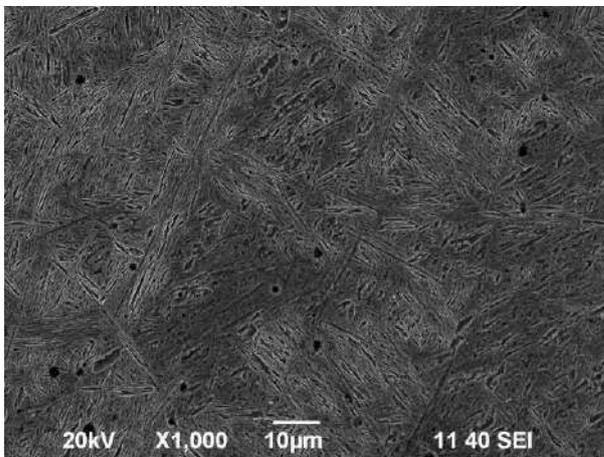
Область исследования	Образец № 1-1	Образец № 1-2	Образец № 1-3
Область 1			
Область 2			
Область 3			



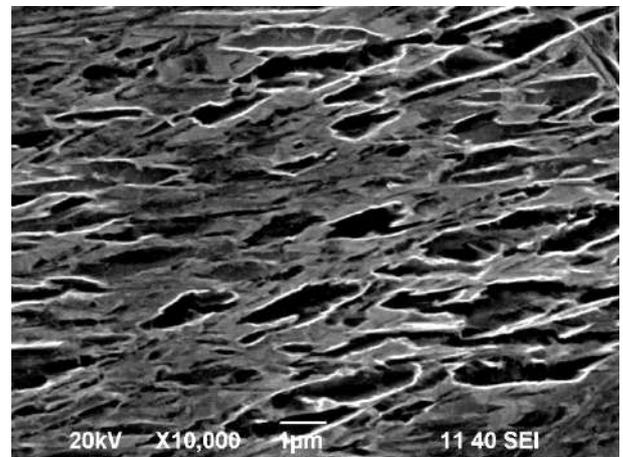
а



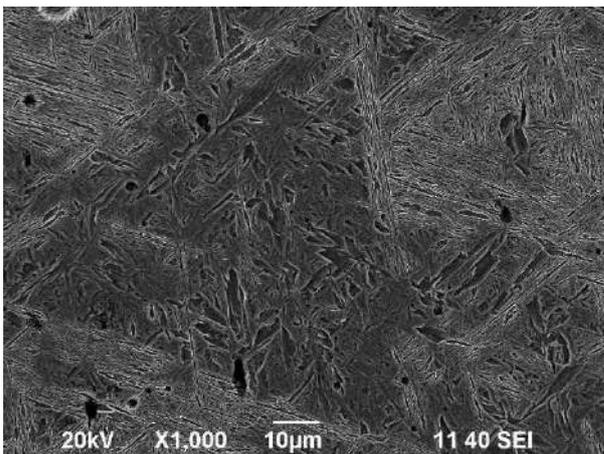
б



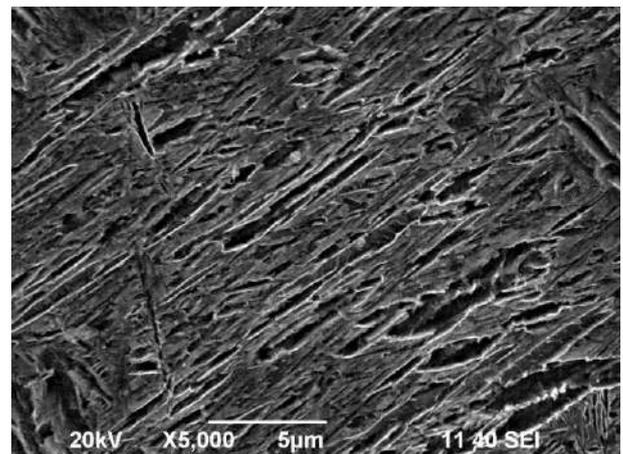
в



г

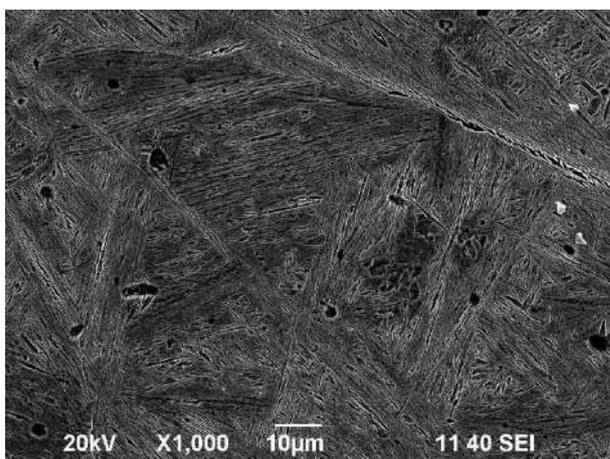


д

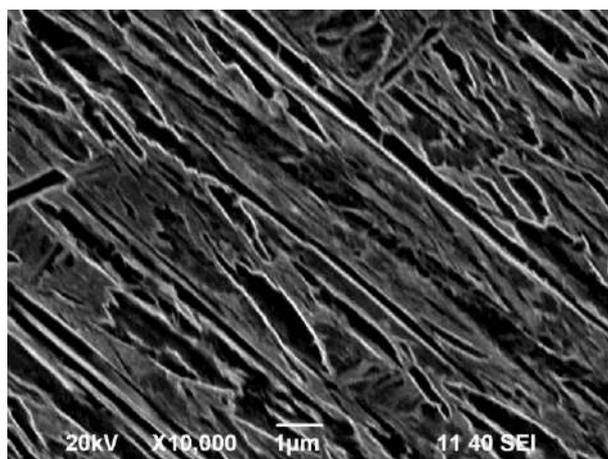


е

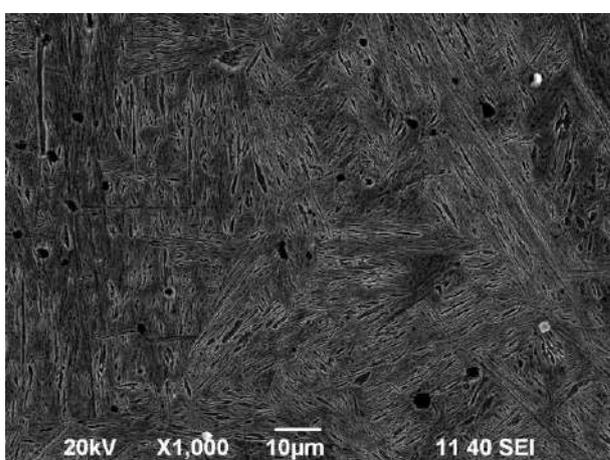
Рисунок 4.32 – Характерные электронно-микроскопические изображения микроструктуры образца № 1-1 TRIP-стали изготовленные методом 3D-печати: область 1 (а-б); область 2 (в-г), область 3 – (д-е) (исследование вдоль направления 3D-печати)



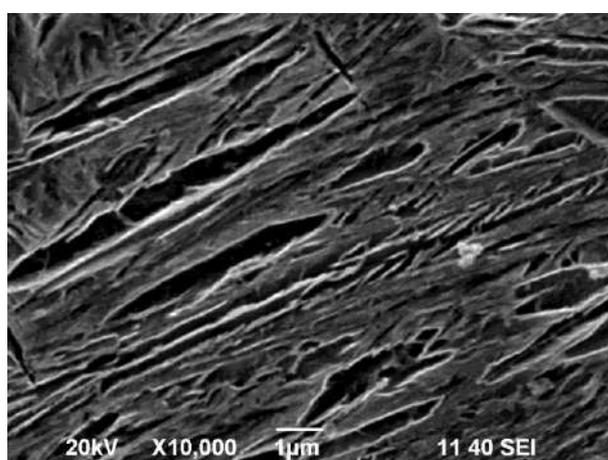
а



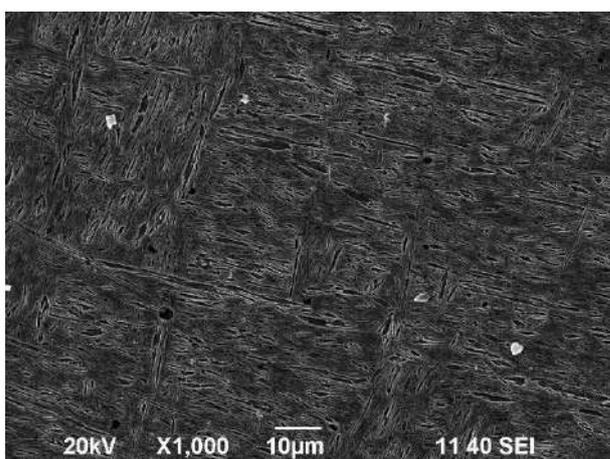
б



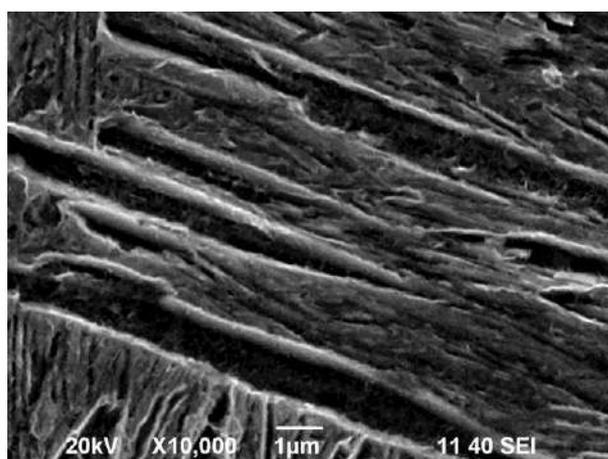
в



г

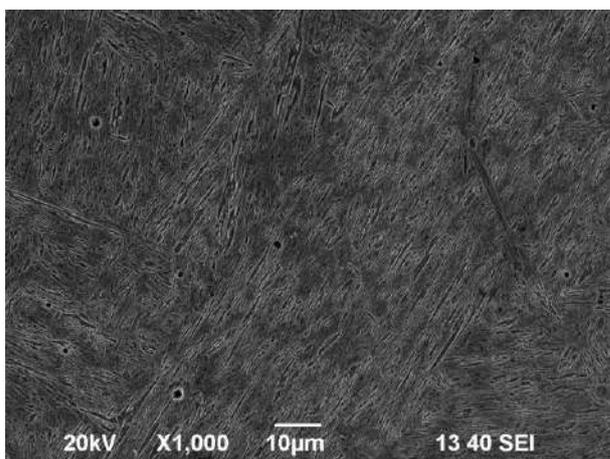


д

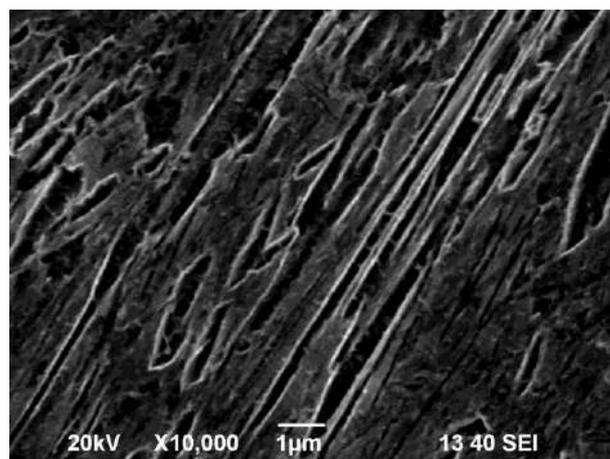


е

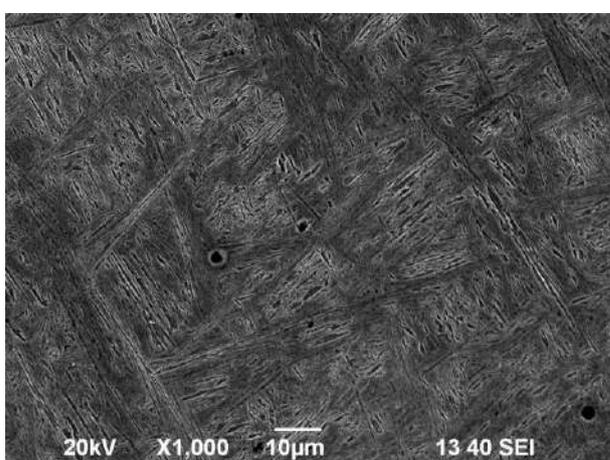
Рисунок 4.33 – Характерные электронно-микроскопические изображения микроструктуры образца № 1-2 TRIP-стали, изготовленного методом 3D-печати: область 1 (а-б); область 2 (в-г), область 3 – (д-е) (исследование вдоль направления 3D-печати)



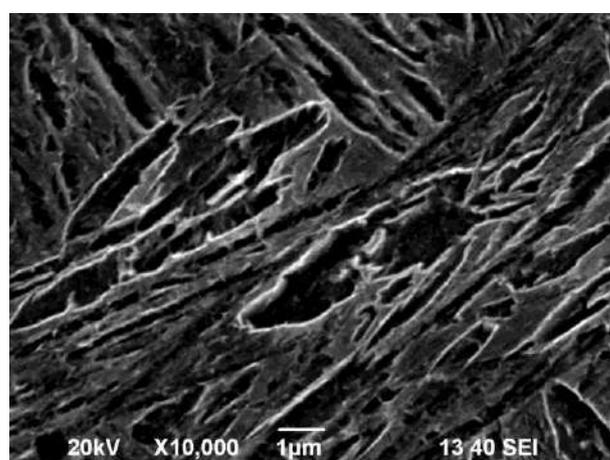
а



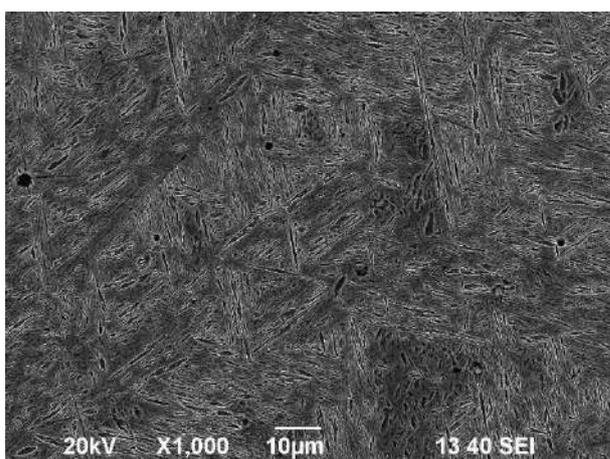
б



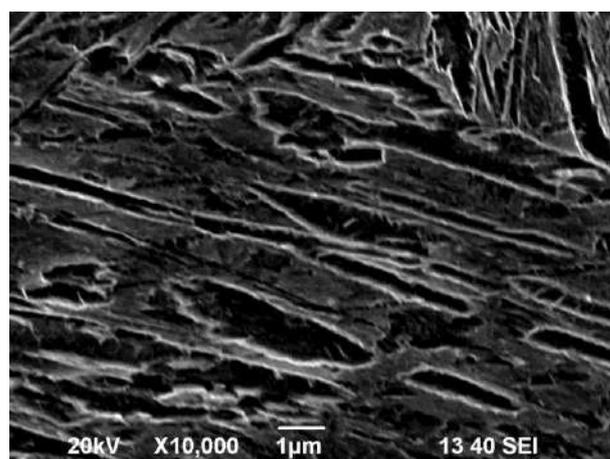
в



г



д



е

Рисунок 4.34 – Характерные электронно-микроскопические изображения микроструктуры образца № 1-3 TRIP-стали, изготовленного методом 3D-печати: область 1 (а-б); область 2 (в-г); область 3 (д-е) (исследование вдоль направления 3D-печати)

На рисунках 4.35-4.38, а также в таблице 4.7 приведены фотографии микроструктуры образцов №2-1, №2-2, №2-3 TRIP-стали до термической обработки, изготовленные методом 3D-печати, в зависимости от энергосиловых параметров обработки с направлением исследования поперек 3D-печати.

Установлено, что во всех случаях во всех образцах (№1-1, №1-2, №1-3) вдоль и поперек направления печати по всему сечению наблюдается однородная структура, представляющая собой мартенсит со средней твердостью 4856 МПа.

На рисунках 4.39-4.42, а также в таблице 4.7 приведены фотографии микроструктуры образцов №1-1 т/о, №1-2 т/о, №1-3 т/о TRIP-стали, изготовленные методом 3D-печати, в зависимости от энергосиловых параметров, после термической обработки с направлением исследования вдоль 3D-печати.

Выявлено, что однородность структуры по сечению после термической обработки в направлении исследования вдоль 3D-печати сохраняется лишь в образце №1-1 т/о (с режимами P 1100 Вт, V 12 мм/сек, N – 10, PRM 5,9 %) (рисунок 4.39 и 4.40, таблица 4.8). Объемная доля остаточного аустенита в этом образце также достигает 20 %.

В остальных образцах №1-2 т/о и №1-3 т/о наблюдается явная неоднородность по сечению. Так, в образце №1-2 т/о на поверхности в области 1 исследования сформировалась структура феррита и бейнита, в областях 2 и 3 – структура бейнита. Данный факт вызван особенностями режима печати, а также диффузией углерода вследствие пониженного его содержания в материале подложки. Аналогичная картина была выявлена в образце №1-3 т/о (рисунок 4.39, в и рисунок 4.42, таблица 4.8). Объемная доля остаточного аустенита в образцах №1-2 т/о и №1-3 меньше 5 %.

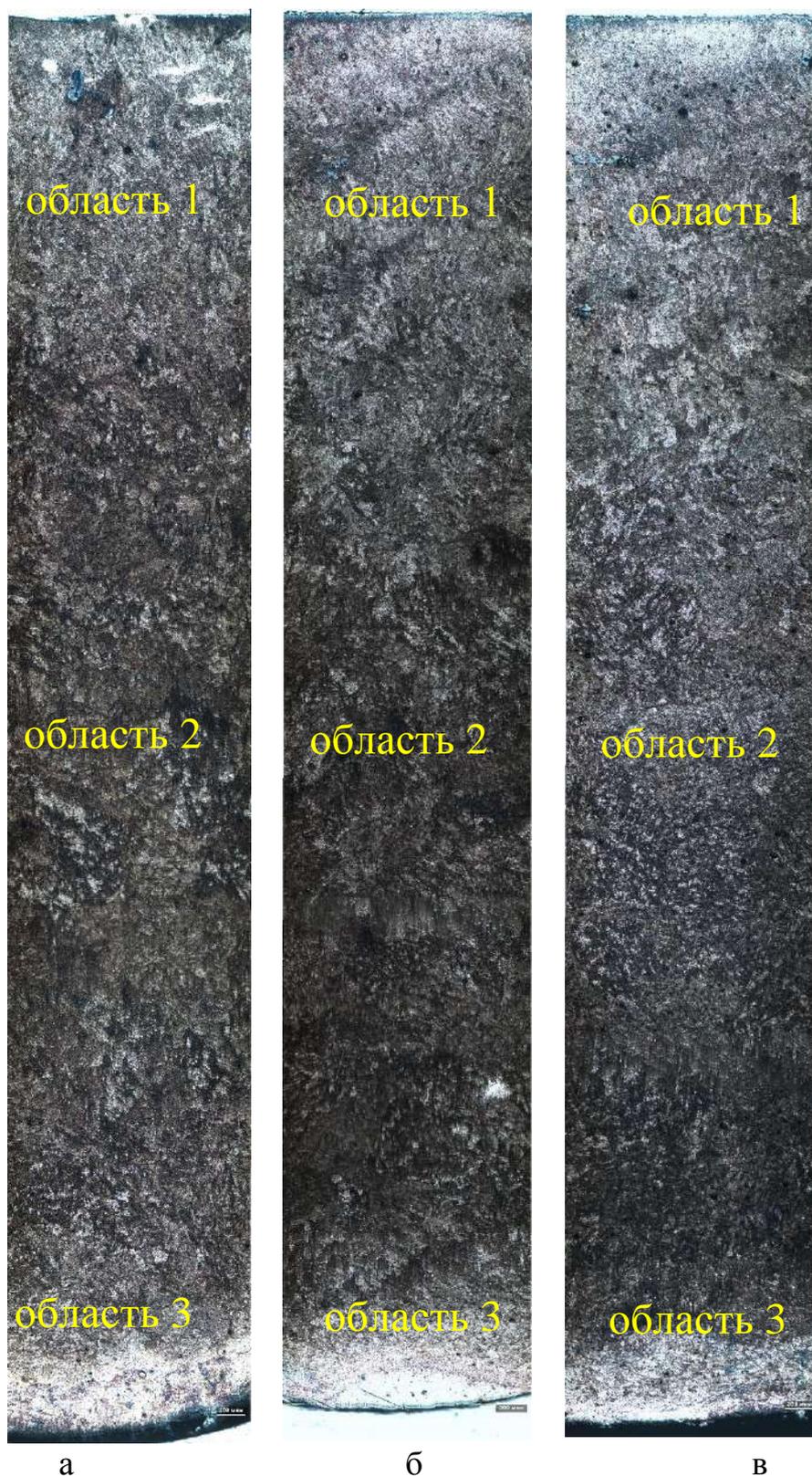
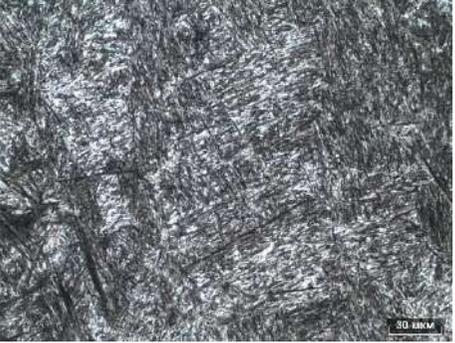
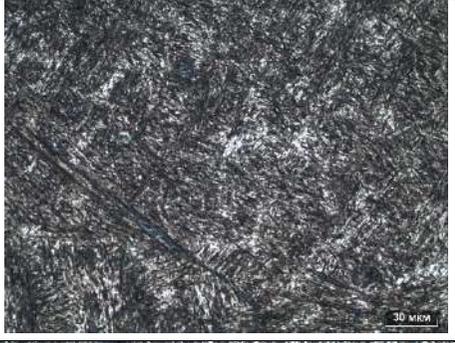
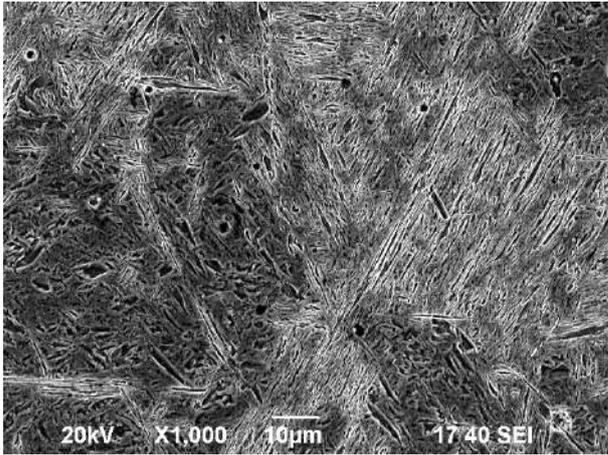


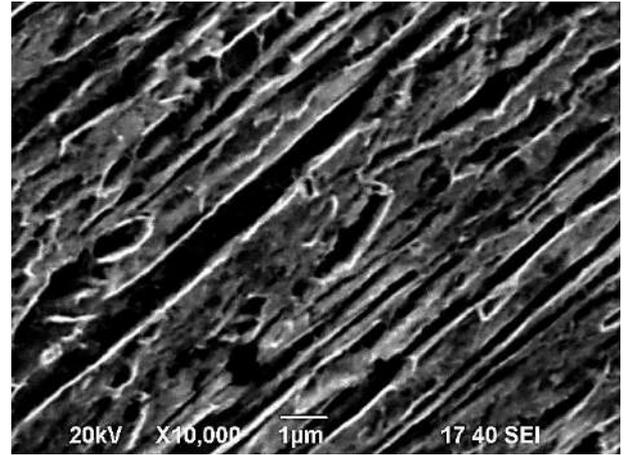
Рисунок 4.35 – Общий вид микроструктуры образцов TRIP-стали, изготовленных методом 3D-печати, в зависимости от энергосиловых параметров обработки до термической обработки: а – образец №2-1; б - образец №2-2; в - образец №2-3. Световая микроскопия, х 50 (направление исследования поперек 3D-печати)

Таблица 4.7 – Микроструктура образцов TRIP-стали, изготовленных методом 3D-печати, в травленном виде, в различных точках исследования (**направление исследования вдоль 3D-печати**)

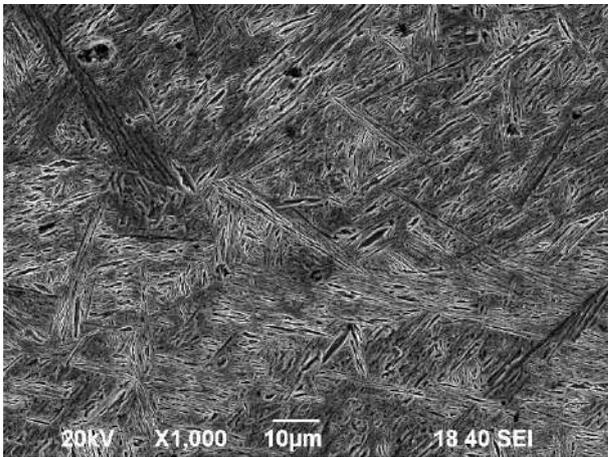
Область исследования	Образец № 2-1	Образец № 2-2	Образец № 2-3
Область 1			
Область 2			
Область 3			



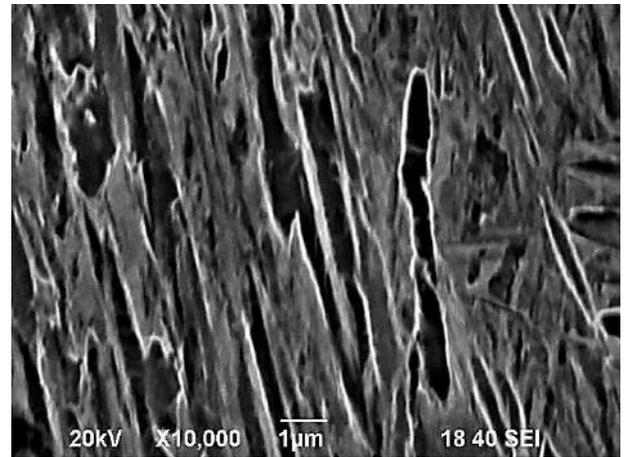
а



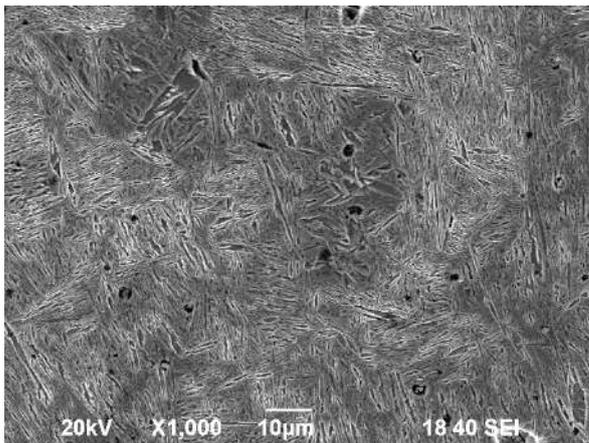
б



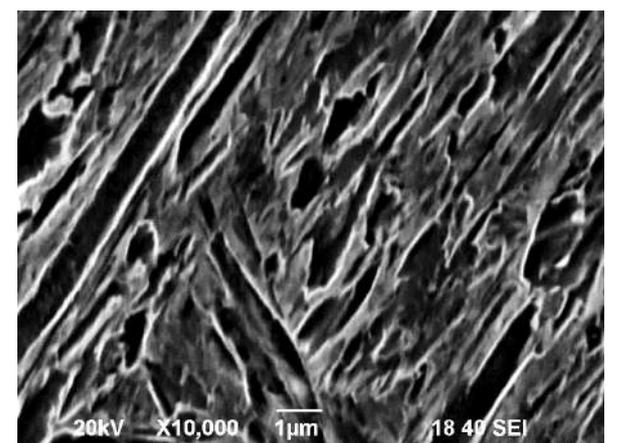
в



г

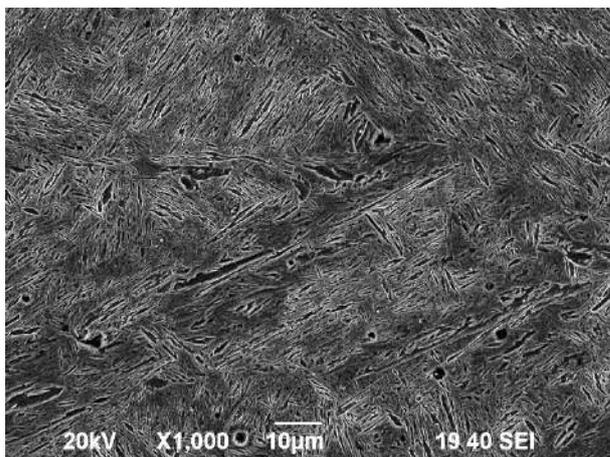


д

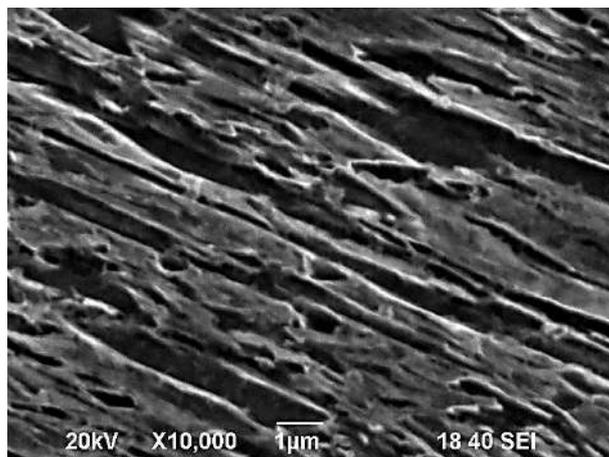


е

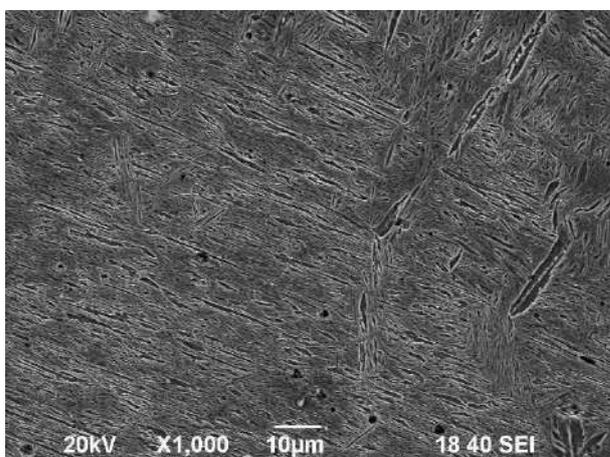
Рисунок 4.36 – Характерные электронно-микроскопические изображения микроструктуры образца № 2-1 TRIP-стали, изготовленного методом 3D-печати: область 1 (а-б); область 2 (в-г); область 3 (д-е) (исследование поперек направления 3D-печати)



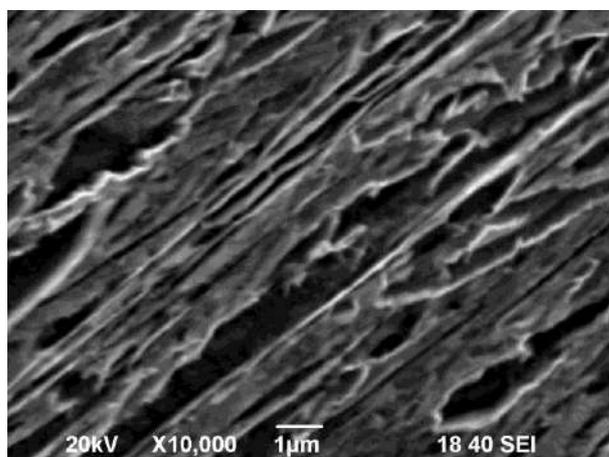
а



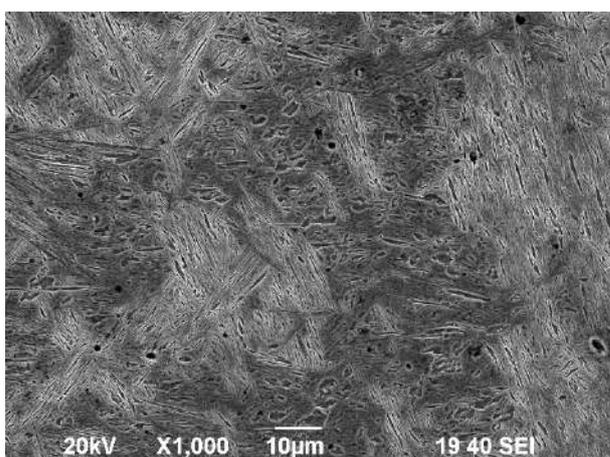
б



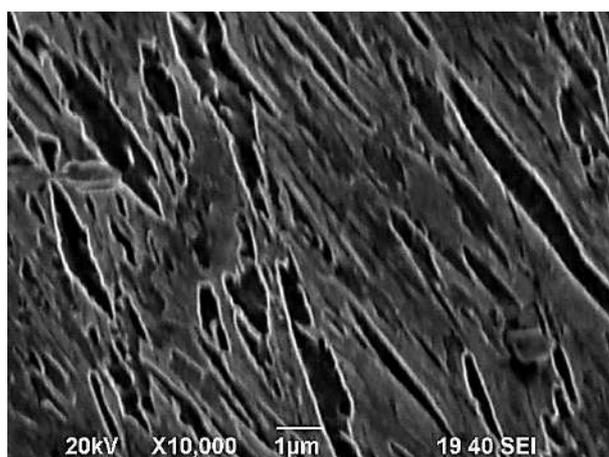
в



г

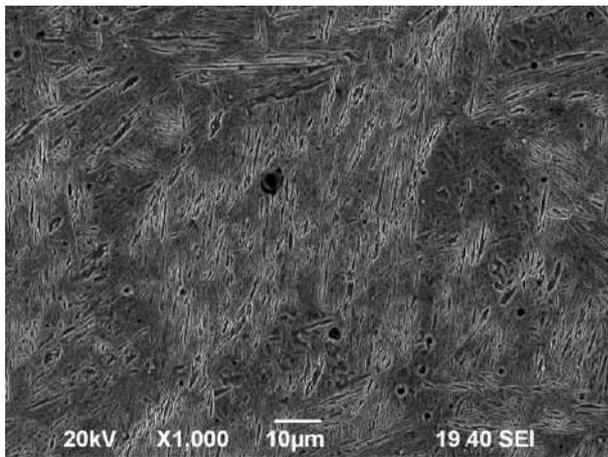


д

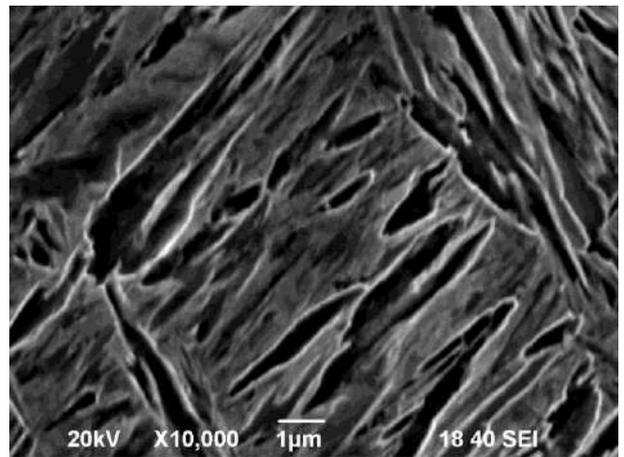


е

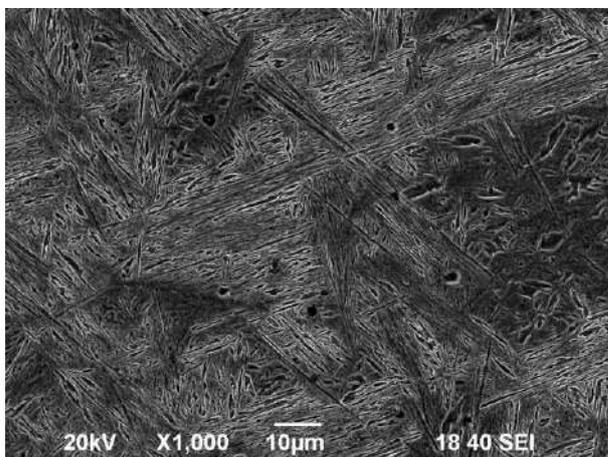
Рисунок 4.37 – Характерные электронно-микроскопические изображения микроструктуры образца № 2-2 TRIP-стали, изготовленного методом 3D-печати: область 1 (а-б); область 2 (в-г); область 3 (д-е) (исследование поперек направления 3D-печати)



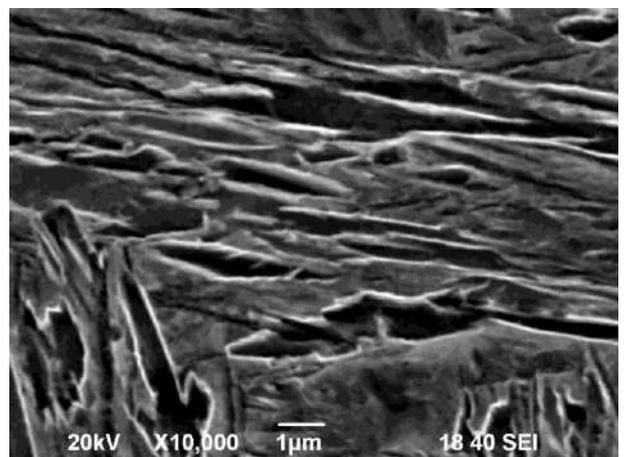
а



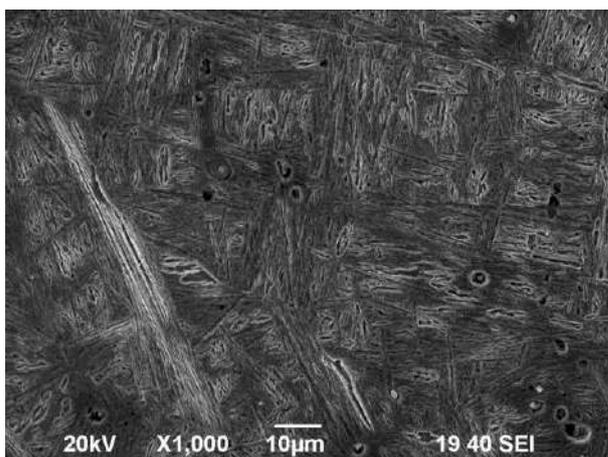
б



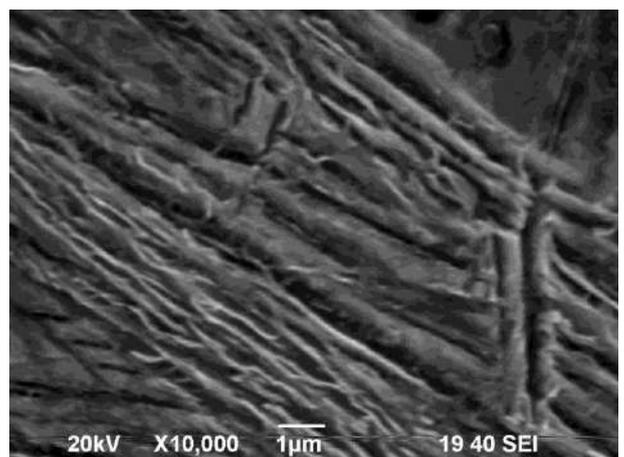
в



г



д



е

Рисунок 4.38 – Характерные электронно-микроскопические изображения микроструктуры образца № 2-3 TRIP-стали, изготовленного методом 3D-печати: область 1 (а-б); область 2 (в-г); область 3 (д-е) (исследование поперек направления 3D-печати)

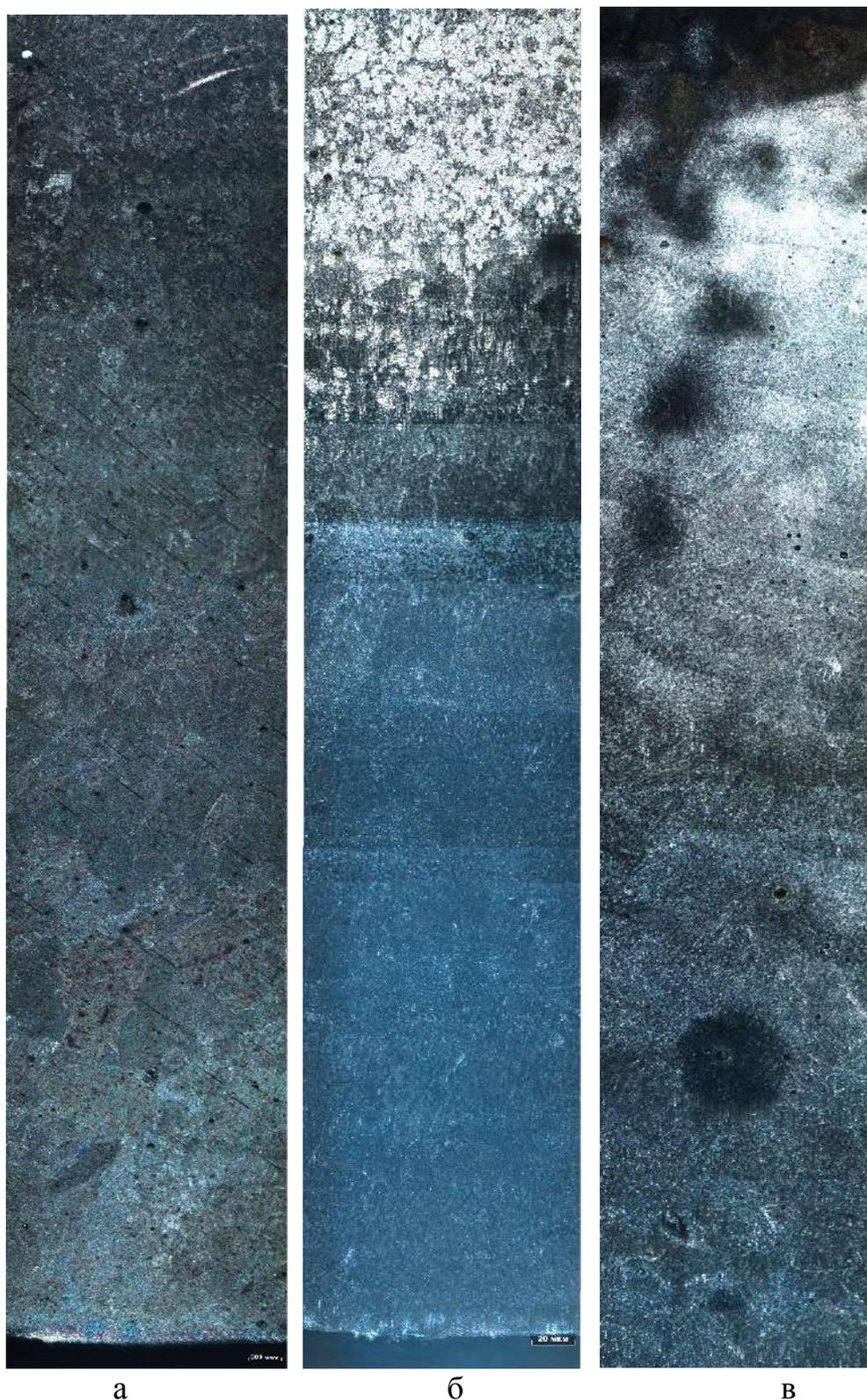
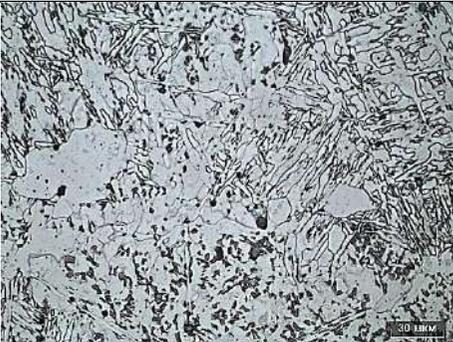
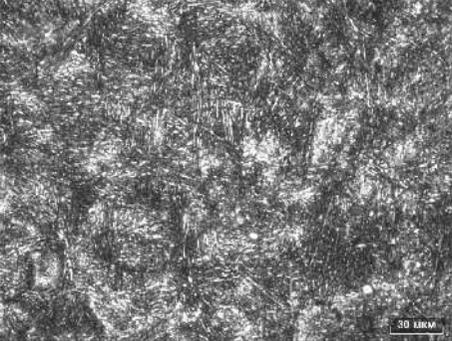
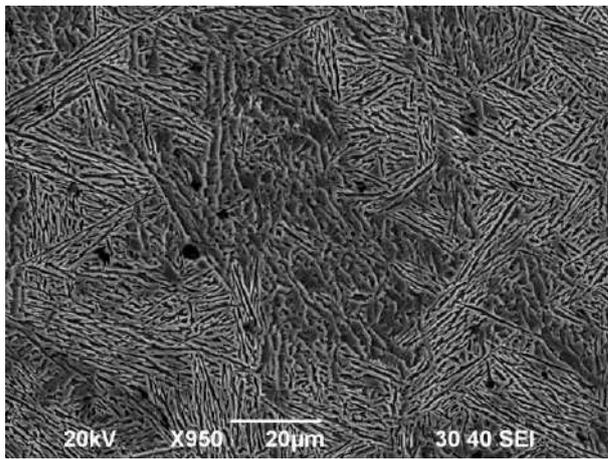


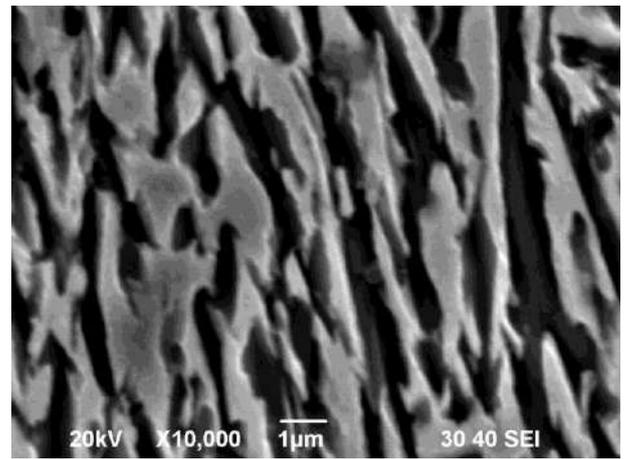
Рисунок 4.39 – Общий вид микроструктуры образцов TRIP-стали, изготовленных методом 3D-печати, в зависимости от энергосиловых параметров обработки и последующей термической обработки: а – образец № 1-1 т/о; б - образец № 1-2 т/о; в - образец № 1-3 т/о. Световая микроскопия, х 50 (направление исследования вдоль 3D-печати)

Таблица 4.8 – Микроструктура образцов TRIP-стали, изготовленных методом 3D-печати, после термической обработки, в травленном виде, в различных точках исследования (**направление исследования вдоль 3D-печати**)

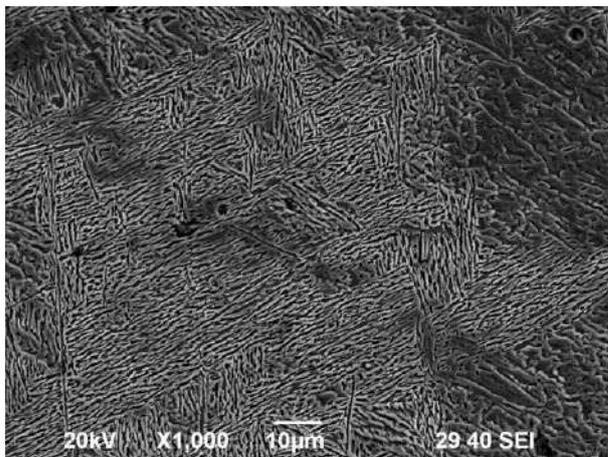
Область исследования	Образец № 1-1 т/о	Образец № 1-2 т/о	Образец № 1-3 т/о
Область 1			
Область 2			
Область 3			



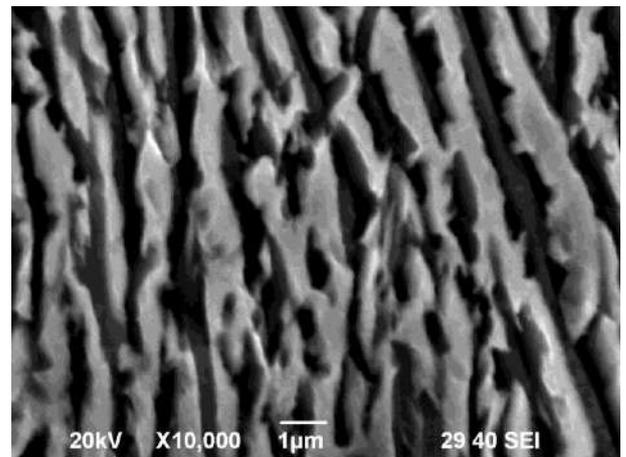
а



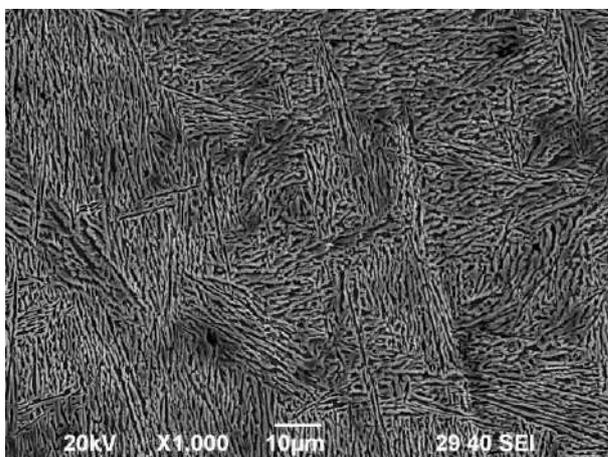
б



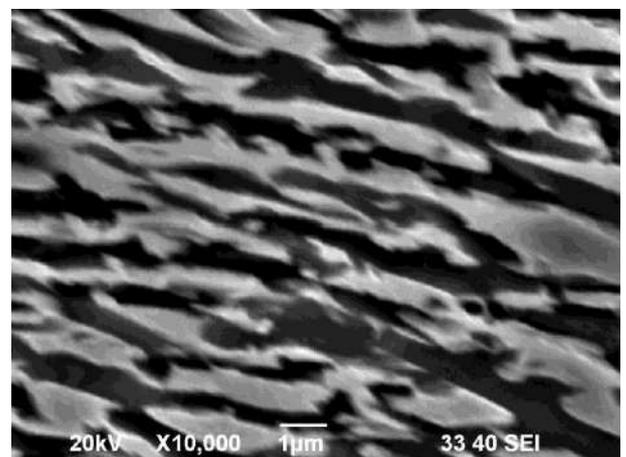
в



г

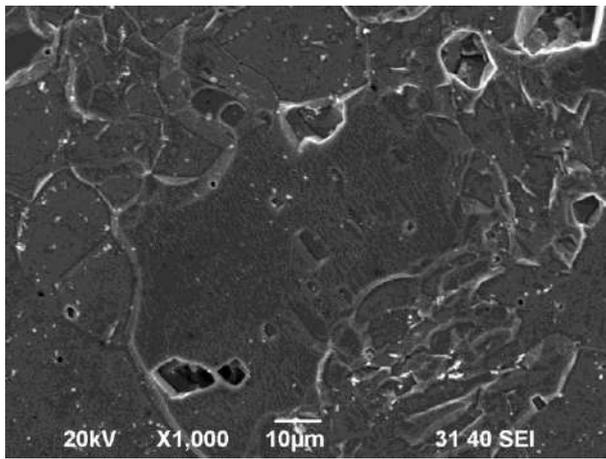


д

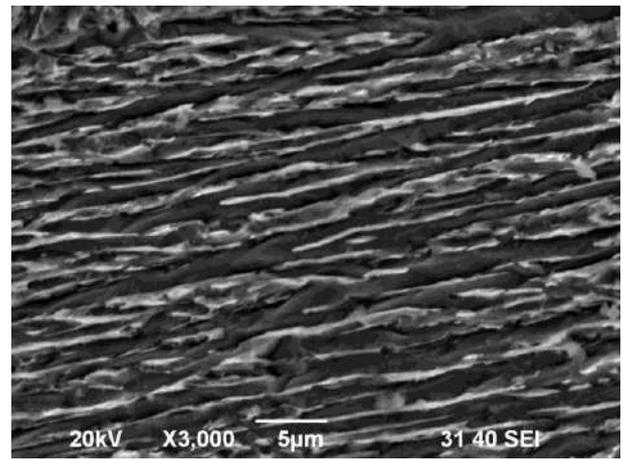


е

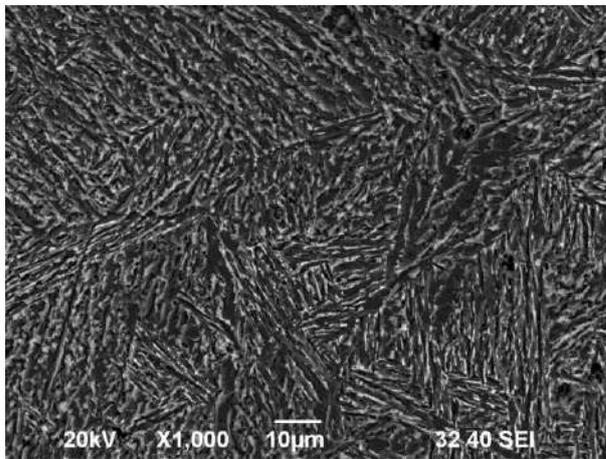
Рисунок 4.40 – Характерные электронно-микроскопические изображения микроструктуры образца № 1-1 т/о TRIP-стали, изготовленного методом 3D-печати после термической обработки: область 1 (а-б); область 2 (в-г); область 3 (д-е) (исследование вдоль направления 3D-печати)



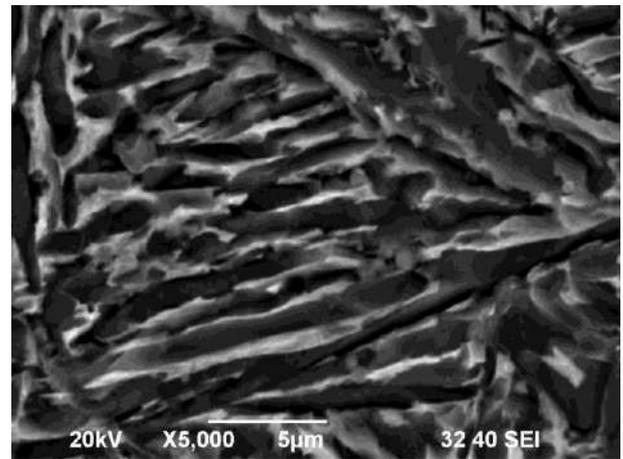
а



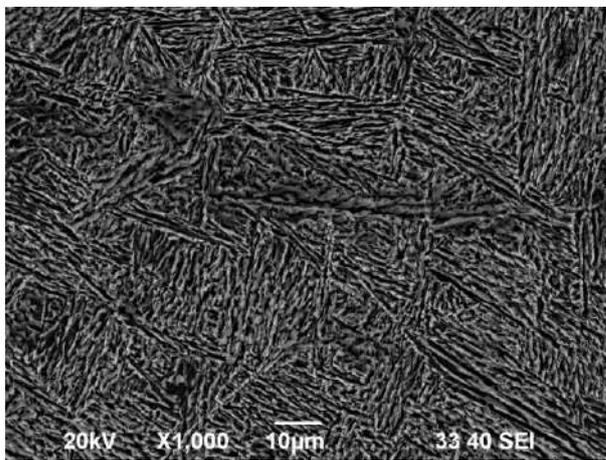
б



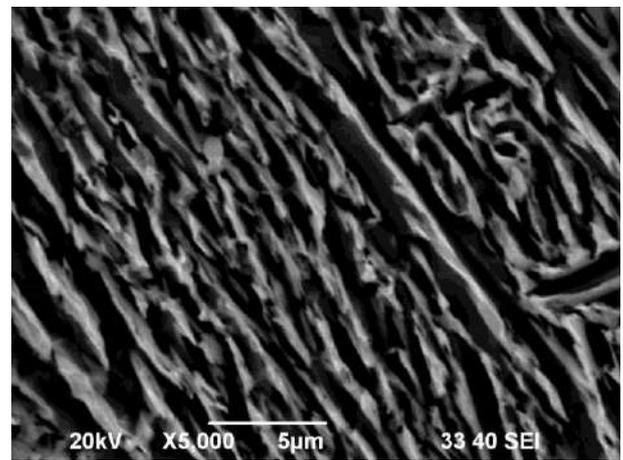
в



г

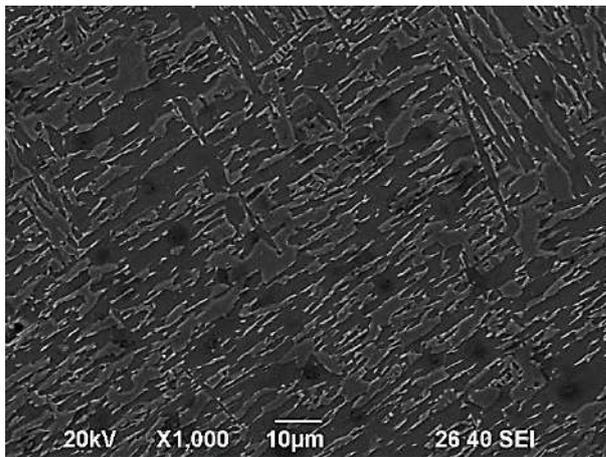


д

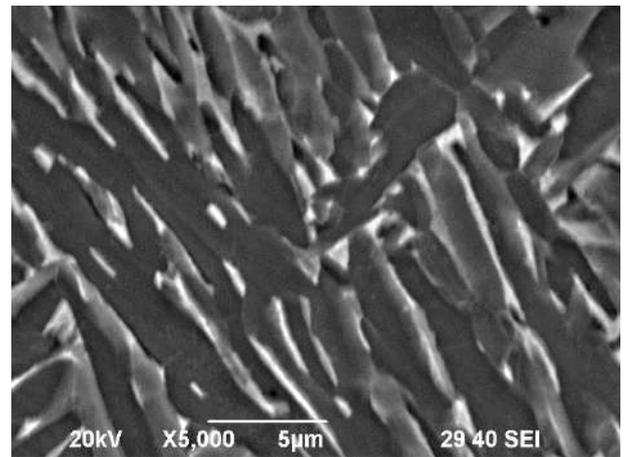


е

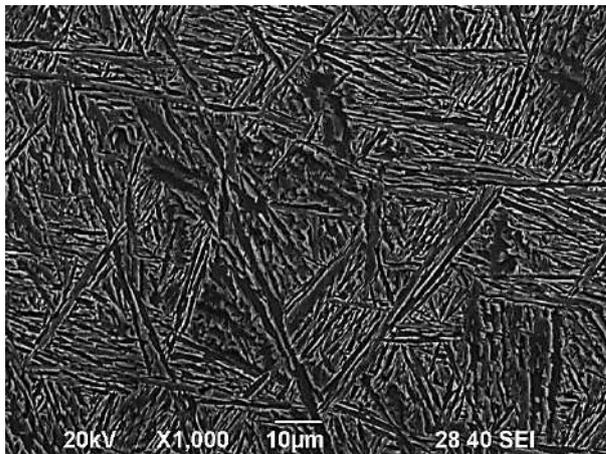
Рисунок 4.41 – Характерные электронно-микроскопические изображения микроструктуры образца № 1-2 т/о TRIP-стали, изготовленного методом 3D-печати после термической обработки: область 1 (а-б); область 2 (в-г); область 3 (д-е) (исследование вдоль направления 3D-печати)



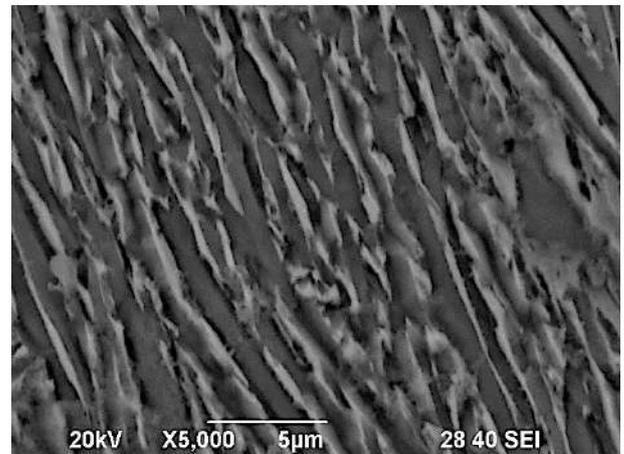
а



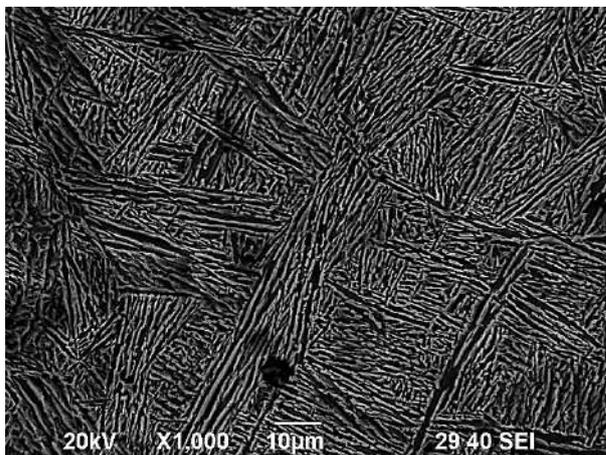
б



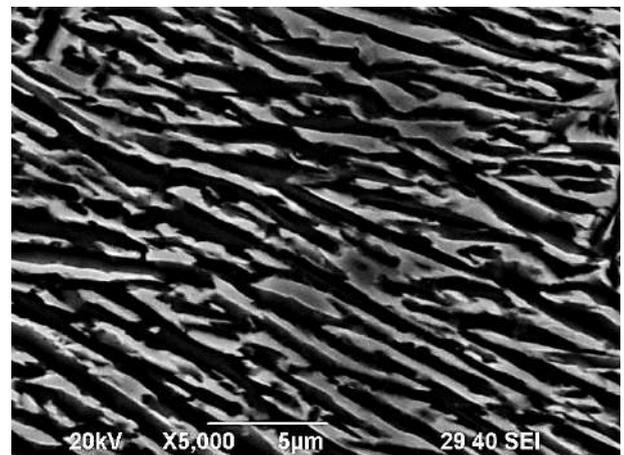
в



г



д



е

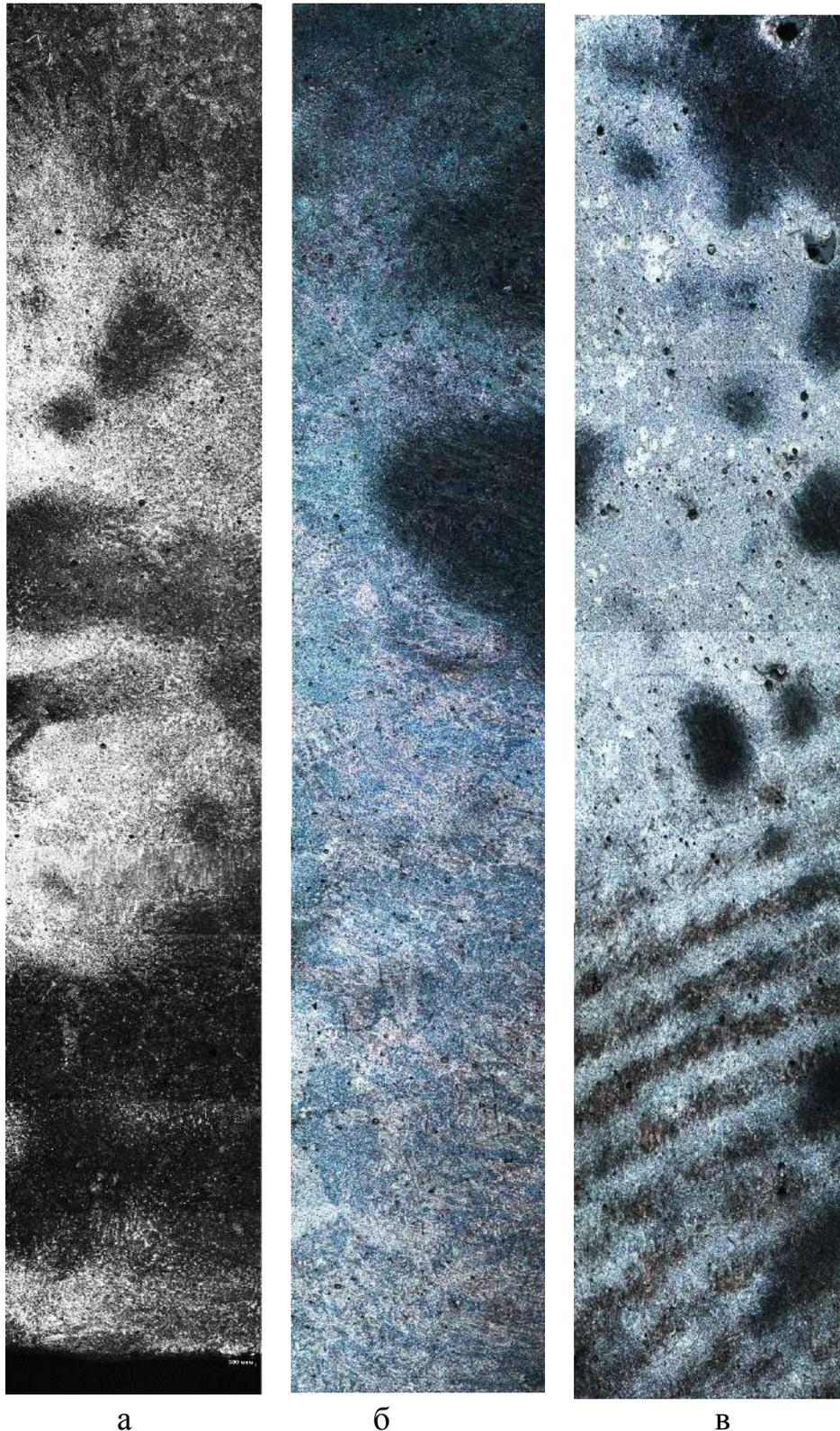
Рисунок 4.42 – Характерные электронно-микроскопические изображения микроструктуры образца № 1-3 т/о TRIP-стали, изготовленного методом 3D-печати после термической обработки: область 1 (а-б); область 2 (в-г); область 3 (д-е) (исследование вдоль направления 3D-печати)

На рисунках 4.43-4.46, а также в таблице 4.8 приведены фотографии микроструктуры образцов №2-1, №2-2, №2-3 TRIP-стали, изготовленных методом 3D-печати, в зависимости от энергосиловых параметров, после термической обработки с направлением исследования поперек 3D-печати.

Выявлено, что однородность структуры по сечению после термической обработки в направлении исследования поперек печати сохраняется лишь в образце № 2-1 т/о (с режимами P 1100 Вт, V 12 мм/сек, N – 10, PRM 5,9 %) (рисунок 4.43 и 4.44, таблица 4.9). Объемная доля остаточного аустенита в этом образце также достигает 20 %.

В образце № 2-2 т/о по сечению во всех областях исследования наблюдается бейнит (рисунок 4.43, б и рисунок 4.45).

В образце № 3-3 т/о наблюдается явная неоднородность по сечению. Так, на поверхности в области 1 исследования сформировалась структура мартенсита, в областях 2 и 3 – структура бейнита. Твердость в областях формирования бейнита составляет 4080 МПа. Объемная доля остаточного аустенита в образцах №№ 2-2 т/о и 2-3 меньше 5 %.



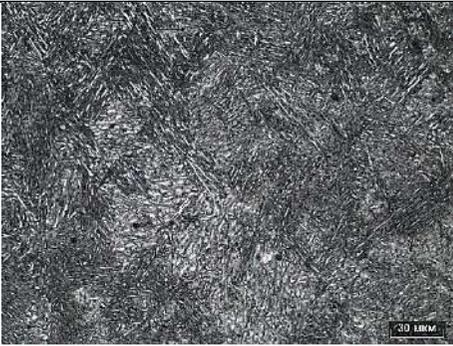
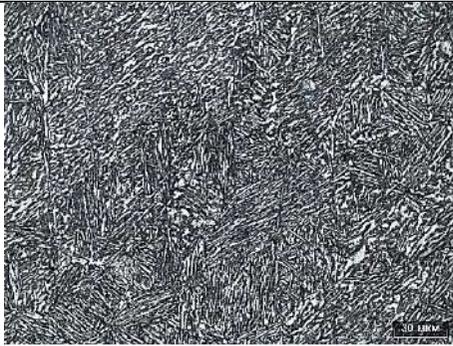
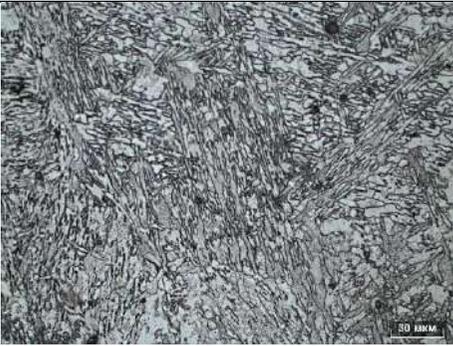
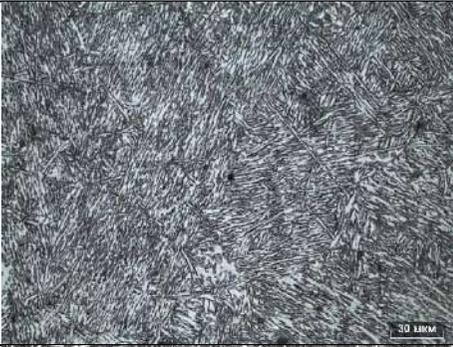
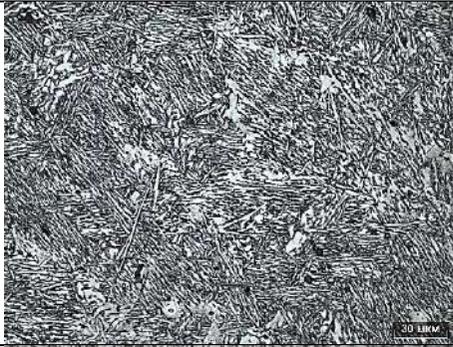
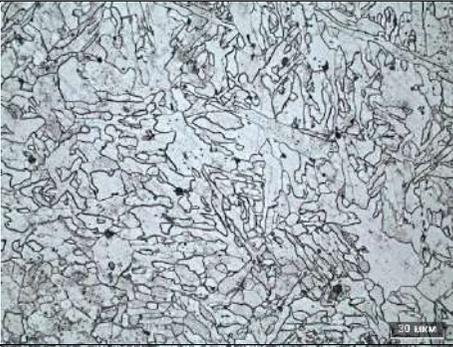
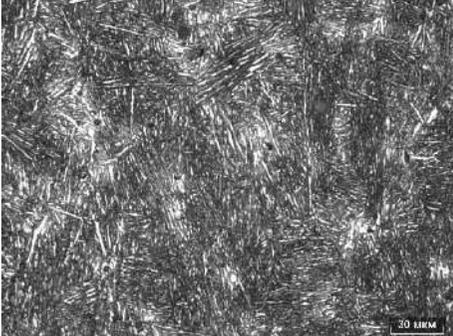
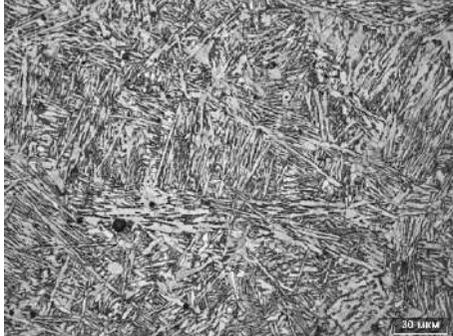
а

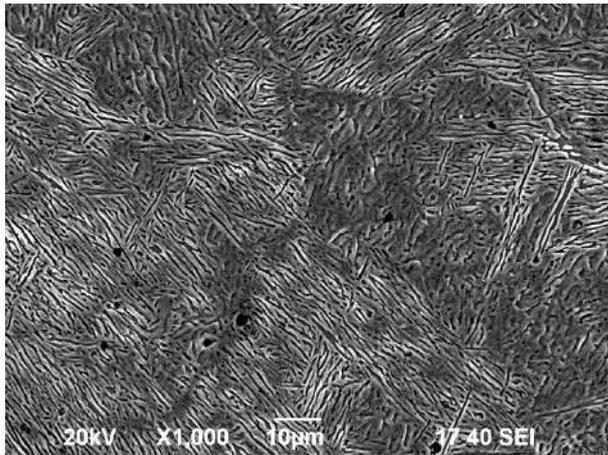
б

в

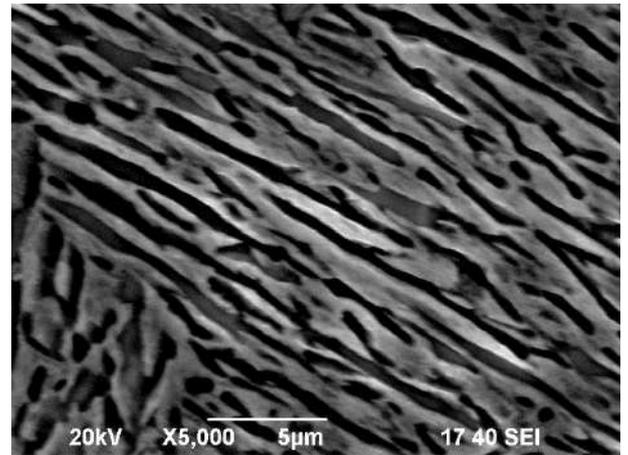
Рисунок 4.43 – Общий вид микроструктуры образцов TRIP-стали, изготовленных методом 3D-печати, в зависимости от энергосиловых параметров обработки и последующей термической обработки: а – образец №2-1 т/о; б - образец №2-2 т/о; в - образец №2-3 т/о. Световая микроскопия, х50 (**направление исследования поперек 3D-печати**)

Таблица 4.9 – Микроструктура образцов TRIP-стали, изготовленных методом 3D-печати, после термической обработки, в травленном виде, в различных точках исследования (**направление исследования поперек 3D-печати**)

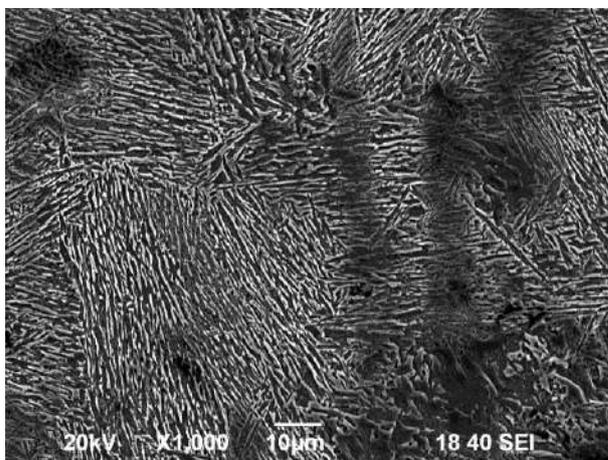
Область исследования	Образец № 2-1 т/о	Образец № 2-2 т/о	Образец № 2-3 т/о
Область 1			
Область 2			
Область 3			



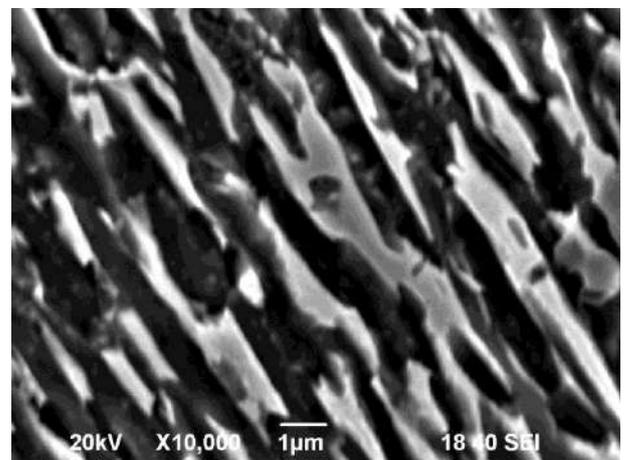
а



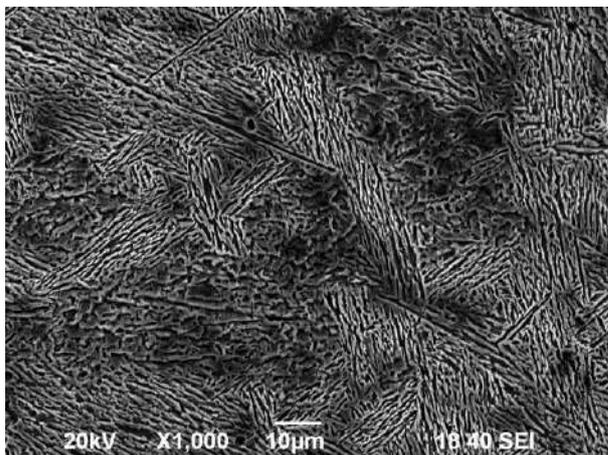
б



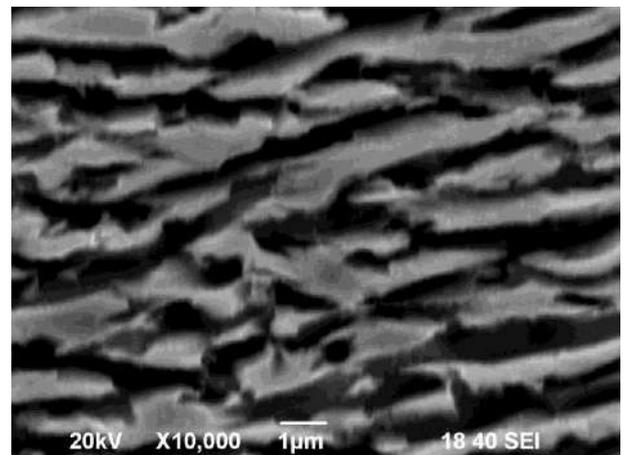
в



г

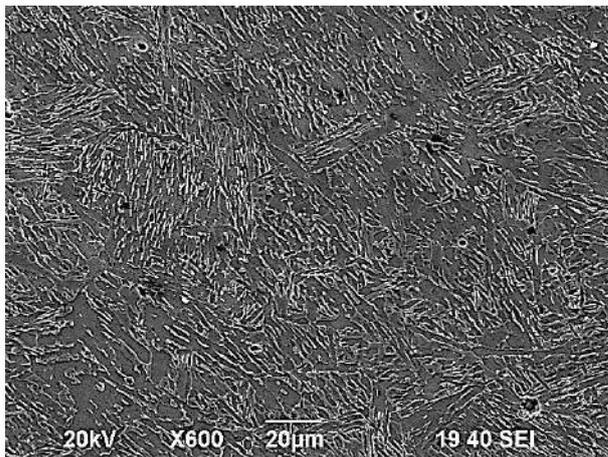


д

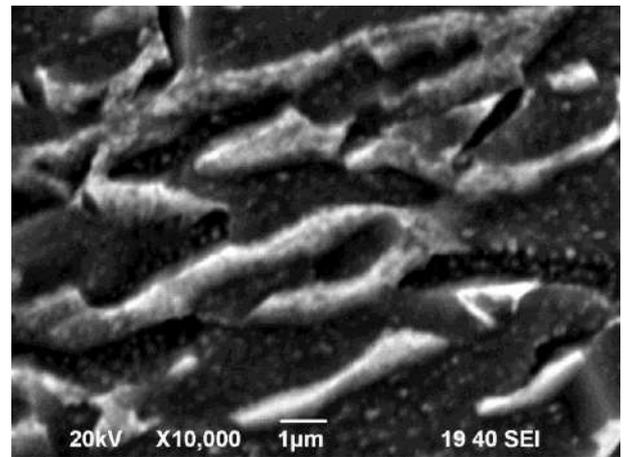


е

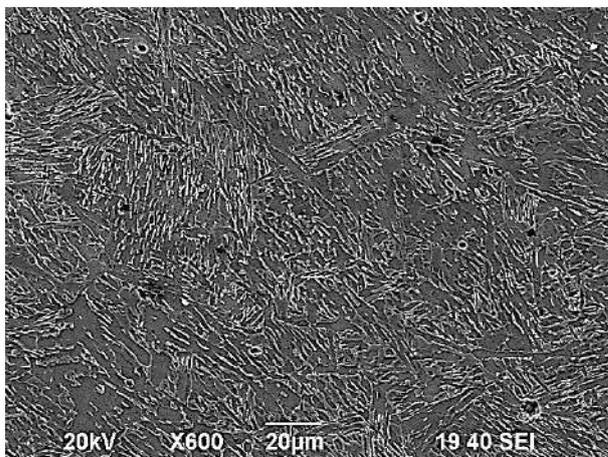
Рисунок 4.44 – Характерные электронно-микроскопические изображения микроструктуры образца № 2-1 т/о TRIP-стали, изготовленного методом 3D-печати, после термической обработки: область 1 (а-б); область 2 (в-г); область 3 (д-е) (исследование поперек направления 3D-печати)



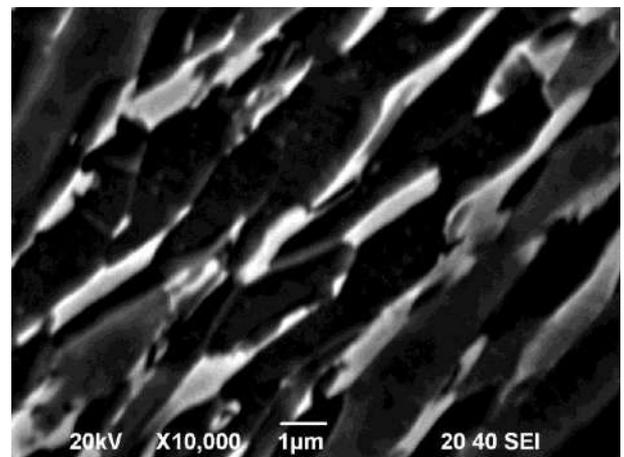
а



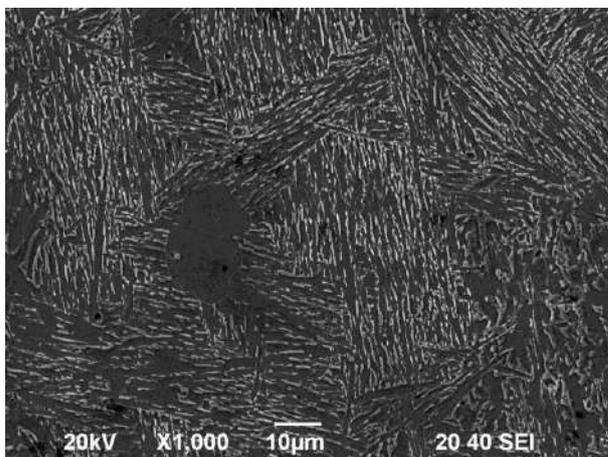
б



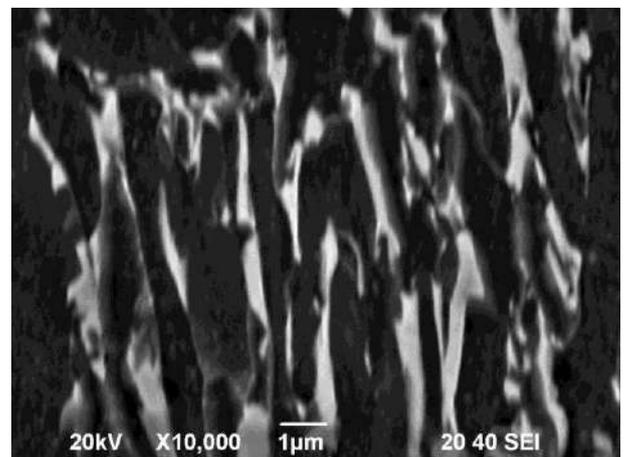
в



г

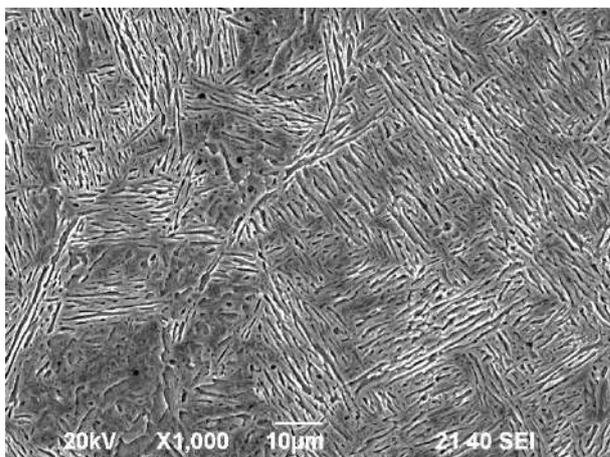


д

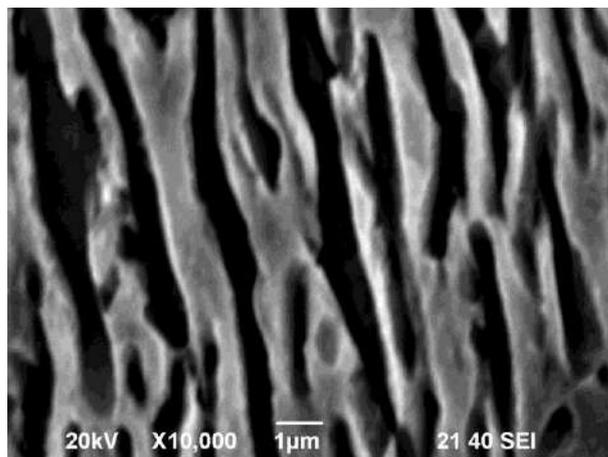


е

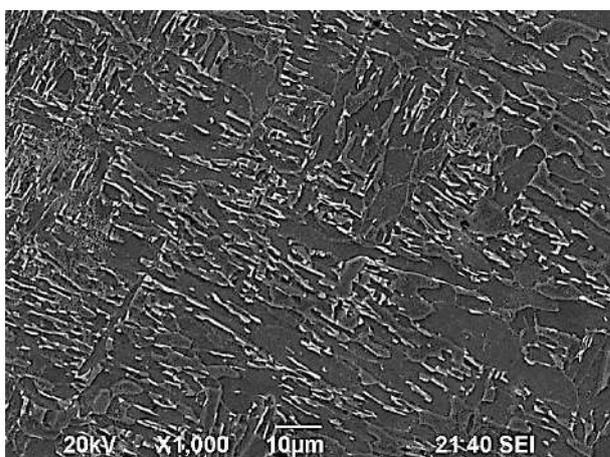
Рисунок 4.45 – Характерные электронно-микроскопические изображения микроструктуры образца № 2-2 т/о TRIP-стали, изготовленного методом 3D-печати, после термической обработки: область 1 (а-б); область 2 (в-г); область 3 (д-е) (исследование поперек направления 3D-печати)



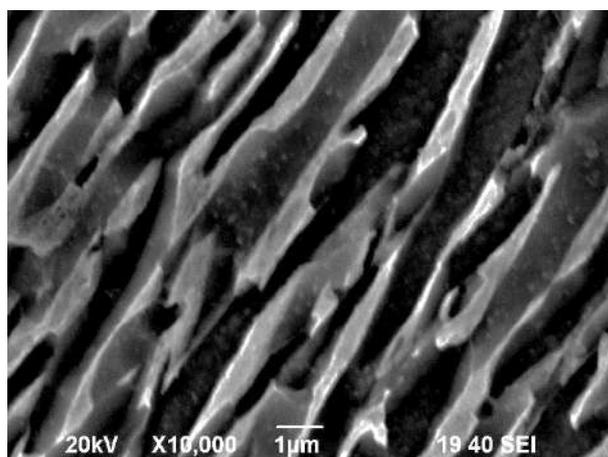
а



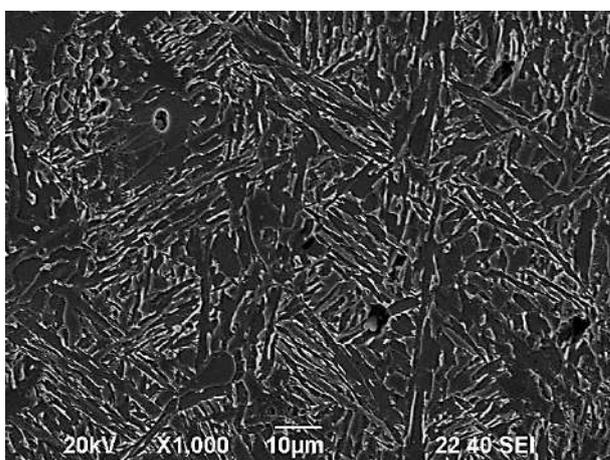
б



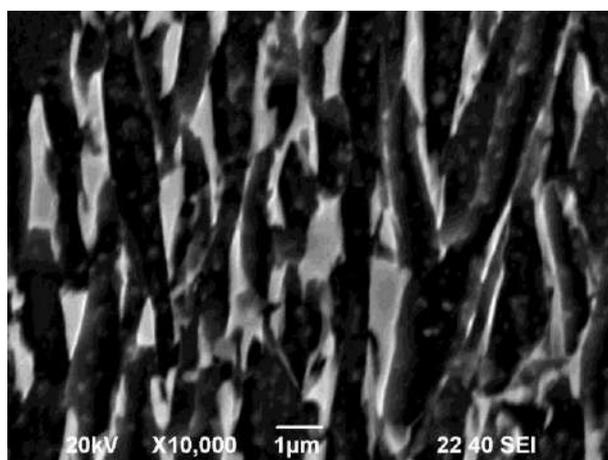
в



г



д



е

Рисунок 4.46 – Характерные электронно-микроскопические изображения микроструктуры образца № 2-3 т/о TRIP-стали, изготовленного методом 3D-печати после термической обработки: область 1 (а-б); область 2 (в-г); область 3 (д-е) (исследование поперек направления 3D-печати)

С целью оценки структурно-фазовых превращений образца TRIP-стали, изготовленного методом 3D-печати, и порошка, из которого изготовлены образцы, была проведена дифференциальная сканирующая калориметрия (ДСК), результаты которой приведены на рисунках 4.47-4.48.

Результаты ДСК анализа опытных образцов, показали, что критические точки A_{c1} и A_{c3} для образца TRIP-стали, изготовленного методом 3D-печати, и порошка примерно идентичны и составляют соответственно: $A_{c1} \approx 724 \text{ } ^\circ\text{C}$ и $A_{c3} \approx 793 \text{ } ^\circ\text{C}$.

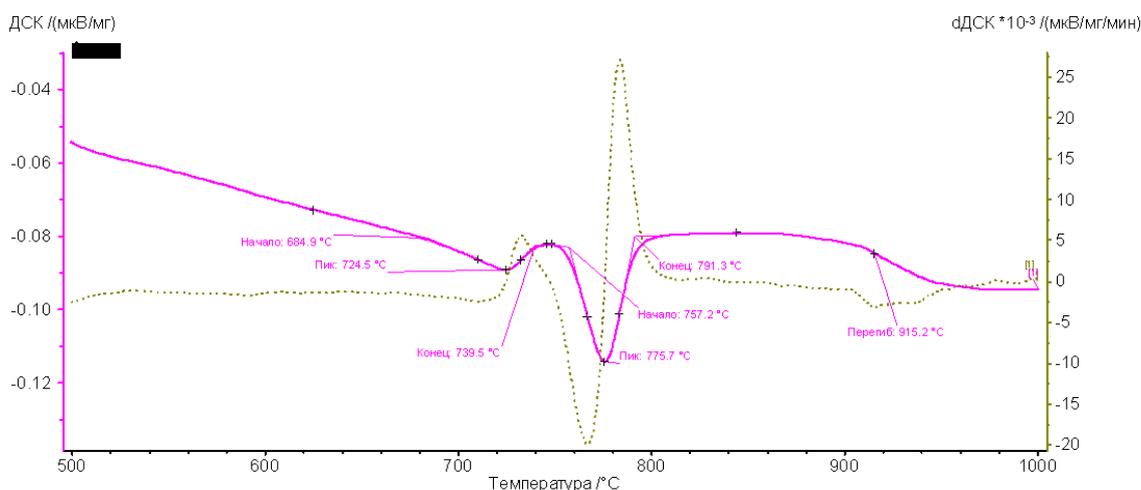


Рисунок 4.47 – Результаты дифференциальной сканирующей калориметрии образца TRIP-стали, изготовленного методом 3D-печати

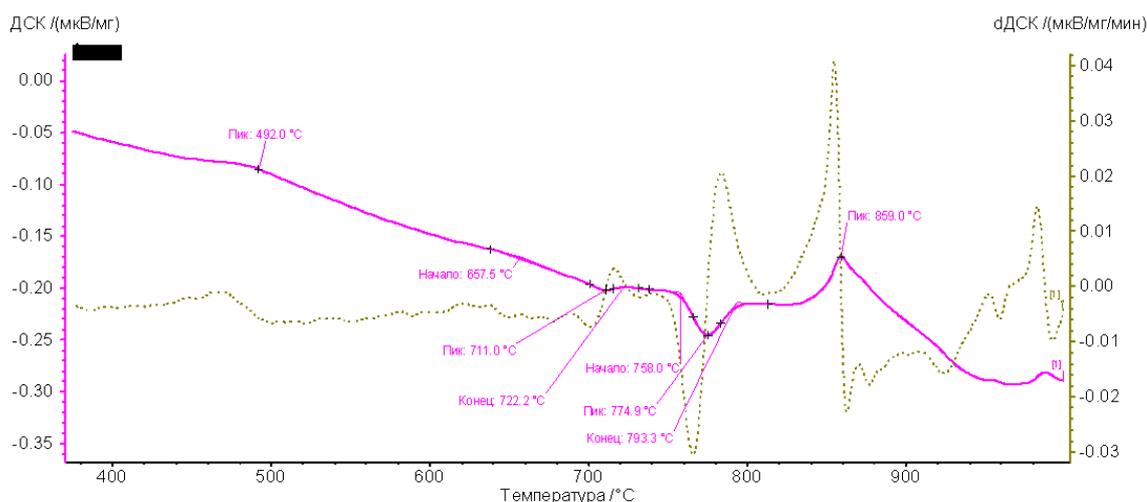


Рисунок 4.48 – Результаты дифференциальной сканирующей калориметрии образца порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера

Таким образом, во всех образцах наблюдается незначительная пористость с размерами пор 3 от до 12 мкм, объемная доля которых по сечению не превышает 5 %.

Установлено, что во всех случаях во всех образцах (№ 1-1, №1-2, № 1-3) вдоль и (№ 2-1, №2-2, № 2-3) поперек направления исследования печати по всему сечению наблюдается однородная структура, представляющая собой мартенсит со средней твердостью 4856 МПа. Однако после термической обработки однородность по сечению образцов нарушается вследствие особенностей режимов печати, а также диффузией углерода вследствие пониженного его содержания в материале подложки.

Выявлено, что однородность структуры по сечению после термической обработки в направлении исследования вдоль и поперек сохраняется лишь в образце № 1-1 т/о и № 2-1 т/о (с режимами P 1100 Вт, V 12 мм/сек, N – 10, PRM 5,9 %), при котором формируется структура мартенсита с объемной долей остаточного аустенита около 20 %.

4.4 Закономерности микроструктурных превращений в образцах TRIP-стали, полученных традиционной технологией металлургического производства в зависимости от схемы напряженно-деформированного состояния и образцах, изготовленных методом 3D-печати, от энергосиловых параметров обработки

В результате исследования микроструктуры образцов TRIP-стали, полученных традиционной технологией металлургического производства и подвергнутых последующей деформационной обработке, установлены следующие закономерности:

- с увеличением прикладываемого усилия (степени деформации) расстояние между рейками уменьшается с 0,8 мкм (до деформации) до 0,3 мкм (при максимальной деформации);

- с увеличением прикладываемого усилия (степени деформации) твердость образцов монотонно увеличивается с 4860 МПа (без деформации) до 5536 МПа (при максимальной деформации до разрушения);

- количество остаточного аустенита уменьшается с 10 % до 5,17 %, что обусловлено превращением доли остаточного аустенита в мартенсит и деформационным упрочнением.

Результаты исследования микроструктуры образцов TRIP-стали, изготовленных методом 3D-печати иностранным партнером, в зависимости от энергосиловых параметров обработки и различных направлений печати показали:

- во всех случаях во всех образцах (№ 1-1, №1-2, № 1-3) вдоль и поперек направления исследования печати по всему сечению наблюдается однородная структура, представляющая собой мартенсит с твердостью 4856 МПа;

- после термической обработки однородность по сечению образцов нарушается вследствие особенностей режимов печати, а также диффузией углерода вследствие пониженного его содержания в материале подложки, вследствие чего по сечению в образцах № 1-2 т/о и № 1-3 т/о и № 2-2 т/о, № 2-3 т/о наблюдаются области с формированием структуры феррита и бейнита, объемная доля остаточного аустенита в этих образцах не превышает 5 %.

- однородность структуры по сечению после термической обработки в направлении исследования вдоль и поперек печати сохраняется лишь в образце № 1-1 т/о и № 2-1 т/о (с режимами наплавки P 1100 Вт, V 12 мм/сек, N – 10, PRM 5,9 %), при котором формируется структура мартенсита с объемной долей остаточного аустенита около 20 %.

- исследование термограмм полученных при исследовании литых экспериментальных образцов, а также порошковой пробы и образцов, полученных методом 3D-печати, показало, что эти стали имеют практически идентичные значения критических температур (рисунок 4.49).

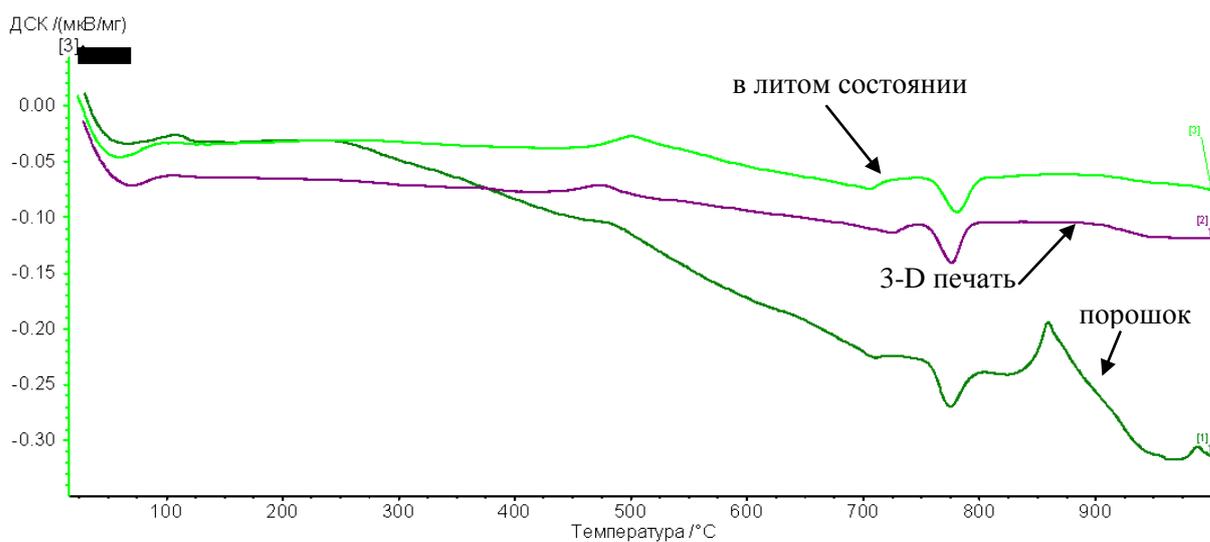


Рисунок 4.49 – Сравнительный анализ результатов дифференциальной сканирующей калориметрии образца TRIP-стали в литом состоянии (3), образца TRIP-стали, изготовленного методом 3D-печати (2) и порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера (1)

Представленные результаты полностью соответствуют требованиям подпункта 4.1.10 пункта 4 приложения 9 к соглашению № 075-15-2021-1031 от «04» октября 2021 г.

5 Исследования Падуанского университета (Италия)

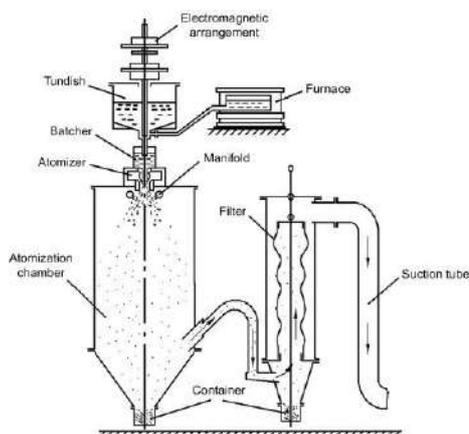
5.1 Изготовление порошка из стали с TRIP-эффектом с модифицированным составом

Согласно п.2.5 плана работ научного исследования по теме «Исследование 3D-печати прогрессивными сталями высокой прочности с TRIP-эффектом для изготовления самоадаптирующихся конструктивных элементов аэрокосмической отрасли» на втором этапе Падуанским университетом был изготовлен порошок из стали с TRIP-эффектом с модифицированным составом, химический состав которого приведен в таблице 5.1.

Таблица 5.1 – Химический состав порошка из стали с TRIP-эффектом с модифицированным составом

C, %	Mn, %	Si, %	Al, %	Fe
0.3-0.5	2.5 - 4.0	до 4.0	до 1	ост.

Данный порошок получен в условиях компании по производству порошков Pometon Spa (Италия). Порошок получен методом распыления расплава струей газа. На рисунке 5.1 представлена принципиальная схема получения порошка распылением расплава газом.



а



б

Рисунок 5.1 – Схема процесса получения порошка распылением расплава газом: а – принципиальная схема процесса; б – печь для получения расплава фирмы Pometon Spa (Италия)

Принцип получения порошка заключается в следующем. Под действием газа струя расплавленного металла диспергируется на мелкие частицы заданного гранулометрического состава. Истекающая из отверстия струя металлической жидкости при отсутствии видимого внешнего воздействия как бы самопроизвольно разрушается. Происходит это вследствие неустойчивости ее движения при воздействии малых возмущений, создаваемых шероховатостью стенок канала и отклонением формы его выходного отверстия от идеальной, нестабильностью скорости истечения струи, а также неоднородностью трения на границе жидкость – окружающая среда. При распылении струи металлической жидкости газовым потоком возникшие двухфазные системы газ–жидкость и газ–твердое образуют металлогазовый факел, представляющий собой непрерывно пульсирующую двух- или трехфазную смесь жидких и твердых металлических частиц в газе. В нем происходит взаимодействие газового потока с расплавом, теплофизические характеристики и агрегатное состояние которого меняются (расплав и капли остывают, взаимодействуют с окружающей средой и пр.), и отдельных капель между собой. Эти процессы по существу определяют свойства получаемого порошка, прежде всего

размер и форму его частиц. Процесс характеризуется высокой производительностью, технологичностью, степенью автоматизации и сравнительно малыми энергозатратами, экологической чистотой. Для распыления свободно истекающей струи металла или сплава с точкой ликвидуса до 1600°C используют схему с вертикальным расположением форсуночного устройства. Подобная схема обеспечивает высокую производительность процесса.

Технологические режимы получения порошка из стали с TRIP-эффектом с модифицированным составом в условиях Pometon Spa (Италия) следующие:

Температура расплава 1450°C

Распыляющий газ Ar (аргон)

Давление газа 30 Па

Скорость подачи газа 500-600 м³/час

Объем плавки 20 кг

Полученный порошок стали с TRIP-эффектом имеет размер частиц в диапазоне 40-75 мкм, что необходимо для его последующего применения в технологиях 3D-печати.

На рисунке 5.2 представлены фотографии порошка из стали с TRIP-эффектом с модифицированным составом.

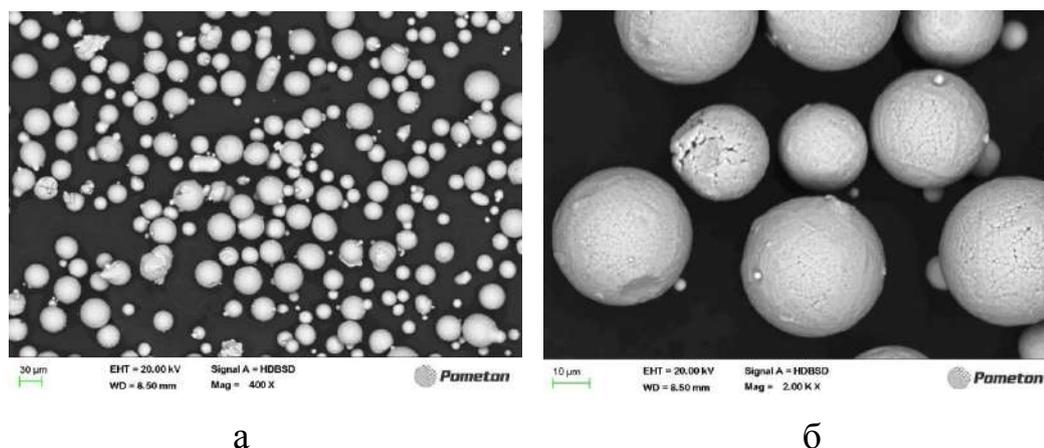


Рисунок 5.2 – Порошок из стали с TRIP-эффектом с модифицированным составом: а – общий вид; б – частицы порошка стали с TRIP-эффектом с модифицированным составом

Полученные результаты соответствуют требованиям к выполнению работ по проекту, указанным в подпункте 4.2.3 пункта 4 приложения 9 соглашения № 075-15-2021-1031 от «04» октября 2021 г.

5.2 Первичное исследование микроструктурных параметров порошка из стали с TRIP-эффектом с модифицированным составом

5.2.1 Особенности структуры поверхности порошка из стали с TRIP-эффектом с модифицированным составом

На рисунке 5.3 представлена рентгеновская дифрактограмма порошка TRIP-стали, на которой содержатся дифракционные пики, характерные для кубической решётки α -Fe. Наибольшая интенсивность отражений наблюдается от плоскостей (110) при угле 2θ равном $44,68^\circ$, (200) при угле $65,21^\circ$ и от (211) при угле $82,47^\circ$. Уширение пиков на дифрактограмме может быть связано с искажениями кристаллической решётки при формировании частиц в процессе распыления расплава. Такие искажения кристаллической решетки вызывают значительные упругие напряжения в материале, что приводит к существенному повышению его прочностных свойств.

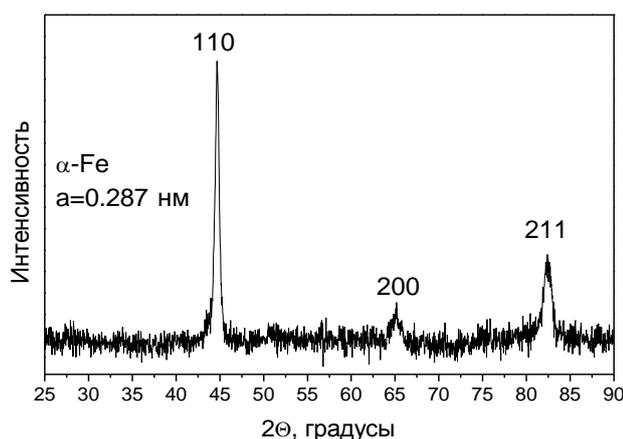


Рисунок 5.3 – Дифрактограмма порошка TRIP-стали с модифицированным составом

Общий вид порошка при изучении его структуры с помощью сканирующего электронного микроскопа представлен на рисунке 5.4.

Размеры крупных гранул укладываются в диапазон от 30 мкм до 100 мкм. Гранулы имеют преимущественно сферическую форму и дендритную структуру. При этом можно заметить, что на поверхности практически всех крупных гранул имеются мелкие частицы – сателлиты. Формирование таких сателлитов является наиболее характерным и неизбежным дефектом гранул, получаемых распылением жидкого металла потоком газа.

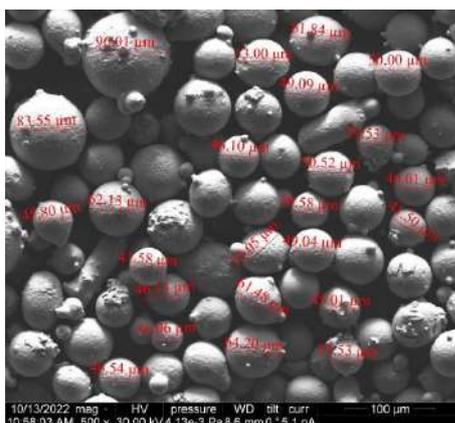


Рисунок 5.4 – Порошок TRIP-стали с модифицированным составом, x500

Для исследования особенностей микроструктурных параметров порошка из TRIP-стали с модифицированным составом было проведено его прессование и спекание при различных температурах (таблица 5.2).

Таблица 5.2 – Образцы порошка из TRIP-стали с модифицированным составом для проведения микроструктурных исследований

№ образца	Метод получения	Термическая обработка
1	Таблетка, одноосное прессование на дисках	Спекание при температуре 850 °С, 3 часа, муфельная печь, вакуум
2	Таблетка, одноосное прессование на дисках	Спекание при 1100 °С, 3 часа, силитовая печь, изоляция: лист стали
3	Таблетка, одноосное прессование на дисках	Спекание при 1200 °С, 3 часа, силитовая печь, изоляция: алундовый тигль с графитовой пробкой

5.2.2 Особенности микроструктуры образца 1, полученного из TRIP-стали с модифицированным составом

На рисунке 5.5 представлена дифрактограмма образца 1, полученного в результате одноосного прессования с последующим спеканием в вакууме (линия 2). Для сравнения на этом рисунке также приведена дифрактограмма порошка в исходном состоянии (линия 1).

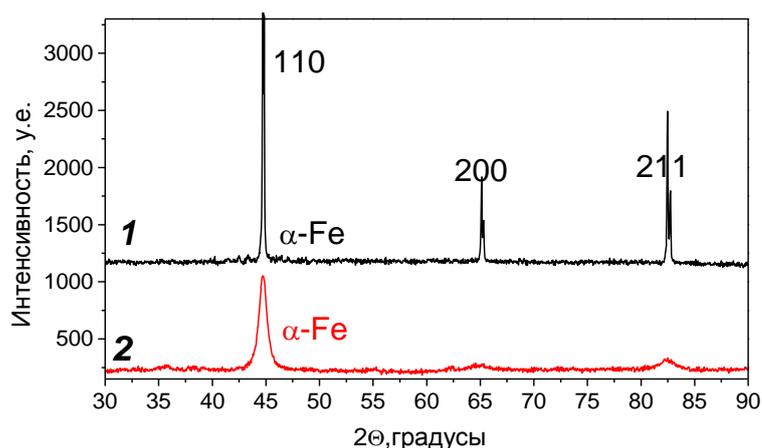
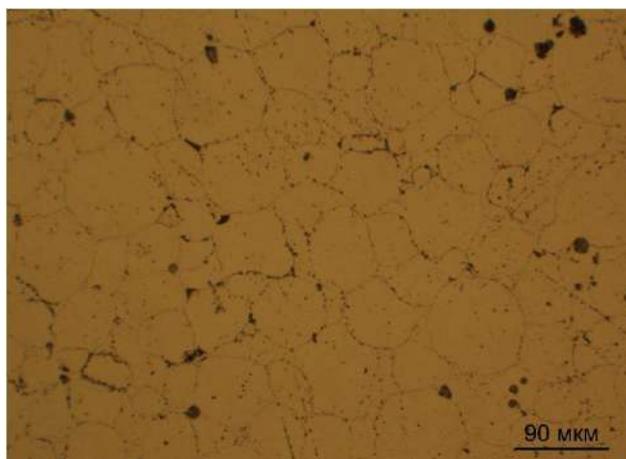


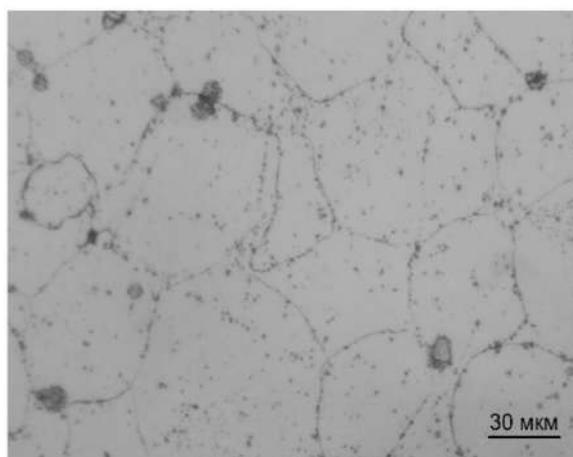
Рисунок 5.5 – Дифрактограмма порошка из TRIP-стали с модифицированным составом в исходном состоянии (1) и после прессования с последующим спеканием при температуре 850 °С (2)

После прессования и спекания наблюдается сильное увеличение интенсивности пиков (110), (200) и (211), характерных для ОЦК-железа. Форма пиков также меняется – они становятся значительно уже, что связано с протеканием рекристаллизационных процессов при отжиге в процессе спекания.

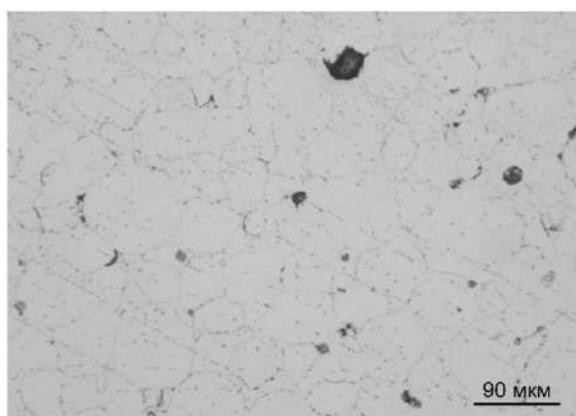
На рисунке 5.6 приведены примеры структуры данного образца. Разный цвет снимков объясняется использованием светофильтров в оптическом микроскопе для получения картинки лучшего качества, а также для более чёткого выявления дефектов или включений в структуре металлического образца.



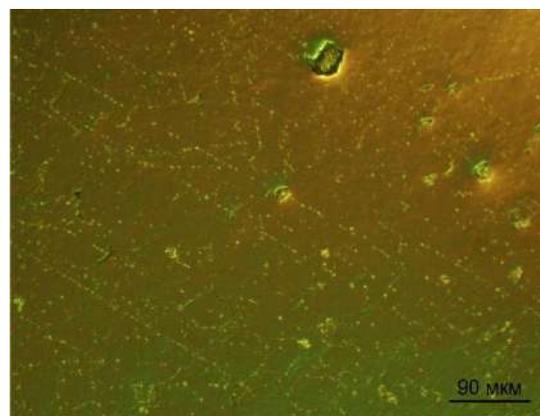
а



б



в



г

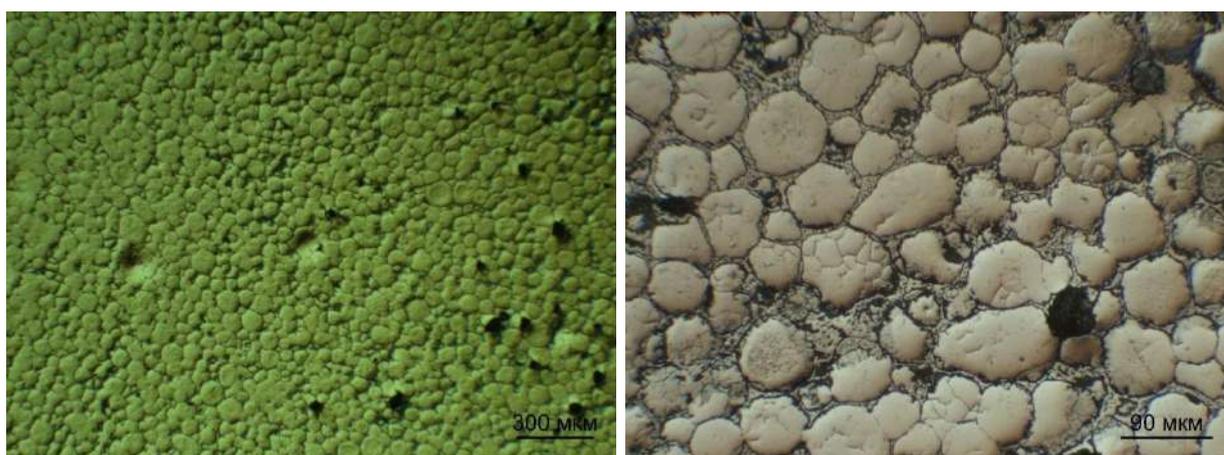
Рисунок 5.6 – Общий вид структуры образца 1 из порошка TRIP-стали с модифицированным составом после прессования с последующим спеканием при температуре 850°C : а, б, в – светлое поле; г – поляризованный свет

В микроструктуре наблюдается зеренная структура (рисунок 5.6, а), при этом зерна имеют преимущественно округлую форму, их форма и размеры хорошо соответствуют частицам исходного порошка (рисунок 5.6, б). Однако форма некоторых из зерен сильно искривлена, что может быть связано с деформацией частиц под воздействием сжимающих нагрузок при прессовании. Размер крупных зерен варьируется в диапазоне от 40 до 100 мкм, также обнаруживаются мелкие зерна размером около 5 мкм.

Полной адгезии между частицами после прессования и спекания не произошло: по границам наблюдаются пустоты (рисунок 5.6, в), где показан стык нескольких частиц. Внутренняя структура зерен при исследовании с помощью оптической микроскопии не выявляется. По границам зерен и внутри них наблюдаются мелкодисперсные выделения, что хорошо заметно при съёмке в поляризованном свете (рисунок 5.6, г). Кроме того, обнаруживаются более крупные дефекты размером от 2 до 40 мкм, расположенные главным образом у границ.

5.2.3 Особенности микроструктуры образца 2, полученного из TRIP-стали с модифицированным составом

На рисунках 5.7 и 5.8 приведены результаты оптической микроскопии образца 2, полученного из TRIP-стали с модифицированным составом.

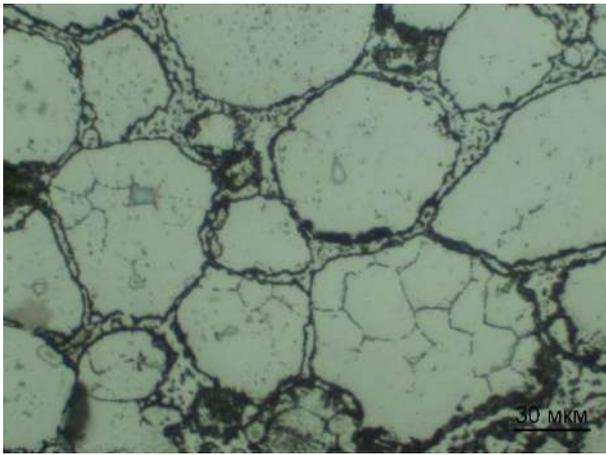


а

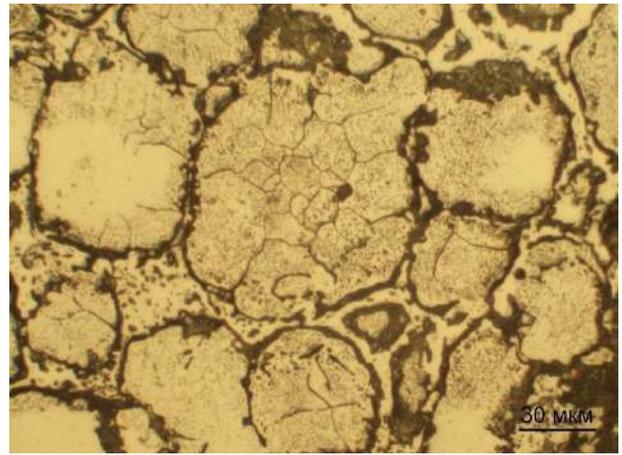
б

Рисунок 5.7 – Микроструктура образца 2 из порошка TRIP-стали с модифицированным составом после прессования с последующим спеканием при температуре 1100 0С: а – с использованием светофильтра;

б – без светофильтра



а



б

Рисунок 5.8 – Внутреннее строение частиц порошка TRIP-стали с модифицированным составом после прессования с последующим спеканием при температуре 1100 °C: а – рекристаллизованные частицы порошка; б – включения внутри частиц порошка

В некоторых частицах наблюдается образование впадин, что может свидетельствовать о разных структурных состояниях в пределах одной частицы (рисунок 5.7, а). Границы между частицами широкие (рисунок 5.7, б). Наблюдаются участки, на которых широкая граница отсутствует. Частицы имеют искривлённую форму как результат пластической деформации при прессовании. Внутри частиц наблюдается сложная структура (рисунок 5.8), состоящая из рекристаллизованных зёрен размерами от 3 до 45 мкм. При этом такая структура может занимать объём частицы по краям (рисунок 5.8, а) или всю частицу целиком. Внутри частиц также можно наблюдать включения размерами от 2 до 10 мкм (рисунок 5.8, б).

5.2.4 Особенности микроструктуры образца 3, полученного из TRIP-стали с модифицированным составом

На рисунке 5.9 представлены дифрактограммы порошка TRIP-стали до (1) и после (2) одноосного прессования и последующего спекания при температуре 1200 °C в течение 3 часов. После спекания помимо пиков,

характерных для спектра ОЦК-железа (α -Fe), появляются дополнительные пики, которые свидетельствуют о присутствии силикатов (фаялит Fe_2SiO_4) и оксидов железа (гематит (Fe_2O_3) и магнетит (Fe_3O_4)). Образование таких включений характерно для сталей при проведении отжига в температурном интервале выше 1200°C .

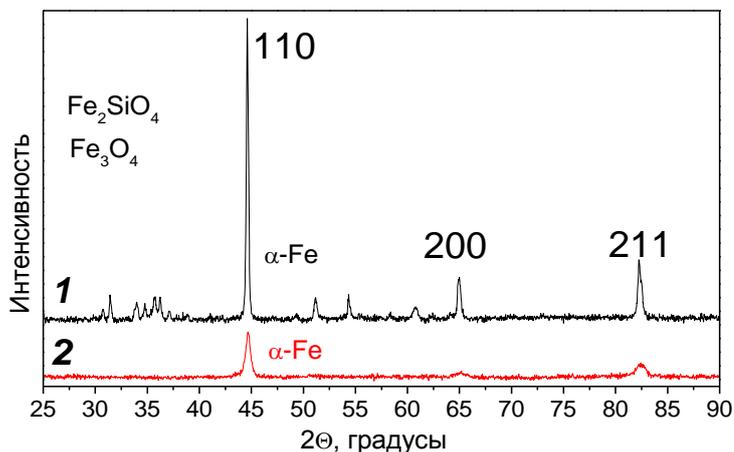
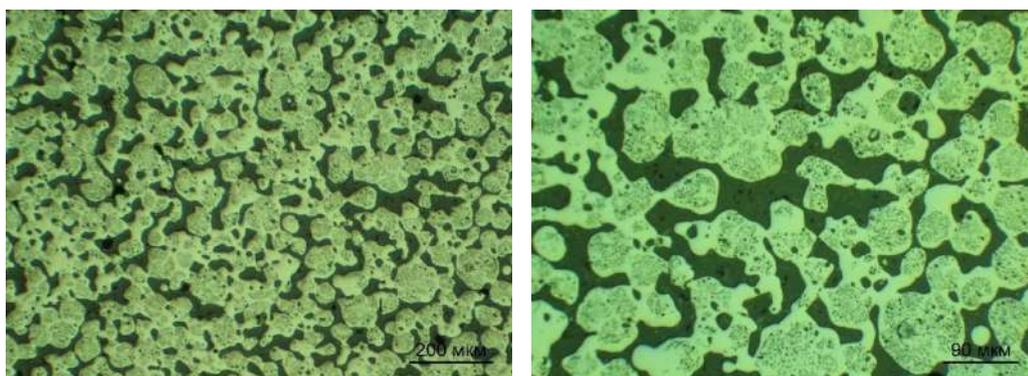


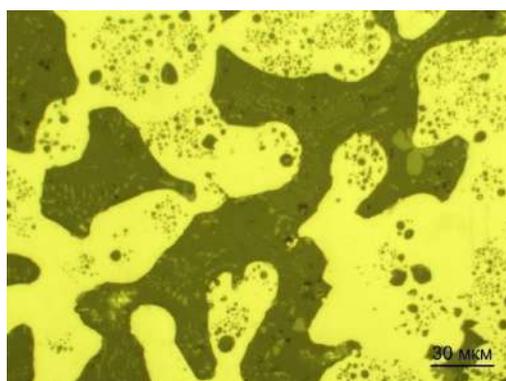
Рисунок 5.9 – Дифрактограмма порошка из TRIP-стали с модифицированным составом в исходном состоянии (1) и после прессования с последующим спеканием при температуре 1200°C (2)

На рисунке 5.10 приведены результаты исследований микроструктуры образца 3 с помощью оптической микроскопии. В данном случае произошло полное спекание спрессованного образца с образованием твёрдых растворов на основе железа (светлая и тёмная фаза).

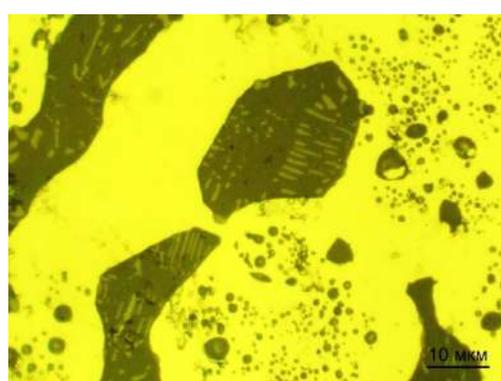


а

б



в



г

Рисунок 5.10 – Микроструктура образца 3 из порошка TRIP-стали с модифицированным составом после прессования с последующим спеканием при температуре 1200 0С: а, б – общий вид микроструктуры; в, г – пластинчатые образования включения в твердом растворе железа

При более детальном изучении (рисунок 5.10, в, г) внутри тёмной фазы наблюдаются серые пластинчатые образования шириной около 1,5 мкм и длиной до 10 мкм, а также серые неравноосные включения в форме лепестков (рисунок 5.10, в). Данные включения представляют сложные оксиды и силикаты железа и алюминия, образовавшиеся при высокотемпературном спекании.

5.3 Изготовление прототипов из сталей с традиционным и модифицированным химическим составом

Сущность процесса Selective Laser Melting (SLM) заключается в полном расплавлении используемого порошкового материала, что необходимо для получения монолитных изделий. Возможность использования металлических порошков различного химического состава является явным преимуществом технологии SLM. Данный метод позволяет создавать изделия с внутренними полостями без изготовления сложной оснастки. Такая универсальность позволяет получать изделия широкого назначения: авиастроение, космическая техника, медицина, компьютерная техника и т.д. Процесс отличается высоким качеством получаемых изделий, высокой скоростью печати, безотходностью производства. В ряде работ экспериментально показано, что технология SLM успешно производит детали, изготовленные из ряда различных коммерческих сплавов, включая Ti-6Al-4V, суперсплавы на основе никеля, сплавы Al-Si-Mg, аустенитные стали и многие другие современные сплавы. Однако связь между параметрами процесса и микроструктурой и механическими свойствами сталей, изготовленных методом SLM, не совсем понятна и на данный момент требует более тщательной проработки. Чтобы изучить влияние параметров процесса исключительно на микроструктуру и механические свойства, сначала необходимо установить ряд параметров процесса, которые способствуют полному уплотнению порошкового материала в ходе SLM.

Согласно плана работ научного исследования по теме «Исследование 3D-печати прогрессивными сталями высокой прочности с TRIP-эффектом для изготовления самоадаптирующихся конструктивных элементов аэрокосмической отрасли» на втором этапе (с 01.01.2022 г. по 31.12.2022 г.) Падуанским университетом методом SLM получены прототипы изделий для аэрокосмической индустрии. Для получения прототипов были использованы порошки TRIP-стали, полученные на первом и втором этапах выполнения проекта (таблица 5.3).

Таблица 5.3 – Химически состав порошка TRIP-стали для изготовления прототипов изделий

		C, %	Mn, %	Si, %	Al, %	Fe
Этап 1 2021 г.	Традиционный химический состав	0.3-0.5	2.5 - 4.0	до 4.0	---	ост.
Этап 2 2022 г.	Модифицированный химический состав	0.3-0.5	2.5 - 4.0	до 4.0	до 1	ост.

В таблице 5.4 представлены технологические режимы процесса SLM, использованные для изготовления прототипов изделий для аэрокосмической индустрии.

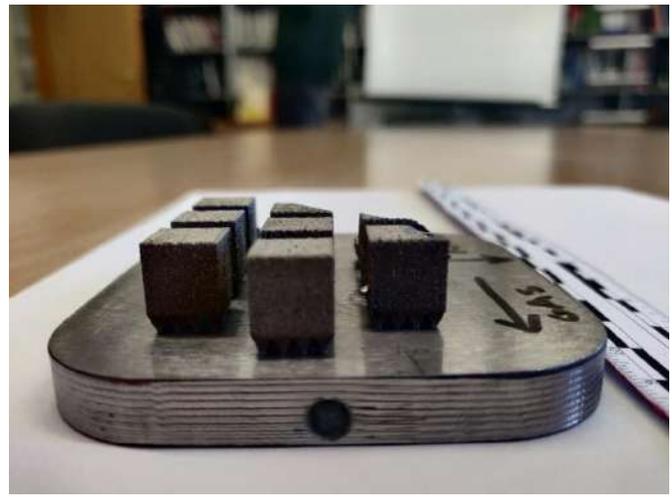
Таблица 5.4 – Режимы процесса SLM для получения прототипов образцов из порошка TRIP-стали с традиционным и модифицированным химическим составом

Номер опыта	Напряжение, В	Расстояние, мм	Время процесса, мин	Скорость м/с
1	220	30	60	0,5
2	195	45	60	0,75
3	220	45	60	0,75
4	170	45	60	0,75
5	170	30	60	0,5
6	270	45	60	0,75
7	295	30	60	0,5
8	245	45	60	0,75
9	245	30	60	0,5
10	295	45	60	0,75
11	195	30	60	0,5
12	270	30	60	0,5

На рисунка 5.11 и 5.12 представлены фотографии прототипов изделий для аэрокосмической индустрии, изготовленные методом SLM из порошка TRIP-стали с традиционным и модифицированным химическим составом.



а



б

Рисунок 5.11 – Прототипы изделий для аэрокосмической индустрии, изготовленные методом SLM из порошка TRIP-стали с традиционным химическим составом: а – вид сверху; б – вид сбоку

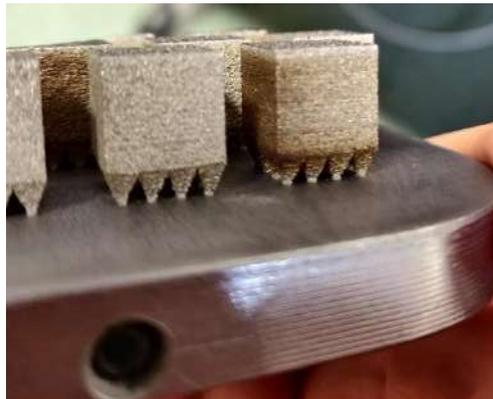


Рисунок 5.12 – Прототипы изделий для аэрокосмической индустрии, изготовленные методом SLM из порошка TRIP-стали с модифицированным химическим составом

Полученные Падуанским университетом результаты исследований должны быть использованы на третьем этапе проекта при проведении компьютерного моделирования и исследования свойств образцов деталей узлов и агрегатов комплексной формы, изготовленных из порошка TRIP-стали. Аннотационный отчет Падуанского университета представлен

отдельным документом в виде pdf-файла «Annotation Report about the scientific research in 2022», подписанным руководителем проекта с итальянской стороны профессором Мануэле Дабала 30.12.2022 г.

Результаты, представленные иностранным партнером, Падуанским университетом, соответствуют требованиям, указанным в пунктах 4.2.3 – 4.2.5 приложения 9 к соглашению № 075-15-2021-1031 от «04» октября 2021 г.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Проведены патентные исследования по теме «Исследование 3D-печати прогрессивными сталями высокой прочности с TRIP-эффектом для изготовления самоадаптирующихся конструкционных элементов аэрокосмической отрасли», которые показали, что зарубежными технологическими лидерами по патентованию в области 3D-печати порошковыми материалами на основе металлов являются BASF, Siemens Energy, Airbus Operations. Перспективным направлением развития 3D-печати порошковыми материалами на основе металлов является разработка технологии наложения слоев (режимы и порядок наложения), а также технологии дополнительной сопутствующей и последующей обработки изделий. При этом ярко выраженной мировой тенденцией развития является разработка и создание новых порошковых материалов на металлической основе, в частности, материалов обеспечивающих формирование специальных свойств готового изделия (коррозионная стойкость, износостойкость, жаростойкость и др.). Все большее применение в качестве порошковых материалов для аддитивных технологий находят сплавы на основе железа, в частности стали, а также износостойкие сплавы, которые можно классифицировать как чугуны. Порошки из сталей со специальными свойствами являются перспективным материалом 3D-печати для различных изделий машиностроительной отрасли. На основании проведенных патентных исследований была подана заявка на патент на изобретение «Способ изготовления изделий с композиционной структурой из порошковой стали с ТРИП-эффектом» (№ 2022113301 от 18.05.2022). Результаты патентных исследований оформлены в виде самостоятельного отчета о патентных исследованиях в соответствии с ГОСТ Р 15.011-96.

2. Изготовлены лабораторные образцы TRIP-сталей с модифицированным химическим составом традиционными методами металлургического производства, включающими выплавку, термическую обработку и пластическую деформацию. Акт изготовления образцов

представлен в приложении 1.

3. Полученные по традиционной технологии образцы TRIP-сталей позволили провести комплексные исследования механических характеристик стали и ее микроструктуру, что дало возможность верифицировать компьютерные конечно-элементные модели с предыдущего этапа проекта и послужит научным заделом и исходными данными для третьего этапа проекта.

4. От иностранного партнера (Падуанского университета, Италия) получен исходный материал в виде порошка TRIP-стали с модифицированным химическим составом ($C = 0.3-0.5\%$, $Mn = 2.5 - 4.0\%$, Si до 4.0% , Al до 1%) и аннотационный отчет по первичному исследованию микроструктурных параметров произведенного порошка, а также прототипы изделий для аэрокосмической индустрии, полученные методом Selective Laser Melting (SLM). Полученные образцы позволили провести сравнительные исследования механических свойств и микроструктуры с образцами, полученными по традиционной технологии.

5. Проведены сравнительные исследования механических свойств и микроструктуры образцов, полученных от иностранного партнера и изготовленных методом 3D-печати, и полученных традиционной технологией металлургического производства. Проведенные исследования показали, что в силу текущей новизны 3D-печати сталями с TRIP-эффектом и специфики самого исследуемого материала, полученные результаты не всегда отличаются стабильностью воспроизведения в отношении равномерного структурообразования в объеме заготовки. Однако в случае успешного получения необходимой микроструктуры образцы, полученные методом 3D-печати, не уступали в механических характеристиках образцам, изготовленным по традиционной металлургической технологии. При этом ранее упомянутая нестабильность результатов показала новые перспективные возможности по градиентному управлению свойствообразованием в объеме заготовки в сочетании с базовыми

преимуществами метода 3D-печати по получению сложной комплексной геометрии, что требует дальнейшего исследования, в т.ч. в рамках третьего этапа проекта.

Таким образом, в ходе выполнения второго этапа научно-исследовательской работы по теме «Исследование 3D-печати прогрессивными сталями высокой прочности с TRIP-эффектом для изготовления самоадаптирующихся конструктивных элементов аэрокосмической отрасли», выполняемой совместно с Падуанским университетом (Италия), были получены научные результаты, которые полностью отражают содержание требований, указанных в пункте 4 Приложения 9 к соглашению № 075-15-2021-1031 от «04» октября 2021 г., и которые будут использованы на заключительном этапе проекта в 2023 году.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. R. Kuziak, R. Kawalla, S. Waengler. Advanced high strength steels for automotive industry. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 2008. 8(2). pp. 103-117.
2. M. Soleimani, A. Kalhor, H. Mirzadeh. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review. *Materials Science and Engineering: A*. 2020. 795 p.
3. Li Liu, Binbin He, Mingxin Huang. The Role of Transformation-Induced Plasticity in the Development of Advanced High Strength Steels. *Advanced Engineering Materials*. 2018. 20(6). p. 1701083.
4. H.K.D.H. Bhadeshia, D.V. Edmonds. The bainite transformation in a silicon steel. *Metall Materials Translations A*. 1979. 10. pp. 895–907.
5. J. Mahieu, B.C. De Cooman, S. Claessens. Galvanizability of high-strength steels for automotive applications. *Metall Materials Translations A*. 2011. 32. pp. 2905–2908.
6. P.J. Jacques, E. Girault, Ph. Harlet, F. Delannay. The Developments of Cold-rolled TRIP-assisted Multiphase Steels. Low Silicon TRIP-assisted Multiphase Steels. *ISIJ International*. 2001. 41(9). pp. 1061-1067.
7. E. Girault, A. Mertens, P. Jacques, Y. Houbaert, J. Van Humbeeck. Comparison of the effects of silicon and aluminium on the tensile behaviour of multiphase TRIP-assisted steels. *Scripta Materialia*. 2001. 44(6). pp. 885-892.
8. K. Zhu, C. Mager, M. Huang. Effect of substitution of Si by Al on the microstructure and mechanical properties of bainitic transformation-induced plasticity steels. *Journal of Materials Science & Technology*. 2017. 33(12). pp. 1475-1486.
9. Z.H. Cai, B. Cai, H. Ding, Y. Chen, R.D.K. Misra. Microstructure and deformation behavior of the hot-rolled medium manganese steels with varying aluminum-content. *Materials Science and Engineering: A*. 2016. 676(31). pp. 263-270.

10. P.J. Jacques, E. Girault, A. Mertens, B. Verlinden, J. van Humbeeck, F. Delannay. The Developments of Cold-rolled TRIP-assisted Multiphase Steels. Al-alloyed TRIP-assisted Multiphase Steels. ISIJ International. 2001. 41(9). pp. 1068-1074.
11. J. Mahieu, B.C. De Cooman, J. Maki. Phase transformation and mechanical properties of si-free CMnAl transformation-induced plasticity-aided steel. Metall Mater Trans A. 2002. 33. pp. 2573–2580.
12. C. Garcia-Mateo, F.G. Caballero, H.K.D.H. Bhadeshia. Acceleration of Low-temperature Bainite. ISIJ International. 2003. 43(11). pp. 1821-1825.
13. J. Chiang, J.D. Boyd, A.K. Pilkey. Effect of microstructure on retained austenite stability and tensile behaviour in an aluminum-alloyed TRIP steel. Materials Science and Engineering: A. 2015. 638(25). pp. 132-142.
14. H.-S. Wang, J. Kang, W.-X. Dou, Y.-X. Zhang, G. Yuan, G.-M. Cao, R.D.K. Misra, G.-D. Wang. Microstructure and mechanical properties of hot-rolled and heat-treated TRIP steel with direct quenching process. Materials Science and Engineering: A. 2017. 702(15). pp. 350-359.
15. K.E. Blazek, O. Lanzi III, P.L. Gano, D.L. Kellog. Calculation of the Peritectic Range for Steel Alloys. Iron & Steel Technology: a publication of the Association for Iron & Steel Technology. – Warrendale, Pa.: AIST, ISSN 1547-0423, ZDB-ID 21306242. 2008. 7(5). pp. 80-86
16. A. Kagawa, T. Okamoto. Influence of alloying elements on temperature and composition for peritectic reaction in plain carbon steels. Materials Science and Technology. 1986. 2. pp. 997-11005.
17. J. Xu, S. He, X. Jiang, X. Long, Q. Wang. Analysis of Crack Susceptibility of Regular Carbon Steel Slabs Using Volume-Based Shrinkage Index. ISIJ International. 2012. 52. pp. 1856-1871.
18. R. Sarkar, A. Sengupta, V. Kumar, S.K. Choudhary. Effects of Alloying Elements on the Ferrite Potential of Peritectic and Ultra-Low Carbon Steels. 2015. 55(4). pp. 781-790.

19. C.C. Tasan, M. Diehl, D. Yan, M. Bechtold, F. Roters, L. Schemmann, C. Zheng, N. Peranio, D. Ponge, M. Koyama, K. Tsuzaki, D. Raabe. An Overview of Dual-Phase Steels: Advances in Microstructure Oriented Processing and Micromechanically Guided Design. *Materials Science. Annual Review of Materials Research*. 2015. 45. pp. 391-431.
20. M. Bernhard, P. Presoly, C. Bernhard, S. Hahn, S. Llie. An Assessment of Analytical Liquidus Equations for Fe-C-Si-Mn-Al-P-Alloyed Steels Using DSC/DTA Techniques. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2021. 52B. pp. 2021-2821
21. R. Ranjan, T. Bhattacharyya, S.B. Singh. An Overview on Structure–Property Relationship of TRIP-Aided Steel. In: Roy T., Bhattacharya B., Ghosh C., Ajmani S. (eds) *Advanced High Strength Steel. Lecture Notes in Mechanical Engineering*. Springer, Singapore. 2018.
22. M. Soleimani, A. Kalhor, H. Mirzadeh. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review. *Materials Science and Engineering: A*. 2020. 795(23). p. 140023
23. S. Sun, M. Pugh. Manganese partitioning in dual-phase steel during annealing. *Materials Science and Engineering: A*. 2000. 276(1-2). pp. 167-174.
24. A.I. Katsamas, A.N. Vasilakos, G.N. Haidemenopoulos. Simulation of intercritical annealing in low-alloy TRIP steels. *Steel Research*. 2000. 71(9). pp. 351-356
25. K.-I. Sugimoto, N. Usui, M. Kobayashi, S.-I. Hashimoto. Effects of Volume Fraction and Stability of Retained Austenite on Ductility of TRIP-aided Dual-phase Steels. *ISIJ International*. 1992. 32(12). pp. 1311-1318
26. E. Emadoddin, A. Akbarzadeh, Gh. Daneshi. Effect of intercritical annealing on retained austenite characterization in textured TRIP-assisted steel sheet. *Materials Characterization*. 2006. 57(4-5). pp. 408-413
27. Z.H. Cai, H. Ding, R.D.K. Misra, Z.Y. Ying. Austenite stability and deformation behavior in a cold-rolled transformation-induced plasticity steel with medium manganese content. *Acta Materialia*. 2015. 84(1). pp. 229-236.

28. G. Azizi, H. Mirzadeh, M.H. Parsa. Unraveling the Effect of Homogenization Treatment on Decomposition of Austenite and Mechanical Properties of Low-Alloyed TRIP Steel. *Steel Research. International*. 2016. 87(7). pp. 820-823.
29. N. Pornputsiri, K. Kanlayasiri. Effect of bending temperatures on the microstructure and springback of a TRIP steel sheet. *Defence Technology*. 2020. 16(5). pp. 980-987
30. J. Huang, W.J. Poole, M. Militzer. Austenite formation during intercritical annealing. *Metall Materials Transactions A/ 2004*. 35. pp. 3363–3375.
31. N. Vandijk, A. Butt, L. Zhao, J. Sietsma, S. Offerman, J. Wright, S. Vanderzwaag. Thermal stability of retained austenite in TRIP steels studied by synchrotron X-ray diffraction during cooling. *Acta Materialia*. 2005. 53(20). pp. 5439-5447.
32. P.J. Jacques, F. Delannay, J. Ladrière. On the influence of interactions between phases on the mechanical stability of retained austenite in transformation-induced plasticity multiphase steels. *Metall Materials Transactions A*. 2001. 32. pp. 2759–2768
33. N. Fonstein. Evolution of Strength of Automotive Steels to Meet Customer Challenges. In: *Advanced High Strength Sheet Steels*. 2015. Springer, Cham
34. N. Fonstein. TRIP Steels. In: *Advanced High Strength Sheet Steels*. 2015. Springer, Cham
35. P. Hou, Y. Li, D. Chae, Y. Ren, K. An, H. Choo. Lean duplex TRIP steel: Role of ferrite in the texture development, plastic anisotropy, martensitic transformation kinetics, and stress partitioning. *Materialia*. 2021. 15. pp. 100952

ПРИЛОЖЕНИЕ 1

Акт изготовления образцов



003184

Министерство науки и высшего образования
Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение высшего образования
**«Магнитогорский государственный
технический университет
им. Г. И. Носова»**

(ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»)
пр. Ленина, д. 38, г. Магнитогорск, Челябинская обл., 455000
Тел.: 8 (3519) 29-84-02; Факс: 8 (3519) 23-57-59, 29-84-26
E-mail: mgtu@mgtu.ru; <http://www.mgtu.ru>
ОКПО 02069384, ОГРН 1027402065437,
ИНН/КПП 7414002238/745601001

Ministry of Science and Higher Education
of the Russian Federation
Federal State Budgetary
Educational Institution of Higher Education
**«Nosov Magnitogorsk State
Technical University»**

(FSBEIHE «NMSTU»)
38, Lenin Street, Magnitogorsk, Chelyabinsk Region, 455000
Tel.: +7 3519 298 402; Fax: +7 3519 235 759, +7 3519 298 426
E-mail: mgtu@mgtu.ru; <http://www.mgtu.ru>
OKPO 02069384, OGRN 1027402065437
INN/KPP 7414002238/745601001

13.01.2023 № 48-74

На/То № _____ от/dated _____

АКТ

изготовления образцов

Настоящим актом удостоверяется, что в рамках выполнения второго этапа Контракта №13.2251.21.0107 по теме «Исследование 3D-печати прогрессивными сталями высокой прочности с TRIP-эффектом для изготовления самоадаптирующихся конструкционных элементов аэрокосмической отрасли» в условиях литейной лаборатории ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» методами металлургического производства (выплавка – термическая обработка - пластическая деформация) изготовлены лабораторные образцы TRIP-стали следующего **модифицированного химического состава:**

	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Ti	V	Al
основа	0.37	3.36	2.92	0.015	0.012	0.048	0.040	0.073	0.004	0.005	0.004	0.010	

Данный химический состав TRIP-стали соответствует требованиям, указанным в плане работ научного исследования на втором этапе проекта.

Технологические параметры изготовления образцов:

- Общий вес исходного материала (шихты) – 2 кг;
- Общее время плавки – 12 - 15 минут;
- Время выдержки расплава для полной гомогенизации – 2 минуты;
- Режимы термической обработки:
 - нагрев и выдержка при температуре 760°C в течение 20 минут;
 - резкое охлаждение до температуры 400°C;
 - изотермическая выдержка при температуре 400 °C;
 - охлаждение лабораторных образцов до комнатной температуры на спокойном воздухе.

И.о. ректора

М.А. Полякова
8 (3519) 29-84-81



Д.В. Терентьев

ПРИЛОЖЕНИЕ 2

Протоколы механических испытаний образцов, полученных от иностранного партнера и изготовленных методом 3D-печати, и полученных традиционной технологией металлургического производства

Протоколы механических испытаний образцов, полученных от иностранного партнера и изготовленных методом 3D-печати, и полученных традиционной технологией металлургического производства

«03» 11 2022 г.

г. Магнитогорск

В соответствии с пунктом 2.3 плана работ научного исследования (приложение 9 соглашения № 075-15-2021-1031 от «04» октября 2021 г.) в НИИ «Наносталей» ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И.Носова» проведены механические испытания образцов, полученных от иностранного партнера и изготовленных методом 3D-печати, и полученных традиционной технологией металлургического производства.

1. Объект экспериментальных исследований:

- образцы заготовок, изготовленные методом 3D-печати, в количестве 5 шт. с модифицированным химическим составом (C = 0.3-0.5%, Mn = 2.5 - 4.0%, Si до 4.0%, Al до 1%);
- образцы стальных заготовок после термообработки в количестве 5 шт. с модифицированным химическим составом (C = 0.3-0.5%, Mn = 2.5 - 4.0%, Si до 4.0%, Al до 1%).

2. **Цель испытания:** исследование механических свойств материалов, полученных различными технологиями (методом 3D-печати и традиционным металлургическим), экспериментальными методиками, учитывающими особенности производства и размеры образцов.

3. **Дата начала испытания:** 03.10.2022 г.

4. **Дата окончания испытания:** 03.11.2022 г.

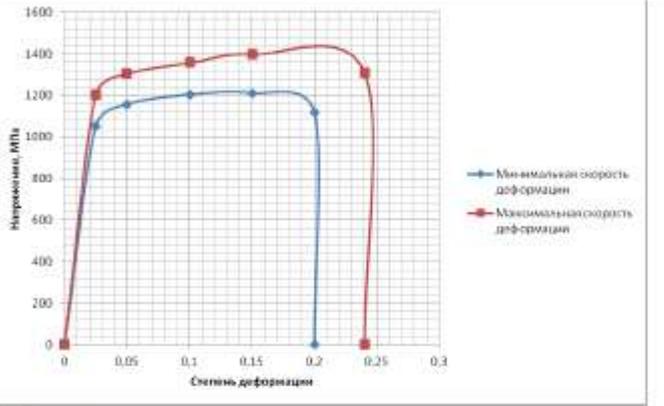
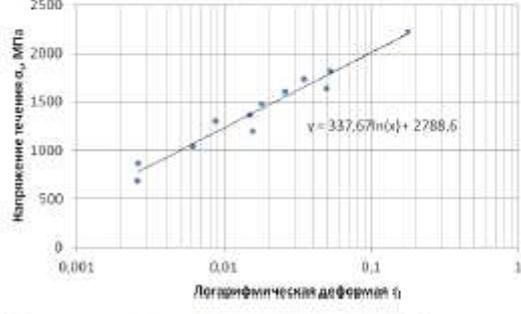
5. **Место проведения испытания:** ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И.Носова», НИИ «Наносталей»

6. Средства проведения испытаний

- Универсальная испытательная машина SHIMADZU AG-IC;
- Станок отрезной DeltaAbrasiMet / 10-2155-4000;
- Прецизионный отрезной станок IsoMet 4000;
- Запрессовочный пресс Simplimet 1000;
- Шлифовально-полировальный станок Phoenix 4000 V;
- Растровый электронный микроскоп JSM-6490LV;
- Микротвердомер BuehlerMicromet.

7. Результаты экспериментальных исследований

TRIP-сталь с химическим составом C = 0.3-0.5%, Mn = 2.5 - 4.0%, Si до 4.0%, Al до 1%, произведенная традиционными методами металлургического производства (выплавка – термическая обработка – пластическая деформация)

Наименование испытания	Параметр исследования, Ед. изм.	Результаты исследований																																																	
Испытание на растяжение по ГОСТ 1497-84	Предел прочности σ_b , МПа																																																		
Испытание на сжатие по ГОСТ 25.503-97	- Условный предел текучести при сжатии $\sigma_{0,2}^c$, МПа - Предел прочности при сжатии σ_b^c , МПа	$\sigma_{0,2}^c = 1118,7$ МПа $\sigma_b^c = 2309,7$ МПа Кривая упрочнения: 																																																	
Испытание на пластическую деформацию при изгибе		Образование трещины происходит при изгибе относительно горизонтальной оси на угол ~20°. Полного разрушения не происходит.																																																	
Исследование микротвердости и динамической микротвердости по ГОСТ Р 8.748-2011	- Твердость по Мартенсу НМТ 115, Н/мм ² - Твердость по Мартенсу, определяемая по углу наклона кривой увеличения нагрузки НМ _s , МПа - Твердость на вдавливание Н _{ит} , МПа - Полужесткость материала С _п , %	Получены графики зависимости усилия индентирования от глубины проникновения индентера и изменения глубины проникновения индентера. Характеристики металла в зависимости от усилия индентирования в таблице: <table border="1" data-bbox="810 1682 1474 1877"> <thead> <tr> <th>F_{max}, кН</th> <th>HMT115, МПа</th> <th>НМ_s, МПа</th> <th>Н_{ит}, МПа</th> <th>E_{ит}, Н/мм²</th> <th>С_п, %</th> <th>п_{ит}, %</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>0</td> <td>2320,60</td> <td>1810,86</td> <td>3570,08</td> <td>6,722e+004*</td> <td>1,53</td> <td>35,45</td> </tr> <tr> <td>25</td> <td>2435,40</td> <td>1915,57</td> <td>3984,39</td> <td>6,229e+004*</td> <td>1,44</td> <td>36,86</td> </tr> <tr> <td>35</td> <td>2250,03</td> <td>1592,18</td> <td>3686,89</td> <td>5,708e+004*</td> <td>1,52</td> <td>34,83</td> </tr> <tr> <td>44</td> <td>2800,15</td> <td>2005,89</td> <td>4527,21</td> <td>7,383e+004*</td> <td>1,57</td> <td>32,80</td> </tr> <tr> <td>53</td> <td>2672,35</td> <td>1967,18</td> <td>4434,61</td> <td>6,693e+004*</td> <td>1,41</td> <td>36,82</td> </tr> <tr> <td>67</td> <td>1807,50</td> <td>1420,38</td> <td>3059,76</td> <td>4,282e+004*</td> <td>1,50</td> <td>41,39</td> </tr> </tbody> </table> В результате проведения циклического индентирования были получены зависимости усилия от глубины индентирования при разных скоростях нагружения.	F _{max} , кН	HMT115, МПа	НМ _s , МПа	Н _{ит} , МПа	E _{ит} , Н/мм ²	С _п , %	п _{ит} , %	0	2320,60	1810,86	3570,08	6,722e+004*	1,53	35,45	25	2435,40	1915,57	3984,39	6,229e+004*	1,44	36,86	35	2250,03	1592,18	3686,89	5,708e+004*	1,52	34,83	44	2800,15	2005,89	4527,21	7,383e+004*	1,57	32,80	53	2672,35	1967,18	4434,61	6,693e+004*	1,41	36,82	67	1807,50	1420,38	3059,76	4,282e+004*	1,50	41,39
F _{max} , кН	HMT115, МПа	НМ _s , МПа	Н _{ит} , МПа	E _{ит} , Н/мм ²	С _п , %	п _{ит} , %																																													
0	2320,60	1810,86	3570,08	6,722e+004*	1,53	35,45																																													
25	2435,40	1915,57	3984,39	6,229e+004*	1,44	36,86																																													
35	2250,03	1592,18	3686,89	5,708e+004*	1,52	34,83																																													
44	2800,15	2005,89	4527,21	7,383e+004*	1,57	32,80																																													
53	2672,35	1967,18	4434,61	6,693e+004*	1,41	36,82																																													
67	1807,50	1420,38	3059,76	4,282e+004*	1,50	41,39																																													

- Модуль упругости E_{II} , Н/мм ²	Данные представлены в таблице:					
	Скорость нагружения, мН/с	HMT115, МПа	HMs, МПа	Ht, МПа	Ct, %	nit, %
	35,03	2701,86	1980,28	4404,83	0,44	77,57
	46,71	2489,74	1856,38	4074,63	0,52	76,83
70,07	2259,58	1750,81	3593,33	0,64	75,26	

Образцы от иностранного партнера с химическим составом C = 0.3-0.5%, Mn = 2.5 - 4.0%, Si до 4.0%, Al до 1%, произведенные методом 3D-печати

Наименование испытания	Параметр исследования, Ед. изм.	Результаты исследований
Исследование микротвердости в различных направлениях печати с фиксацией объемной доли остаточного аустенита	Твердость по Мартенсу, определяемая по углу наклона кривой увеличения нагрузки HMs, МПа	С увеличением прикладываемого усилия (степени деформации) твердость образцов увеличивается с 4860 МПа (без деформации) до 5536 МПа (максимальная деформация до разрушения), при этом количество остаточного аустенита уменьшается в 2 раза с 10 % до 5,17 %, что обусловлено превращением доли остаточного аустенита в мартенсит и деформационным упрочнением

8. Замечания и рекомендации

В качестве рекомендации следует обозначить необходимость детального соотнесения результатов механических испытаний с закономерностями структурообразования, исследуемыми на данном этапе проекта.

Все запланированные исследования проведены в полном объеме и в полной мере подтверждают результаты моделирования на первом этапе проекта, а также общую гипотезу исследования. Задачи экспериментального исследования на втором этапе проекта решены в полном объеме.

Испытания проводили:

Старший научный сотрудник,
доцент кафедры ТОМ, канд. техн. наук



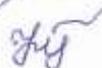
А.Е. Гулий

Старший научный сотрудник,
доцент кафедры ЛПиМ, канд. техн. наук



Д.А. Горленко

Старший научный сотрудник,
канд. техн. наук



О.А. Куприянова

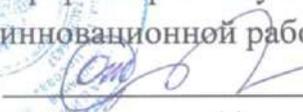
Министерство науки и высшего образования РФ
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования
«Магнитогорский государственный технический
университет им. Г.И. Носова»

УДК 669.18
Рег. № 121121600306-9



УТВЕРЖДАЮ

Проректор по научной и
инновационной работе

 О.Н. Тулупов

« 29 » 12 2023 г.

ОТЧЕТ

о научном исследовании

по теме:

**«ИССЛЕДОВАНИЕ 3D-ПЕЧАТИ ПРОГРЕССИВНЫМИ СТАЛЯМИ
ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ С TRIP-ЭФФЕКТОМ ДЛЯ
ИЗГОТОВЛЕНИЯ САМОАДАПТИРУЮЩИХСЯ
КОНСТРУКЦИОННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ
АЭРОКОСМИЧЕСКОЙ ОТРАСЛИ»
(третий этап)**

Соглашение с Министерством науки и высшего образования РФ

№ 075-15-2021-1031 от «04» октября 2021 г.

о предоставлении из федерального бюджета грантов в форме субсидий
в соответствии с п.4 ст. 78.1 Бюджетного кодекса РФ

Руководитель работ по проекту
д-р техн. наук, профессор

 29.12.23 М.А. Полякова
(подпись, дата)

Магнитогорск,
2023 г.

СПИСОК ИСПОЛНИТЕЛЕЙ
по третьему этапу контракта №13.2251.21.0107

Тема: «Исследование 3D-печати прогрессивными сталями высокой прочности с TRIP-эффектом для изготовления самоадаптирующихся конструкционных элементов аэрокосмической отрасли»

Научный руководитель,
профессор, д-р техн. наук

 29.12.23 М.А. Полякова
(подпись, дата)

Исполнители по проекту:

Главный научный сотрудник,
профессор, д-р техн. наук

 29.12.23 А.Г. Корчунов
(подпись, дата)

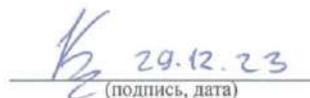
Старший научный сотрудник,
канд. техн. наук

 29.12.23 Д.А. Горленко
(подпись, дата)

Старший научный сотрудник,
канд. техн. наук

 29.12.23 А.Е. Гулин
(подпись, дата)

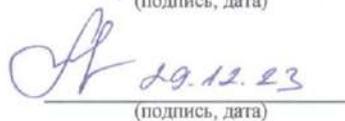
Старший научный сотрудник,
канд. техн. наук

 29.12.23 Д.В. Константинов
(подпись, дата)

Старший научный сотрудник,
канд. техн. наук

 29.12.23 О.А. Куприянова
(подпись, дата)

Старший научный сотрудник,
доцент, д-р техн. наук

 29.12.23 К.Г. Пивоварова
(подпись, дата)

Старший научный сотрудник,
доцент, канд. техн. наук

 29.12.23 М.А. Шекшеев
(подпись, дата)

Научный сотрудник,
канд. техн. наук

 29.12.23 Е.М. Огнева
(подпись, дата)

Нормоконтролер

 29.12.23 Е.М. Огнева
(подпись, дата)

РЕФЕРАТ

Отчет содержит 142 страницы, 87 рисунков, 12 таблиц, 6 формул, 2 приложения, список литературы состоит из 53 литературных источников.

АЭРОКОСМИЧЕСКАЯ ИНДУСТРИЯ, ВЫСОКОПРОЧНАЯ СТАЛЬ, АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ, TRIP-ЭФФЕКТ, САМОАДАПТИРУЮЩИЕСЯ КОНСТРУКЦИОННЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ, КОМПЬЮТЕРНОЕ МУЛЬТИМАСШТАБНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, МИКРОСТРУКТУРА

В рамках третьего этапа научных исследований в соответствии с календарным планом проведены следующие виды работ:

- проведены патентные исследования в соответствии с ГОСТ Р 15.011-96;
- проведены исследования технологических возможностей восстановления узлов и агрегатов с использованием порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера, методом лазерной наплавки; выполнено компьютерное мультимасштабное моделирование самоадаптационных свойств наплавленных элементов из стали с TRIP-эффектом для изучения характера распределения напряженно-деформированного состояния материала на микро- и макроуровнях.
- проведены сравнительные исследования механических свойств (в т.ч. в условиях предельной деформируемости) образцов деталей комплексной формы, полученных от иностранного партнера и изготовленных методом 3D-печати, и полученных традиционной технологией металлургического производства;
- проведено сравнительное исследование микроструктуры образцов деталей комплексной формы, полученных от иностранного партнера и изготовленных методом 3D-печати, и полученных традиционной технологией металлургического производства;
- произведен анализ и обобщены результаты совместных исследований.

Иностраным партнером - Падуанским университетом (Италия), в рамках третьего этапа проекта в соответствии с календарным планом проведены следующие виды работ:

- изготовлены детали комплексной формы для аэрокосмической индустрии из TRIP-сталей с традиционным и модифицированным составами;
- проведено исследование микроструктуры исследуемых образцов.

Результаты исследований оформлены и представлены в виде самостоятельного аннотационного отчета на английском языке на бланке организации. Перевод аннотационного отчета Падуанского университета включен в раздел 6 настоящего отчета о научном исследовании.

Все результаты, полученные в ходе реализации третьего этапа проекта, соответствуют требованиям, указанным в пункте 4 приложения 9 соглашения № 075-15-2021-1031 от «04» октября 2021 г.

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
ВВЕДЕНИЕ.....	9
1 Проведение патентных исследований.....	10
2 Проведение исследований технологических возможностей восстановления узлов и агрегатов с использованием порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера, методом лазерной наплавки.....	11
2.1 Технические параметры и характеристики объекта исследования	11
2.2 Восстановление деталей узлов и агрегатов методом лазерной наплавки порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера	12
2.3 Разработка рекомендаций по изготовлению объемных образцов из порошка TRIP-стали.....	18
2.4 Компьютерное мультимасштабное моделирование самоадаптационных свойств наплавленных элементов из стали с TRIP-эффектом.....	19
3 Проведение сравнительных исследований механических свойств (в т.ч. в условиях предельной деформируемости) образцов деталей комплексной формы, полученных от иностранного партнера и изготовленных методом 3D-печати, и полученных традиционной технологией металлургического производства	35
4 Проведение сравнительного исследования микроструктуры образцов деталей комплексной формы, полученных от иностранного партнера и изготовленных методом 3D-печати, и полученных традиционной технологией металлургического производства	43
4.1 Материал и методика исследования.....	43
4.2 Исследование микроструктуры исследуемых образцов деталей узлов и агрегатов с использованием порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера, методом лазерной наплавки	49
5 Анализ и обобщение результатов совместных исследований.....	75

5.1 Применение принципов технологической адаптации при управлении показателями качества в технологической системе «восстановление узлов и агрегатов с использованием порошка TRIP-стали».....	75
5.2 Разработка модели адаптивного управления качеством.....	76
5.3 Анализ влияния параметров SLM-процесса на качество получаемых изделий.....	79
5.3.1 Параметры, влияющие на качество изделий, получаемых SLM- методом.....	79
5.3.2 Влияние параметров SLM-процесса на микроструктуру.....	82
5.3.3 Влияние параметров SLM-процесса на механические свойства получаемых изделий.....	84
5.3.4 Влияние параметров SLM-процесса на образование дефектов	87
5.4 Рекомендации к построению технологического процесса получения изделий SLM-методом.....	90
5.4.1 Плотность энергии лазерного излучения.....	90
5.4.2 Скорость сканирования.....	91
5.4.3 Направление сканирования.....	91
5.4.4 Химический состав стали.....	91
5.4.5 Текучесть и плотность порошкового слоя.....	91
5.4.6 Толщина слоя порошка.....	91
5.5 Разработка модели адаптивного управления качеством изделий из порошковой TRIP-стали в ходе SLM-процесса.....	92
6 Исследования Падуанского университета (Италия)	102
6.1 Изготовление деталей комплексной формы для аэрокосмической индустрии из TRIP-сталей с традиционным и модифицированным составами.....	102
6.1.1 Производство материала.....	102
6.1.2 Производство по технологии L-PBF и оптимизация параметров.....	103

6.1.3 Оценка пористости.....	105
6.1.4 Измерение твердости.....	106
6.1.5 Термообработка и сравнение с макроматериалом.....	107
6.1.6 Результаты.....	108
6.2 Исследование микроструктуры исследуемых образцов.....	116
6.2.1 Результаты: общие аспекты и сложности.....	121
6.2.2 Микроструктура образцов, полученных по аддитивной технологии.....	122
6.2.3 Реакция сплавов, полученных по технологии L-PBF и по традиционной технологии, на изотермическую закалку с выдержкой в бейнитной области.....	123
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	128
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	133
ПРИЛОЖЕНИЕ 1 Акт изготовления образцов.....	139
ПРИЛОЖЕНИЕ 2 Протоколы механических испытаний образцов, полученных от иностранного партнера и изготовленных методом 3D-печати, и полученных традиционной технологией металлургического производства.....	141

ОПРЕДЕЛЕНИЯ, СОКРАЩЕНИЯ

TRIP-steel (Transformation Induced Plasticity steel) – трип-сталь (метастабильная высокопрочная аустенитная сталь с высокой пластичностью);

SLM (Selective Laser Melting) – селективное лазерное плавление;

САУК – система адаптивного управления качеством;

EBSD анализ (Electron Backscatter Diffraction) – анализ дифракции обратно рассеянных электронов;

L-PBF технология (Laser Powder Bed Fusion) – технология лазерного спекания порошков.

ВВЕДЕНИЕ

На третьем этапе проекта проводилось комплексное исследование потенциала восстановления деталей для аэрокосмической отрасли методом 3D-печати с использованием порошка из TRIP-стали.

С целью систематизации мирового опыта в данной области были проведены дополнительные патентные исследования по тематике изготовления из TRIP-сталей деталей методом 3D-печати, позволившие установить технический уровень имеющихся разработок в области 3D-печати изделий из порошковых материалов на основе металлов и спрогнозировать уровень развития способов 3D-печати и порошковых материалов для 3D-печати на основе металлов.

Поскольку помимо эксплуатационных характеристик отдельным вопросом в случае восстановления деталей становится их финишная обработка, на данном этапе проекта был разработан комплекс мультимасштабных конечно-элементных моделей. Разработанные модели включали в себя не только частные случаи эксплуатации восстановленных элементов в экстремальных условиях, но и исследования напряженно-деформированного состояния восстановленных частей деталей в условиях обработки резанием.

Для верификации результатов моделирования и практического подтверждения выдвигаемых на предыдущих этапах проекта гипотез, в кооперации с академическими партнерами проекта были восстановлены несколько базовых деталей машин различной степени разрушения и износа. Полученные детали в местах восстановления были глубоко изучены на предмет механических характеристик, а также с точки зрения металлографического анализа, что позволило не только подтвердить прогнозирующую способность разработанных моделей, но и выявить первичные закономерности влияния параметров процесса 3D-печати на качество получаемых изделий.

1 Проведение патентных исследований

В рамках третьего этапа исследований в соответствии с пунктом 3.1 Плана работ научного исследования (приложение №9 к Соглашению № 075-15-2021-1031 от «04» октября 2021 г.) были проведены дополнительные патентные исследования по тематике возможности изготовления из TRIP-сталей деталей методом 3D-печати. Результаты патентных исследований оформлены и представлены в виде самостоятельного отчета о патентных исследованиях в соответствии с ГОСТ Р 15.011-96.

Дополнительные патентные исследования позволили установить, что перспективным направлением разработок в области аддитивных технологий, является разработка новых химических композиций металлических порошков, обеспечивающих изготовление изделий с различными специальными свойствами, в том числе с TRIP-эффектом. При этом определяющим признаком порошковых материалов на основе металлов для аддитивных технологий является их химический и гранулометрический состав. Широкое применение в качестве основы порошковых материалов для 3D-печати нашли цветные металлы, такие как титан, кобальт, никель, алюминий, а также сплавы на их основе. Порошки из сталей со специальными свойствами являются перспективным материалом 3D-печати для различных изделий машиностроительной отрасли.

Полученные результаты соответствуют требованиям к выполнению работ по проекту, указанным в подпункте 4.1.11 пункта 4 приложения 9 соглашения № 075-15-2021-1031 от «04» октября 2021 г.

2 Проведение исследований технологических возможностей восстановления узлов и агрегатов с использованием порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера, методом лазерной наплавки

2.1 Технические параметры и характеристики объекта исследования

Объектом исследования является лазерная наплавка порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера. Сталь с TRIP-эффектом является перспективным материалом с точки зрения сохранения феноменально высокого уровня пластичности при очень высоком уровне прочности (предел прочности на растяжение до 600-800 МПа, относительное удлинение до 30 %). В этих сталях аустенитная фаза сохраняется до низких температур и при деформации при комнатной температуре постепенно превращается в мартенсит, обеспечивая повышенную степень упрочнения. Это предотвращает локализацию деформации (образование шейки при растяжении), обеспечивает равномерную деформацию по всей длине образца. При этом благоприятное влияние мартенсита на пластичность стали проявляется лишь тогда, когда образование мартенсита сопровождает начало локализации деформации; более раннее образование мартенсита ухудшает пластичность. Для этого необходимо наличие значительного количества аустенита, стабильного при комнатной температуре.

Поскольку высокая пластичность TRIP-стали является следствием образования мартенсита в процессе деформации, то хорошая штампуемость (способность деформироваться при формоизменяющих операциях листовой штамповки без разрушения) зависит не только от количества остаточного аустенита, но и от его стабильности в процессе пластической деформации: остаточный аустенит в процессе пластической деформации должен постепенно превращаться в мартенсит. Низкоуглеродистые стали демонстрируют именно такое поведение остаточного аустенита.

Высокопрочные TRIP-стали должны содержать Si 1-2 % (или аналогичные ему стабилизаторы феррита). Кремний способствует образованию некоторого количества доэвтектоидного феррита во время охлаждения после нагрева в межкритическом интервале, замедляет выделение цементита в процессе бейнитного превращения. Это способствует диффузии углерода в аустенит и усиливает его обогащение углеродом. Кроме того, такие стали, как правило, содержат Mn 0,9-2,8 %, способствующего снижению температуры превращения и увеличению количества остаточного аустенита. Установлено также, что микролегирование алюминием улучшает как пластические, так и прочностные свойства, что является следствием получения более мелкозернистой структуры, а также увеличивает количество остаточного аустенита даже при недлительном отжиге.

Таким образом, в качестве базового состава высокопрочной TRIP-стали можно принять следующий: C 0,3 – 0,5 %, Mn 2,5 – 4,0 %, Si до 4 %, Al до 1%.

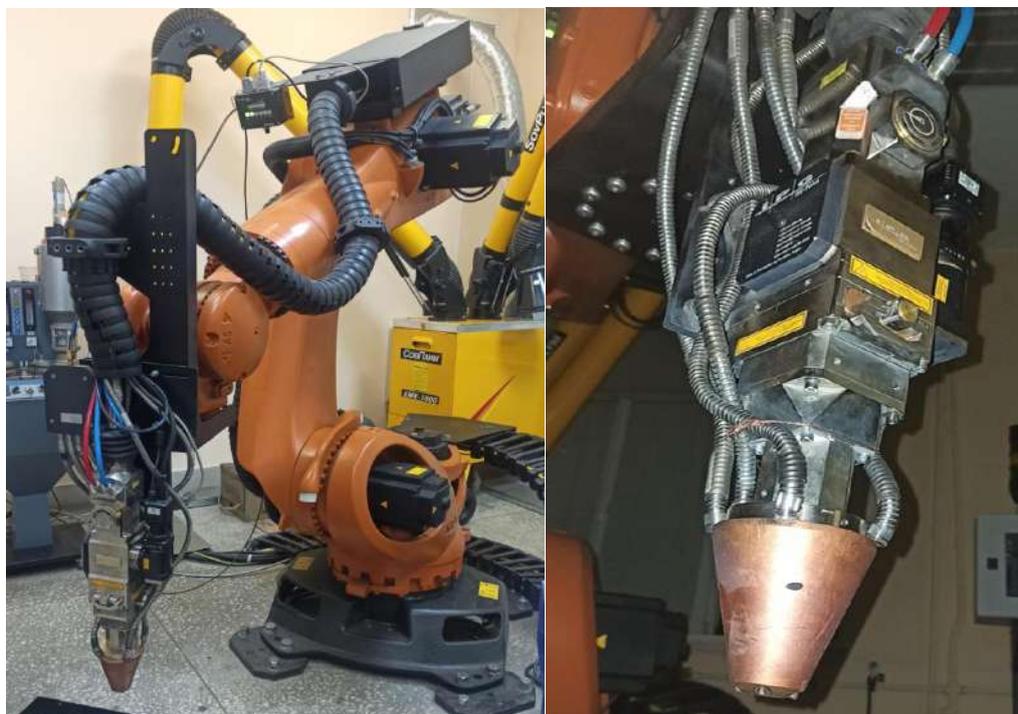
Требования к наплавляемому покрытию:

- Твердость по HRC от 40 до 63 единиц.
- Высота наплавленного объема толщиной от 2,0 до 10,0 мм.
- Высокая адгезионная стойкость наплавленного покрытия.
- Закрытая пористость $\leq 1,5$ %.
- Отсутствие трещин.

2.2 Восстановление деталей узлов и агрегатов методом лазерной наплавки порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера

Лазерную наплавку порошка Pometon, Polvere Metallica 3D printing tipo 11356, полученного от иностранного партнера, осуществляли с помощью роботизированного комплекса лазерной наплавки FL-Clad-R4. Комплекс оснащен пятиосевым промышленным роботом KUKA R-120 грузоподъемностью 120 кг (рисунок 2.1, а), волоконным иттербиевым лазером LS-4 (IPG Photonics) мощностью 4 кВт, головой оптической для сварки FLW D50L (IPG Photonics) с подачей порошка в зону наплавки с

помощью четырехосевой питающей насадки (рисунок 2.1, б), а также двухосевым позиционером KUKA DKP-400 грузоподъемностью 400 кг (рисунок 2.2).



а

б

Рисунок 2.1 – Робот KUKA R-120 (а) и голова оптическая для сварки FLW D50L (IPG Photonics) (б)



Рисунок 2.2 – Двухосевой позиционер KUKA DKP-400

Лазерную наплавку порошка TRIP-стали Pometon, Polvere Metallica 3D printing tipo 11356, полученного от иностранного партнера, осуществляли

путем прямого движения лазерного луча по поверхности подложки. Схема движения оптической головы представлена на рисунке 2.3.

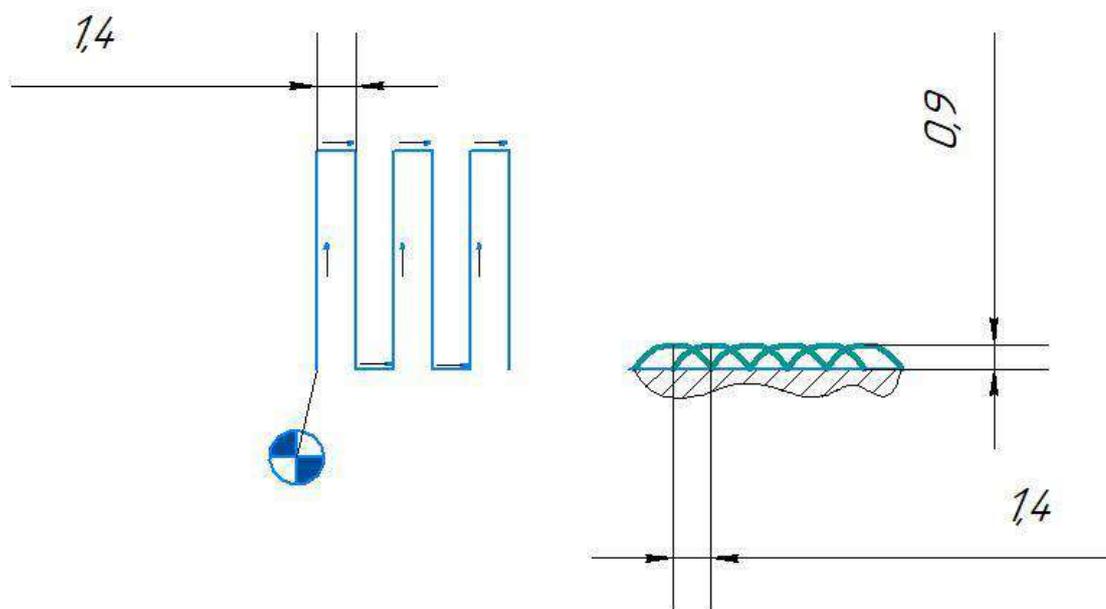


Рисунок 2.3 – Схема движения оптической головы в процессе наплавки порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера

Для обеспечения необходимой толщины наплавки данная схему повторяли 11 раз с подъемом оптической головы на 1 мм по высоте при наплавке нового слоя без какого-либо осевого смещения при переходе от слоя к слою. Было отработано три режима наплавки (таблица 2.1).

Таблица 2.1 – Технологические параметры лазерной наплавки порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера

Порошок	Положение коллиматора	Мощность (Вт)	PRM%	V (мм/с)	d пятна, мм	Смещение	Наклон	Высота наплавленного слоя, мм	Расход порошка (г/мин)
Pometon, Polvere Metallica 3D printing tipo 11356	0	1000	4	8	2	1,4	0	1	6,0
Pometon, Polvere Metallica 3D printing tipo 11356	0	1400	6	12	2	1,4	0	0,8	9,0
Pometon, Polvere Metallica 3D printing tipo 11356	0	1200	5	10	2	1,4	0	1	7,5

Экспериментальным путем установлено, что оптимальным с точки зрения расхода порошка и используемой мощности является следующий режим: скорость 10 мм/с, диаметр луча при этом составляет 3 мм, мощность лазерного излучения 1200 Вт, смещение между проходами лазерной головой составляет 1,4 мм. При таком режиме лазерной наплавки толщина наплавленного слоя составляет 1 мм. При многослойном нанесении толщина наплавленного слоя несколько уменьшается вследствие переплавления с предыдущими слоями. Таким образом, достигается однородная структура в верхних слоях наплавки.

Лазерной наплавкой порошка TRIP-стали было осуществлено восстановление деталей, а именно, коническая шестерня прямозубая, полумуфта зубчатая и деталь типа вал с проточкой, которые можно считать

прототипами самоадаптирующихся под внешнее экстремальное воздействие деталей машин и механизмов, в том числе, деталей аэрокосмической отрасли.

Дальнейшая окончательная механическая обработка и измерение геометрических размеров восстановленных деталей показали соответствие их чертежным размерам.

Образцы деталей узлов и агрегатов, полученные МГТУ им. Г. И. Носова, были восстановлены методом лазерной наплавки стали с TRIP-эффектом из порошка иностранного партнера (этапы восстановления показаны на рисунке 2.4), что подтверждается актом изготовления образцов (приложение 1).



Рисунок 2.4 – Восстановление деталей узлов и агрегатов методом лазерной наплавки порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера:
 а-в - исходное состояние; г-е – процесс лазерной наплавки;
 ж-и – восстановленные детали; а, г, ж – восстановление конической шестерни прямозубой; б, д, з - восстановление полумуфты зубчатой;
 в, е, и – восстановление детали типа вал с проточкой

2.3 Разработка рекомендаций по изготовлению объемных образцов из порошка TRIP-стали

Проведение опытов по лазерной наплавке порошка Pometon, Polvere Metallica 3D printing tipo 11356, полученного от иностранного партнера, дает нам основание утверждать, что этот материал пригоден для восстановления металлических деталей. В качестве рекомендаций по изготовлению объемных образцов из порошка TRIP-стали могут быть предложены режимы лазерной наплавки, представленные в таблице 2.2.

Таблица 2.2 – Технологические параметры лазерной наплавки порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера

Подложка	Предварительный подогрев, °С	Порошок	Мощность (Вт)	V (мм/с)	d пятна, мм	Смещение	Наклон, °	Расход порошка (г/мин)
Тонкие стальные пластины	-	Порошок TRIP-стали	1000	7	2	1,4	0-3	6,0
Массивное стальное тело	200-300	Порошок TRIP-стали	1600	12	2	1,4	0-3	9,0
Толщина наплавки сопоставима с толщиной подложки	300-400	Порошок TRIP-стали	1400	10	2	1,4	0-3	7,5

Исследование микроструктуры объемного образца из TRIP-стали и наличие дефектов в виде групповых пустот, полостей округлой формы, возникающих из-за высокого уровня выделяющихся газов в результате окисления углерода, содержащегося в порошке (см. главу 3), является основанием для формулировки следующих рекомендаций по изготовлению объемных деталей. Рекомендуется проводить предварительный подогрев подложки либо восстанавливаемой детали до температур 200-400°С. При

этом происходит достаточно существенное снижение твердости и повышение вязкости стали подложки. Помимо предварительного подогрева при лазерной наплавке покрытий также целесообразно увеличивать мощность наплавки в верхних слоях, либо при указанных в таблице 2.2 уровнях мощности уменьшать скорость наплавки с целью увеличения времени кристаллизации металла в зоне наплавки. Это позволит образующимся газам удаляться из зоны наплавки, что будет способствовать уменьшению количества пор в полученных образцах и покрытиях.

Применение порошка TRIP-стали обеспечивает высокую адгезию наплавленных покрытий вследствие высокой степени переплавления наплавляемого материала с подложкой, а также высокую пластичность наплавленного покрытия (либо объемных тел) при деформации. Результаты проведенных исследований позволяют судить о возможности использования лазерной наплавки для получения покрытий и объемных деталей.

2.4 Компьютерное мультимасштабное моделирование самоадаптационных свойств наплавленных элементов из стали с TRIP-эффектом

С целью исследования потенциала восстановления деталей для аэрокосмической индустрии и свойствообразующих параметров напряженно-деформированного состояния в ходе их эксплуатации и предварительной обработки был разработан комплекс конечно-элементных моделей, учитывающий полученные экспериментальные данные восстановленных образцов и микромеханику деформирования исследуемого материала.

В первой модели исследовался процесс трехточечного изгиба ранее упомянутой восстановленной стержневой детали, в которой боковые выточенные части были восстановлены посредством стального порошка с TRIP-эффектом. Общий вид модели представлен на рисунке 2.5.

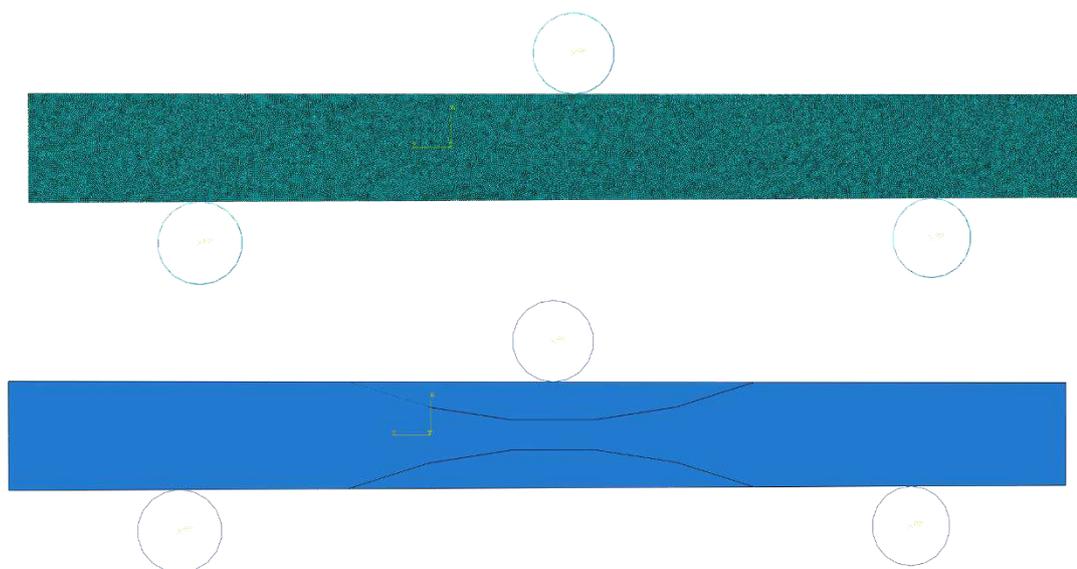


Рисунок 2.5 – Общий вид сборки модели трехточечного изгиба

Анализ результатов (рисунки 2.6-2.8) показал, что несмотря на относительно малое поперечное сечение детали с исходным материалом, трехточечный изгиб после восстановления этой детали не приводит к какому-либо разрушению или его инициированию на ее поверхности.

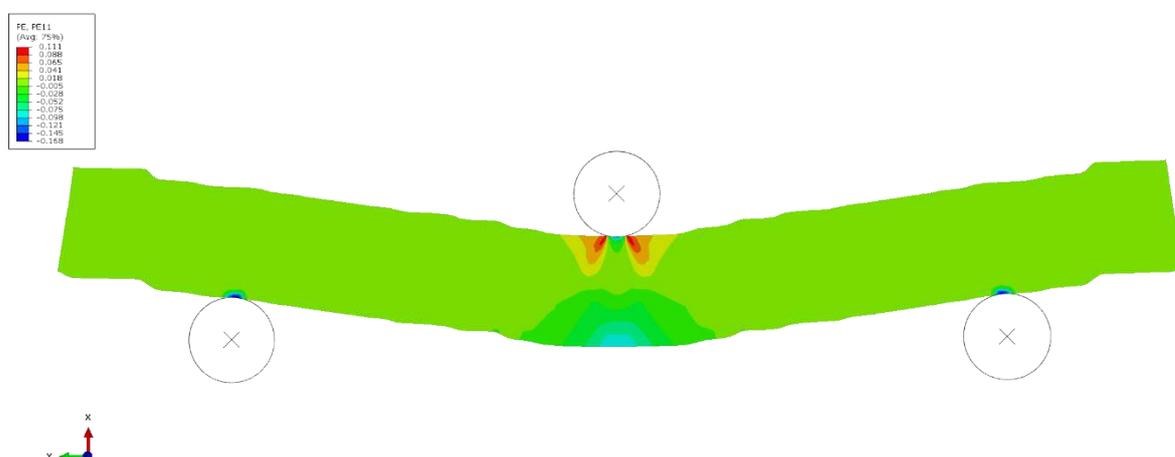


Рисунок 2.6 – Распределение деформаций в направлении оси X

Распределение деформаций в направлении оси X показало, что в месте касания с движущимся изгибающим элементом наблюдается локализация сжимающей деформации со значениями 0.098-0.110. При этом на обратной стороне деформируемого образца наблюдаются напряжения растяжения,

которые фактически распределены во всем объеме наплавленной стали с TRIP-эффектом, в диапазоне значений от 0.075 до 0.098.

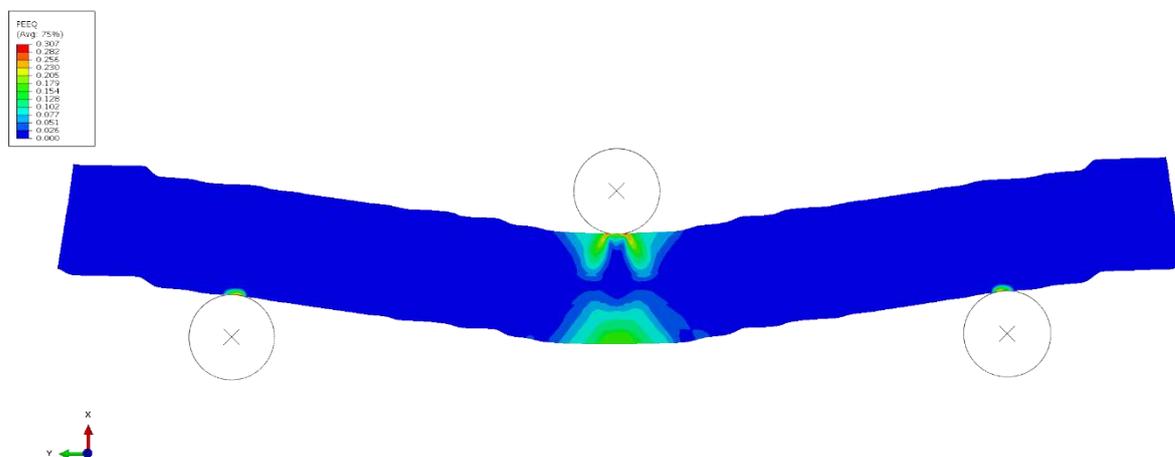


Рисунок 2.7 – Распределение эквивалентных деформаций

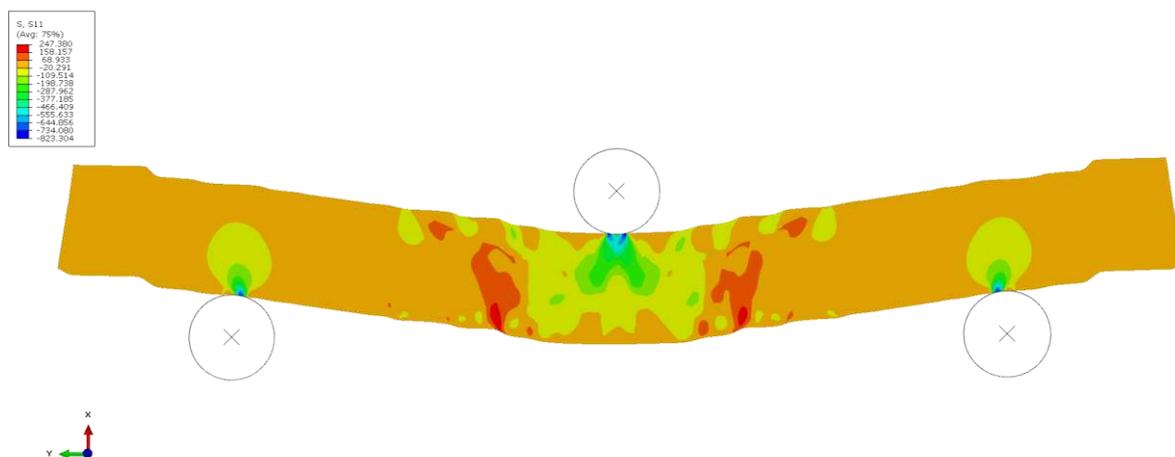


Рисунок 2.8 – Распределение напряжений в направлении оси X

При этом распределение эквивалентных деформаций наглядно показывает, что в исследуемом случае трехточечного изгиба восстановленная часть полностью локализует в себе всю деформацию, полностью меняя считающееся традиционным поведение детали в условиях изгиба.

Далее для данного случая было проведено мультимасштабное компьютерное моделирование с использованием полученных ранее на

первом этапе проекта репрезентативных объемных элементов, позволяющее учесть микромеханику деформирования наплавленной стали с TRIP-эффектом.

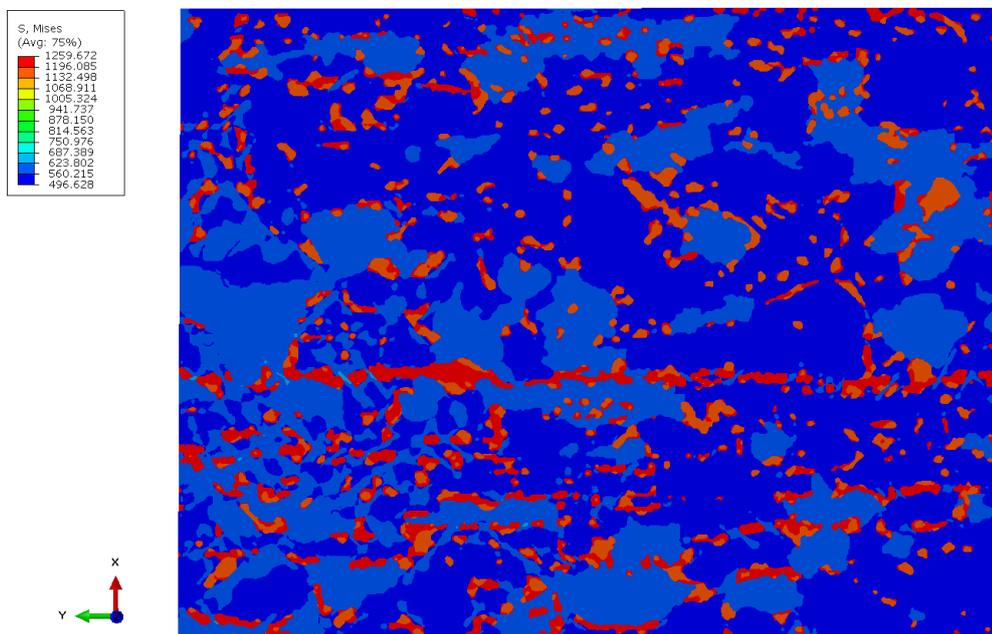


Рисунок 2.9 – Распределение напряжений Мизеса на микроуровне в зоне, контактирующей с инструментом

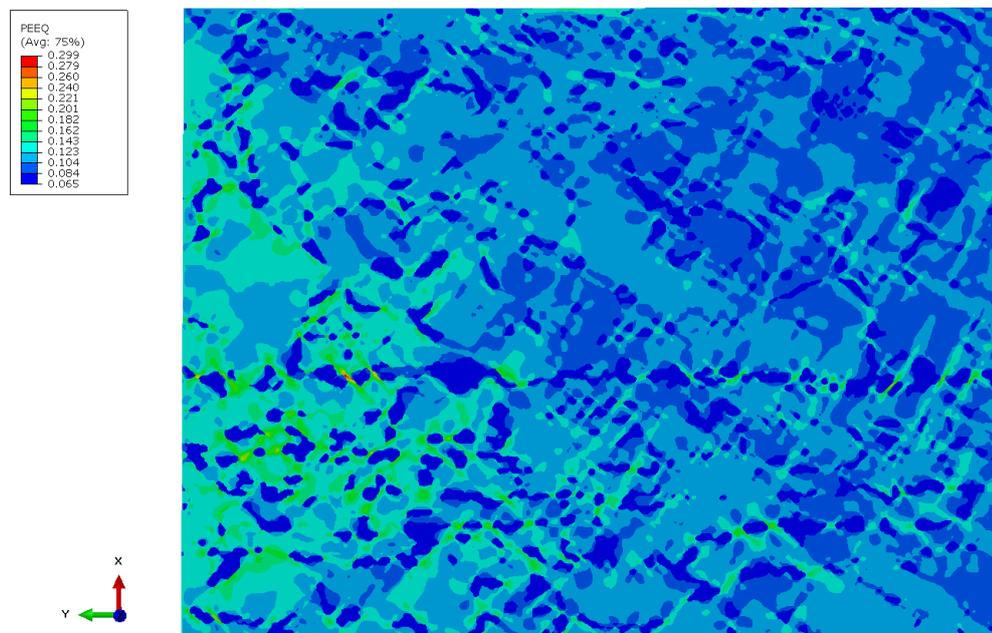


Рисунок 2.10 – Распределение эквивалентных деформаций на микроуровне в зоне, контактирующей с инструментом

Анализ напряжений Мизеса и эквивалентных деформаций в зоне, контактирующей с инструментом (рисунки 2.9-2.10), показал, что прочный бейнит является концентратором всех напряжений, вследствие чего вблизи большого скопления его зерен в первую очередь начинается деформирование (и как следствие, трансформация) остаточного аустенита. Наиболее наглядно это демонстрируется в левой нижней части изображений.

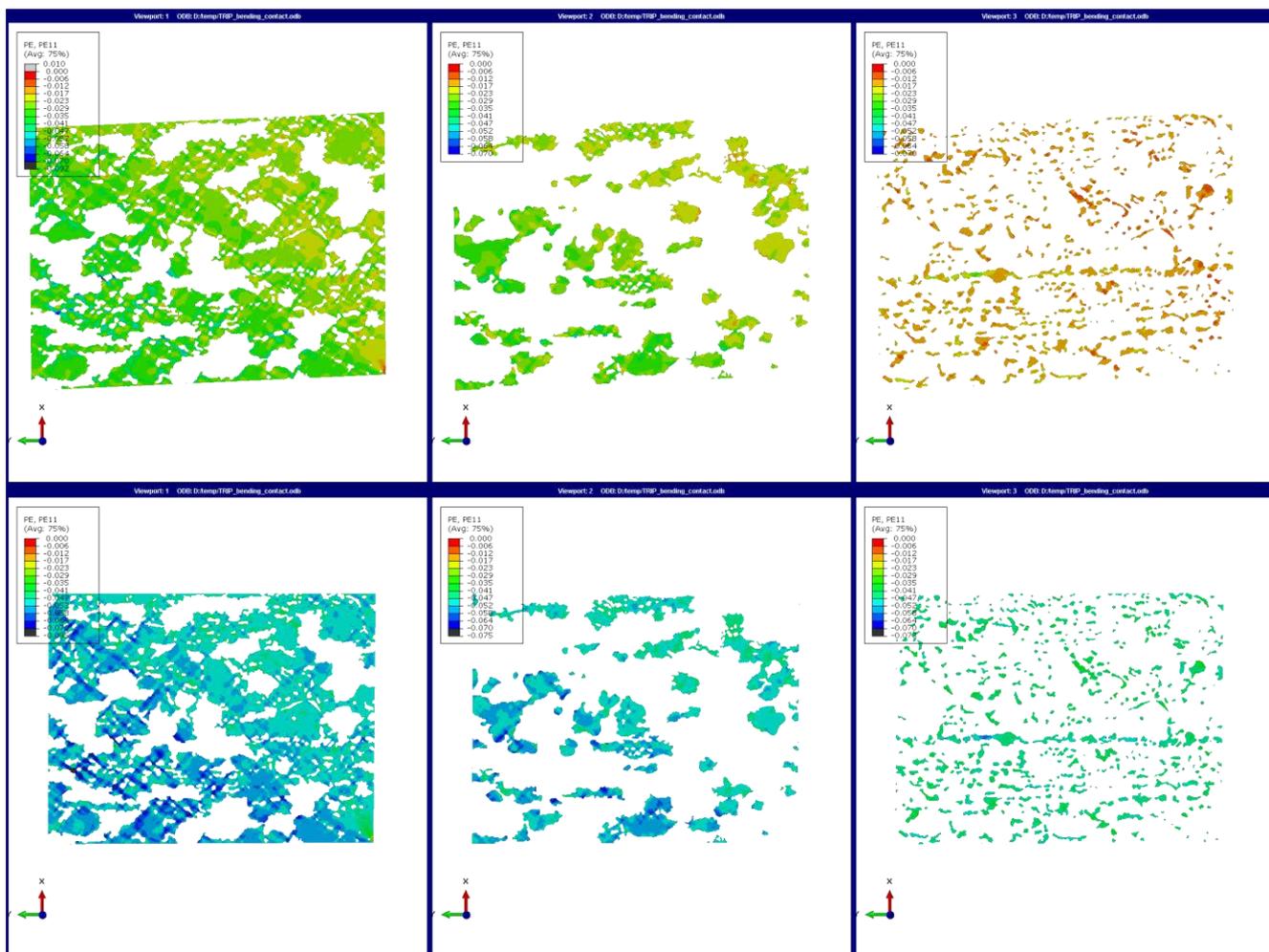


Рисунок 2.11 – Распределение деформаций в направлении оси X в ферритной матрице (слева), остаточном аустените (центр) и бейните (справа) в зоне, контактирующей с инструментом, в начале и конце процесса изгиба

Рассмотрение данной зоны в динамике (рисунок 2.11) показывает, что вследствие локализованных деформаций сжатия остаточный аустенит начинает трансформироваться уже на самых ранних стадиях процесса изгиба

и уже в конце процесса трансформирован в более прочный мартенсит практически полностью. Наличие прочного бейнита в исходной микроструктуре, а также появление зерен прочного мартенсита вследствие трансформации приводят также к интенсивной деформации ферритной матрицы в данном участке микроструктуры, что особенно заметно в левой части репрезентативного объема.

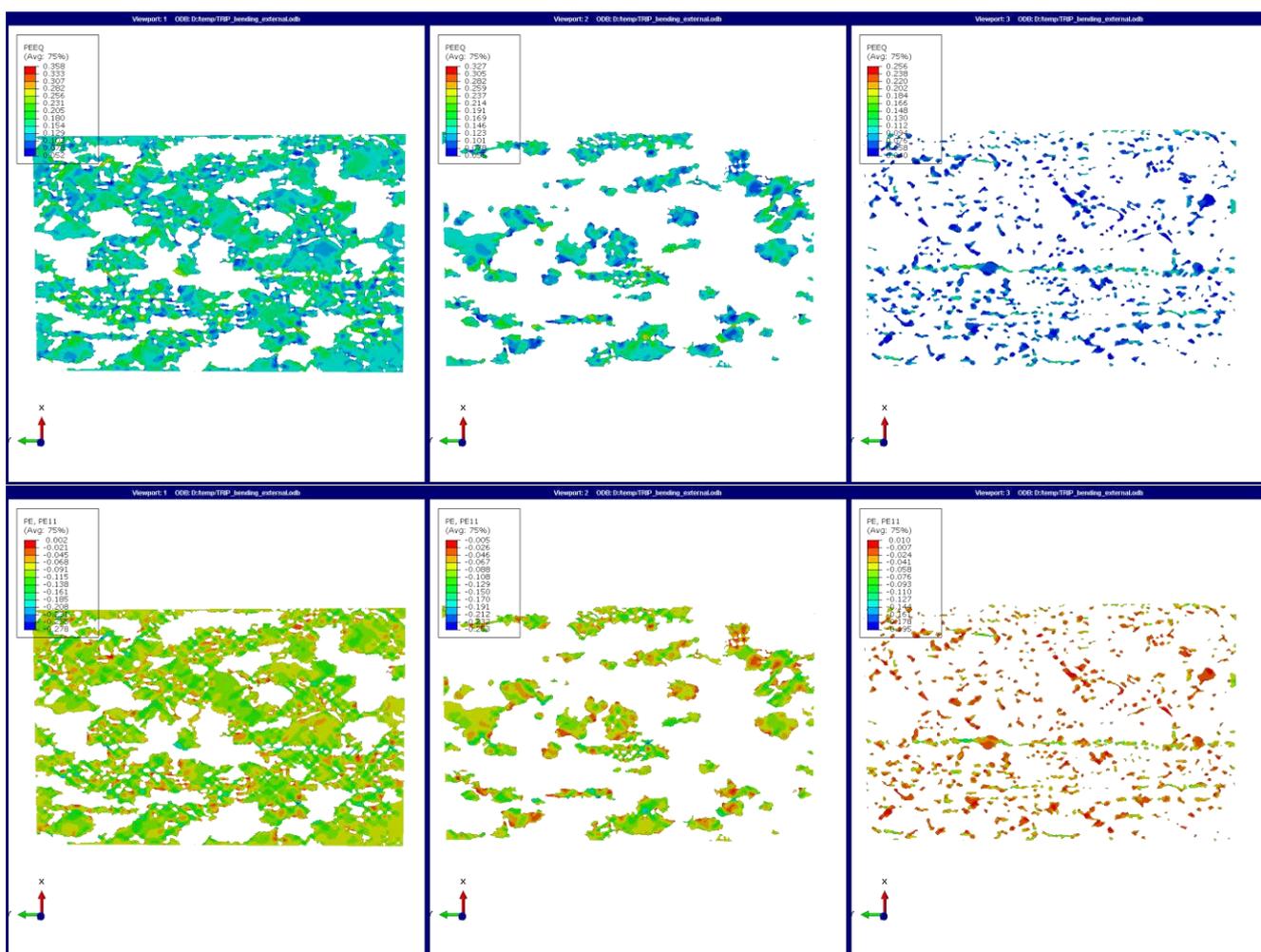


Рисунок 2.12 – Распределение деформаций в направлении оси X (снизу) и эквивалентных деформаций (сверху) в ферритной матрице (слева), остаточном аустените (центр) и бейните (справа) в зоне, противоположной контактной

Аналогичный анализ деформаций на микроуровне для зоны с обратной стороны изгибаемой заготовки (рисунок 2.12) показал, что остаточный

аустенит в этой области деформируется и трансформируется в мартенсит более интенсивно, чем в ранее описанной. На данном участке в силу более равномерного напряженно-деформированного состояния на макроуровне, ярко выраженной локализации деформации не наблюдается, что приводит к равномерной деформации остаточного аустенита во всем репрезентативном объеме и на всех стадиях изгиба.

Следующая серия моделей была разработана с использованием 3D-сканирования разрушенных деталей машиностроения посредством приобретенного в рамках проекта сканера с высоким разрешением, позволяющим зафиксировать все несовершенства геометрии восстановленных элементов после процесса наплавки стального порошка (рисунок 2.13).

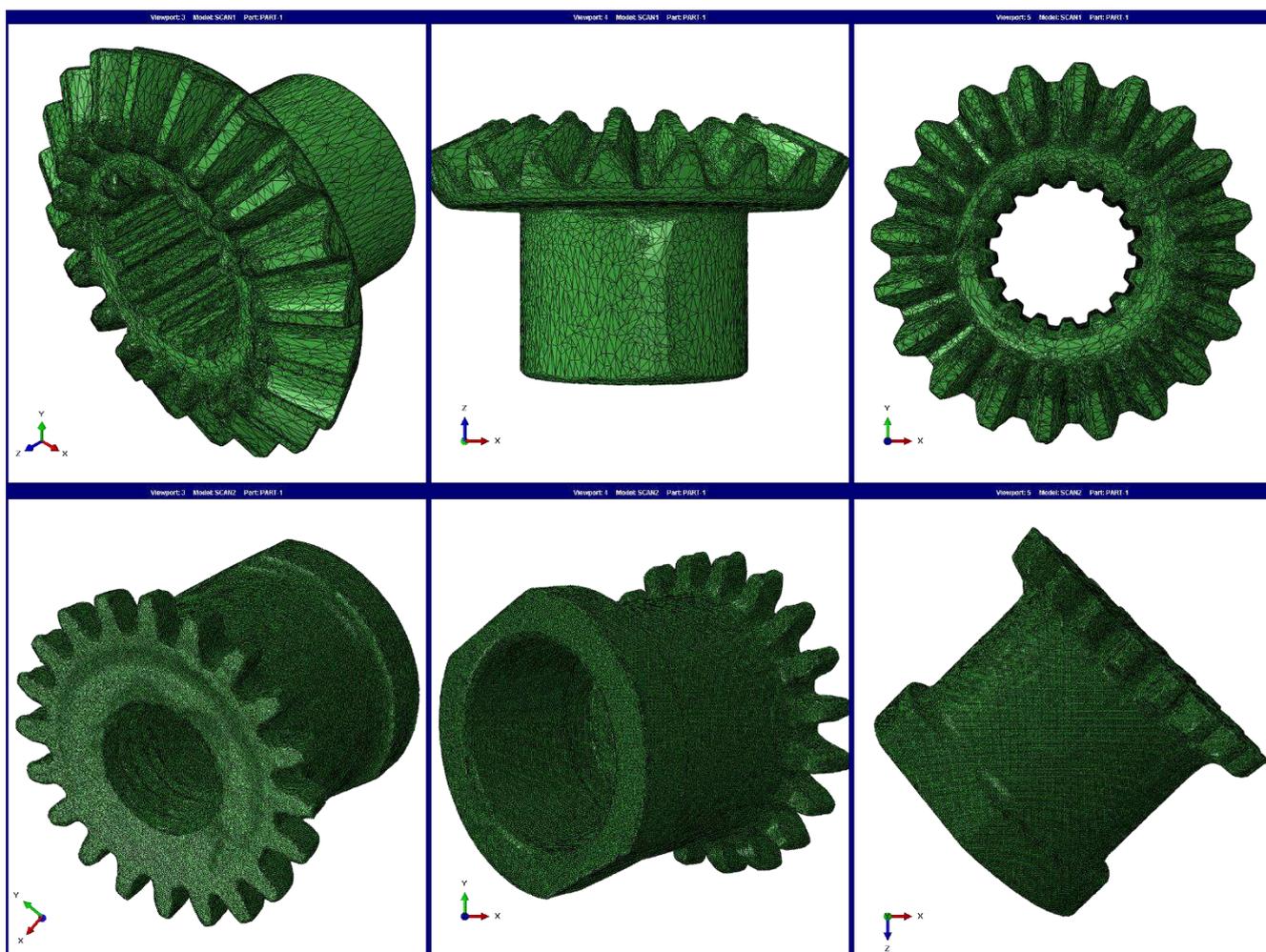


Рисунок 2.13 – Цифровые копии восстановленных деталей, полученные посредством 3D-сканирования

Модели были представлены в виде высокополигональных элементов в формате STL, включающих около 1.5 миллиона элементов каждая. Точность моделирования составляла 0.05мм.

В силу несовершенств геометрии восстановленных деталей они должны подвергаться определенным предварительным обработкам, позволяющим полноценно восстановить их потенциальное функциональное назначение. Так, например, внутренние зубья отсканированной выше конической передачи традиционно получают посредством нарезки при помощи протяжки специального технологического инструмента (рисунок 2.14).



Рисунок 2.14 – Пример реализации процесса нарезки внутренних зубьев путем протяжки

Для этого из упомянутой модели был изъят сегмент с восстановленными внутренними зубьями, и для него моделировался упомянутый процесс протяжки (рисунок 2.15).

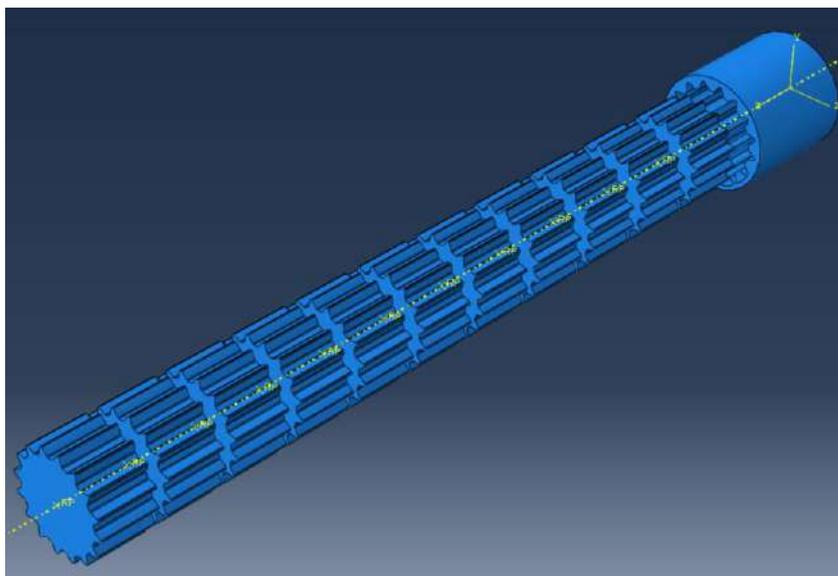


Рисунок 2.15 – Общий вид модели процесса нарезки внутренних зубьев восстановленной детали путем протяжки

Анализ напряженно-деформированного состояния в процессе нарезки внутренних зубьев восстановленной детали путем протяжки (рисунок 2.16) показал, что в процессе нарезки удается практически полностью восстановить исходную геометрию зубьев, но получив при этом функциональные выгодные преимущества сталей с TRIP-эффектом.

В частности, при реализации процесса протяжки поверхность восстановленных зубьев в местах удаления лишнего наплавленного материала получает интенсивное поверхностное упрочнение за счет реализации TRIP-эффекта. Это, в свою очередь, потенциально благоприятно сказывается на дальнейшей эксплуатации восстановленной детали, так как ранее поврежденный элемент детали становится наиболее устойчивым к дальнейшим внешним воздействиям, в т.ч. в условиях экстремальных и непрогнозируемых нагрузок. Более того, теоретически становится возможным уже на этапе восстановления отдельных элементов детали приближать их механические свойства к характеристикам материала всей остальной детали в довольно широких количественных диапазонах, обусловленных традиционным скачкообразным ростом прочности стали с

TRIP-эффектом из-за локального мартенситного превращения. При этом поверхность обрабатываемых элементов из-за реализации локального упрочнения в процессе отрыва частиц с поверхности детали будет максимально приближена к рабочему состоянию относительно случаев, когда она была бы изготовлена из рядовых марок стали.

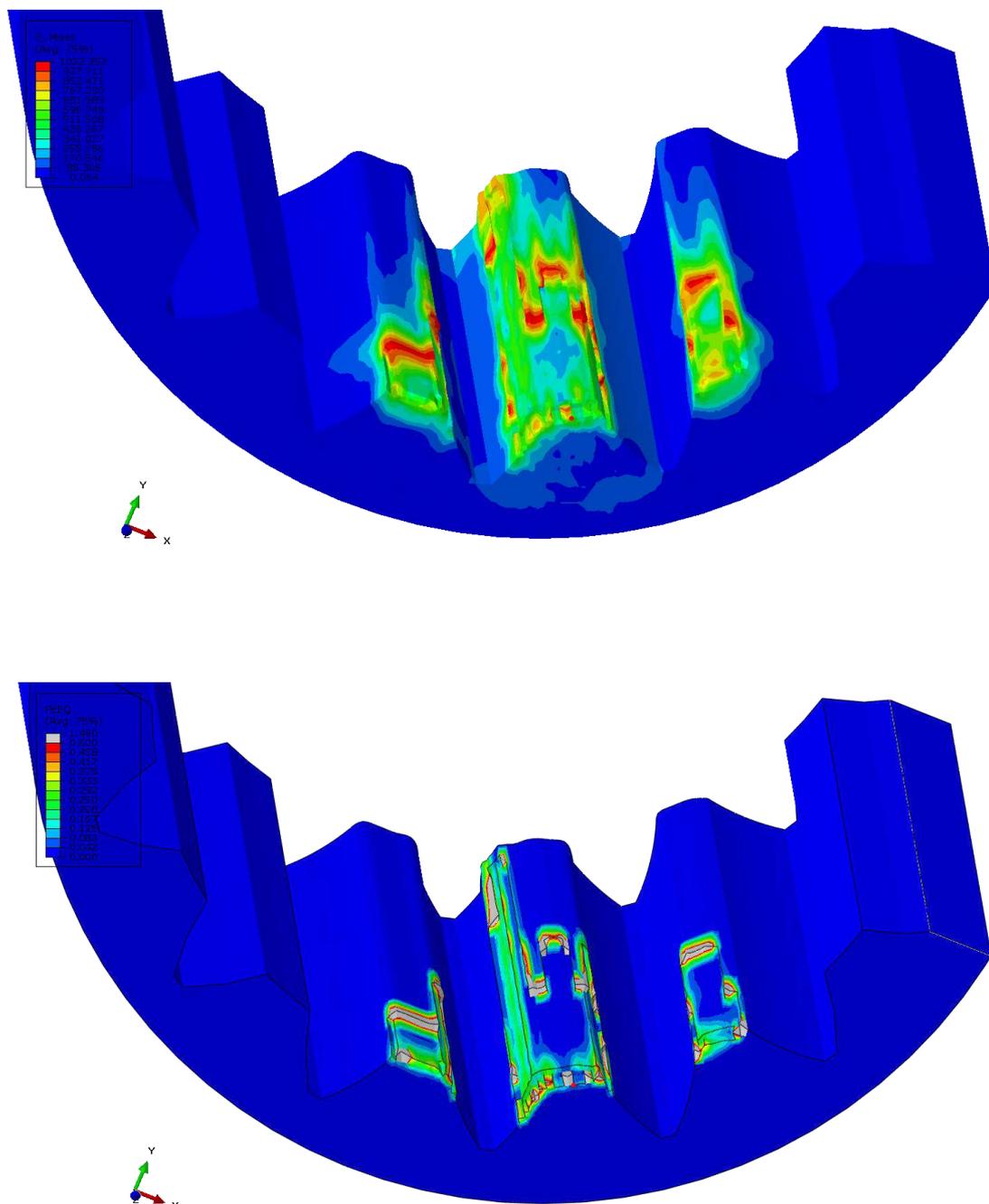


Рисунок 2.16 – Распределение напряжений Мизеса и эквивалентных деформаций в процессе нарезки внутренних зубьев восстановленной детали путем протяжки

Далее для исследования поведения восстановленной детали в условиях экстремального воздействия моделировался наиболее неблагоприятный для исследуемой детали случай внутреннего проворачивания зубчатой оси. Сравнение (рисунки 2.17-2.18) деформированного состояния в двух случаях для исходной детали и восстановленной показало, что восстановленные внутренние зубья, обладающие свойствами TRIP-стали, в рассматриваемом экстремальном воздействии не просто замедляют разрушение всех остальных зубьев, выступая своего рода стопором, но и изменяют деформированное состояние всей детали в благоприятную сторону.

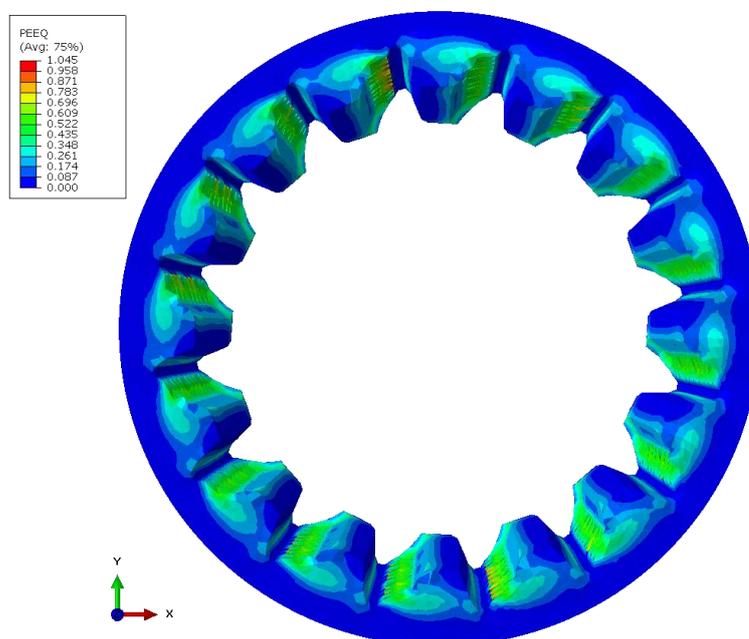


Рисунок 2.17 – Распределение эквивалентных деформаций в случае проворачивания внутренней оси в исходной детали

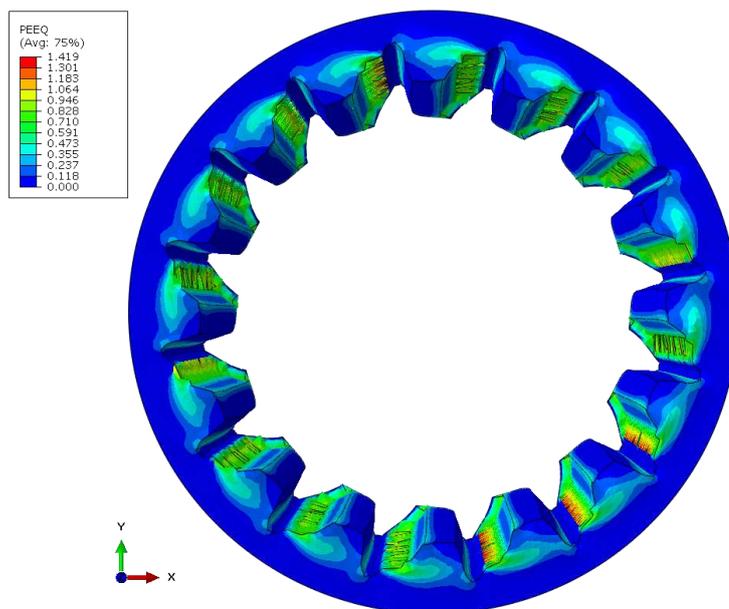


Рисунок 2.18 – Распределение эквивалентных деформаций в случае проворачивания внутренней оси в детали с восстановленными при помощи стали с TRIP-эффектом зубьями

Для анализа микромеханики деформирования в восстановленных зубьях была разработана синтетическая 3D-модель репрезентативного объемного элемента микроструктуры (рисунок 2.19).

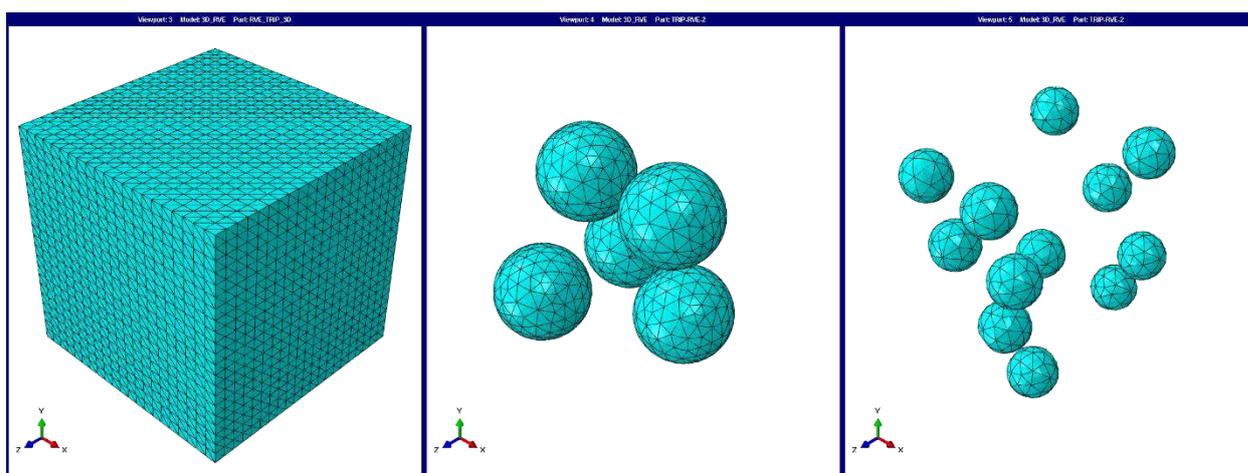


Рисунок 2.19 – 3D RVE с распределением остаточного аустенита (центр) и бейнита (справа)

Посредством представленного репрезентативного объема исследовалось напряженно-деформированное состояние на микроуровне стали с TRIP-эффектом в трех последовательных восстановленных зубьях (рисунок 2.20).

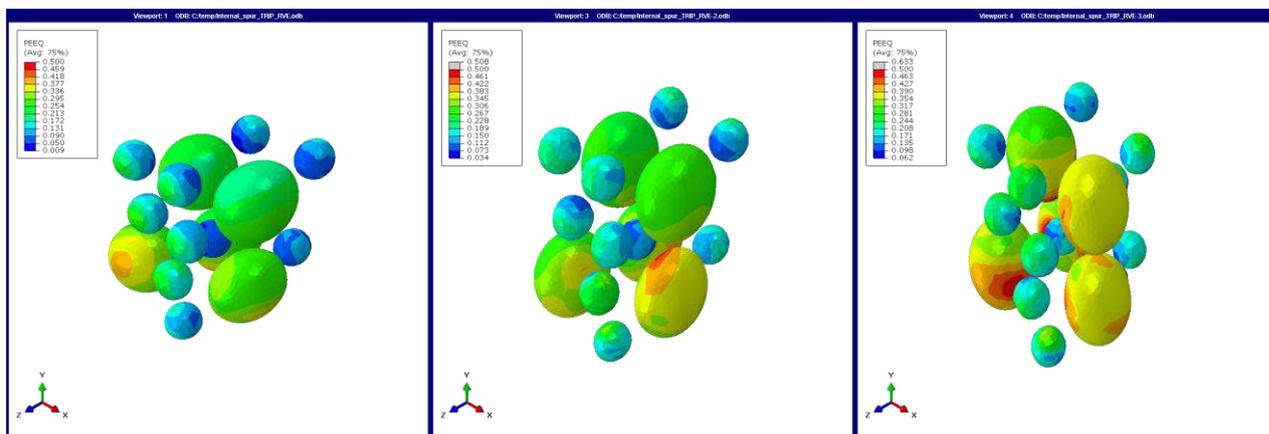


Рисунок 2.20 – Распределение эквивалентных деформаций в зернах бейнита и остаточного аустенита в трех последовательных восстановленных зубьях

Результаты моделирования показали, что в рассматриваемом случае каждый последующий восстановленный с применением стали с TRIP-эффектом внутренний зуб поглощает за счет мартенситного превращения остаточного аустенита большее количество энергии разрушения, чем предыдущий. Вследствие чего, у восстановленной детали не просто появляется адаптационный потенциал для экстремальных условий эксплуатации, но и теоретически возникает возможность реализации своего рода аналога «программируемой деформации», которая активно применяется в автомобилестроении.

Для наглядной демонстрации реализации данной концепции был дополнительно смоделирован случай разрушения крыльчаток турбокомпрессора влетающими в ходе его вращения круглыми элементами (рисунок 2.21).

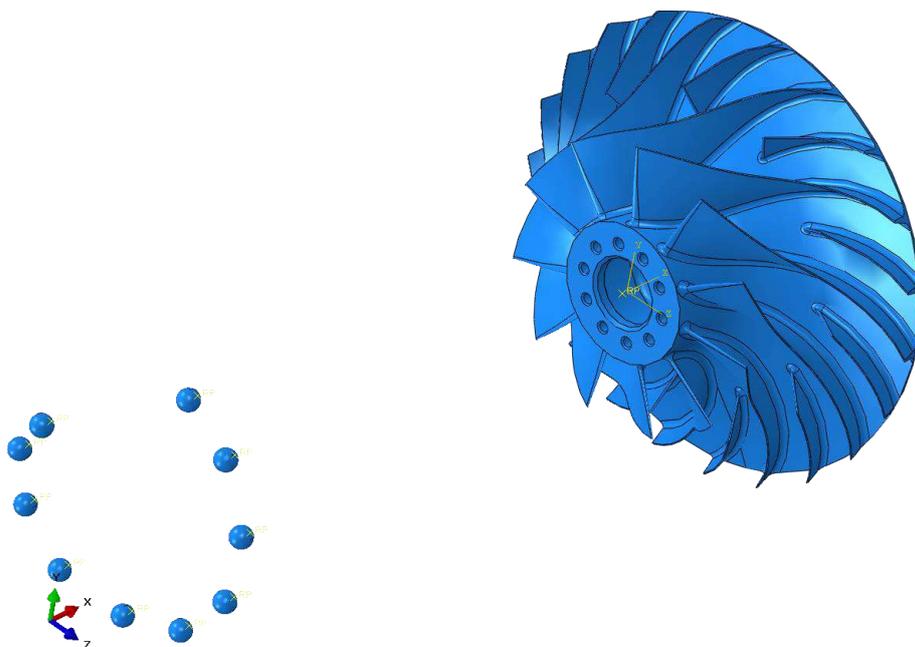


Рисунок 2.21 – Общий вид модели разрушения вращающегося элемента турбокомпрессора ансамблем абсолютно твердых элементов

На рисунке 2.22 представлены распределения напряжений Мизеса и эквивалентных деформаций при разрушении вращающегося элемента турбокомпрессора, восстановленного посредством стали с TRIP-эффектом и стали без TRIP-эффекта. Моделирование показало, что при восстановлении крыльчаток компрессора сталью с TRIP-эффектом в момент попадания в него твердых элементов количество отделившихся элементов минимально, а сами крыльчатки складываются по направлению вращения. При этом в обычном компрессоре крыльчатки отделяются от основной части и потенциально могут нанести вред последующим элементам системы.

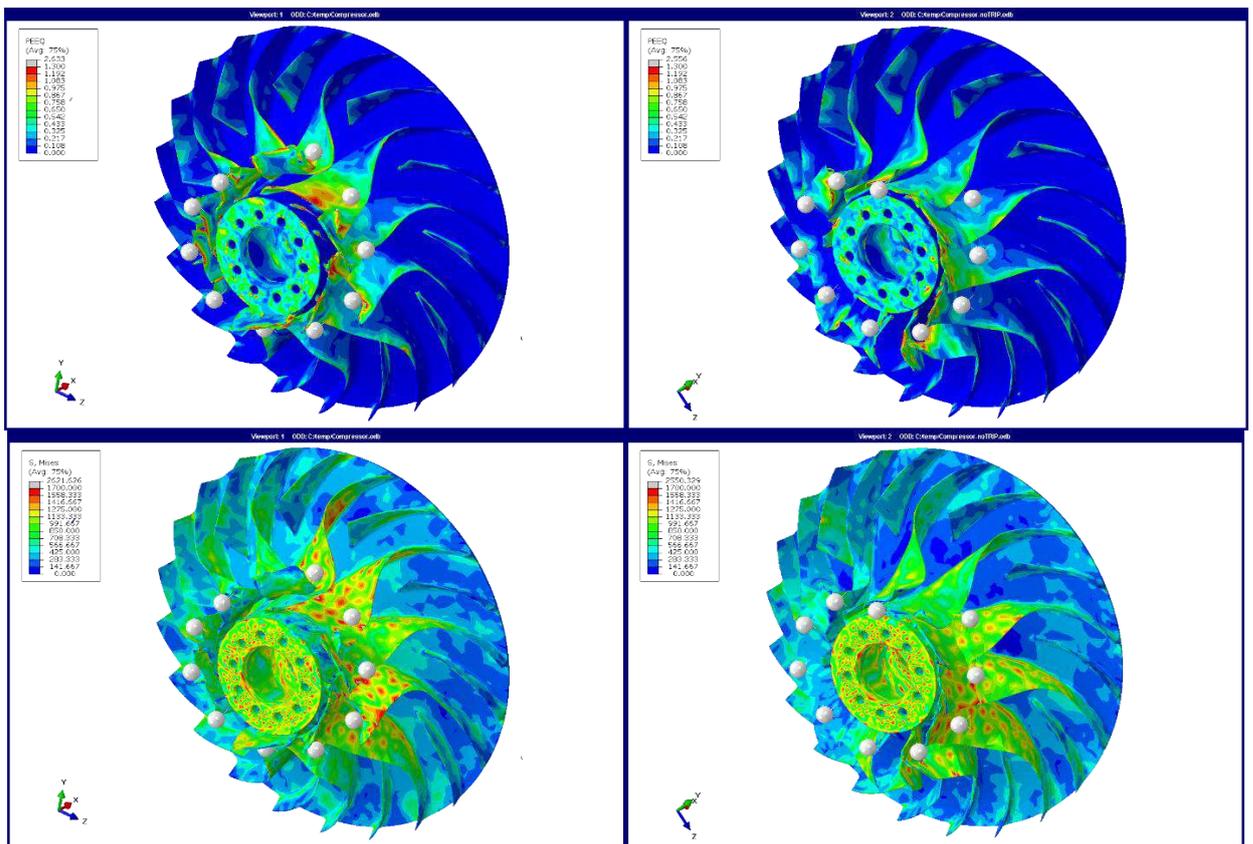


Рисунок 2.22 – Распределение напряжений Мизеса и эквивалентных деформаций при разрушении вращающегося элемента турбокомпрессора, восстановленного посредством стали с TRIP-эффектом (слева) и стали без TRIP-эффекта (справа)

Последней моделью была симуляция процесса обработки резанием восстановленных зубьев детали (рисунок 2.23).

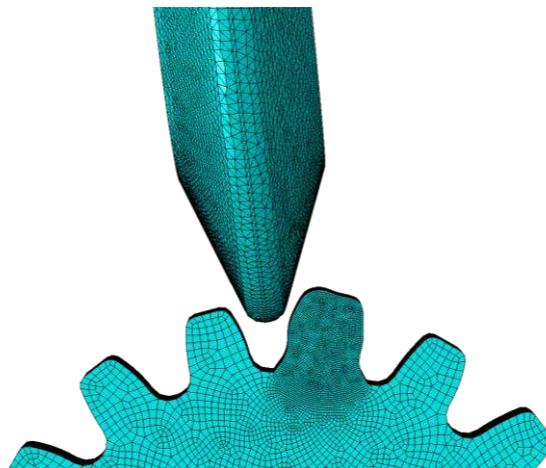


Рисунок 2.23 – Общий вид модели процесса обработки резанием восстановленного зуба

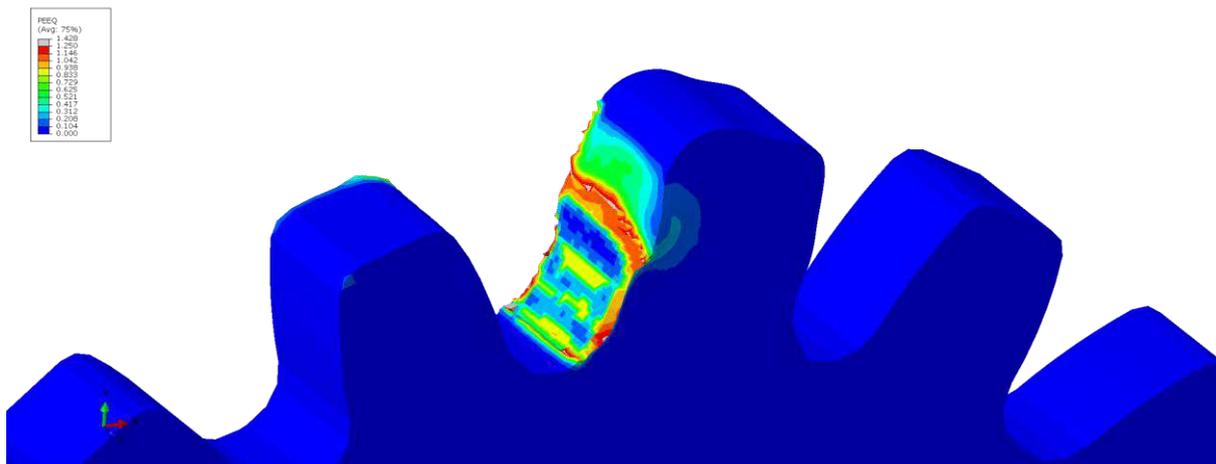


Рисунок 2.24 – Распределение деформаций в процессе обработки резанием восстановленного зуба

Моделирование показало, что, несмотря на то, что в процессе резания отрыв частиц из-за реализации TRIP-эффекта сильно замедлен, удастся получить довольно точную геометрию восстановленного зуба. При этом сам зуб будет обладать поверхностным упрочнением и реализовывать все те же механизмы, как и в случае с ранее описанным случаем зубьев конической передачи.

Полученные результаты соответствуют требованиям к выполнению работ по проекту, указанным в подпунктах 4.1.12-4.1.13 пункта 4 приложения 9 соглашения № 075-15-2021-1031 от «04» октября 2021 г.

3 Проведение сравнительных исследований механических свойств (в т.ч. в условиях предельной деформируемости) образцов деталей комплексной формы, полученных от иностранного партнера и изготовленных методом 3D-печати, и полученных традиционной технологией металлургического производства

Для проведения исследований были изготовлены образцы с использованием порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера, методом лазерной наплавки. Один образец представлял наплавленное на деталь покрытие, другой образец представлял объемное изделие, полученное лазерной наплавкой на подложке из никельсодержащего сплава. Технологический режим лазерной наплавки представлен в главе 2 настоящего отчета. В результате лазерной наплавки порошка TRIP-стали было получено покрытие толщиной 10 мм.

Для исследования микроструктуры были изготовлены шлифы металлографические по ГОСТ 5640-2020. Металлографический метод оценки микроструктуры проката стального плоского, ГОСТ 1778-2022. Металлопродукция из сталей и сплавов. Металлографические методы определения неметаллических включений. Для исследования микроструктуры в качестве травителя использовали раствор Марбле, состоящий из соляной кислоты 50 мл, этилового спирта 50 мл, воды 50 мл и медного купороса CuSO_4 2 г. Изображение разных участков микроструктуры наплавленного покрытия, полученное на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6610LV2010, представлено на рисунке 3.1 и рисунке 3.2.

На рисунке 3.1 представлена микроструктура верхних слоев наплавки. В теле наплавки имеется дефект в виде групповых пустот, полостей округлой формы, возникающий из-за высокого уровня выделяющихся газов в результате окисления углерода, содержащегося в порошке.

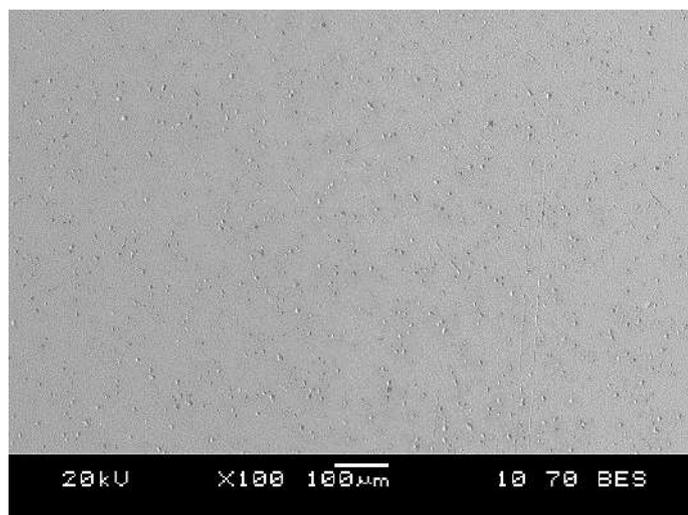


Рисунок 3.1 – Микроструктура верхнего слоя наплавленного покрытия из порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера

На рисунке 3.2 представлена микроструктура зоны сплавления подложки (никельсодержащий сплав) с наплавкой из порошка TRIP-стали Pometon, Polvere Metallica 3D printing tipo 11356, полученного от иностранного партнера. Никель выбран в качестве маркера (он отсутствует в составе порошка) с целью определения толщины единичного слоя. Покрытие, толщиной 10 мм сформировано в результате наложения 11 слоев в ходе наплавки. Толщина одного наплавленного слоя варьируется в пределах 900-980 мкм.

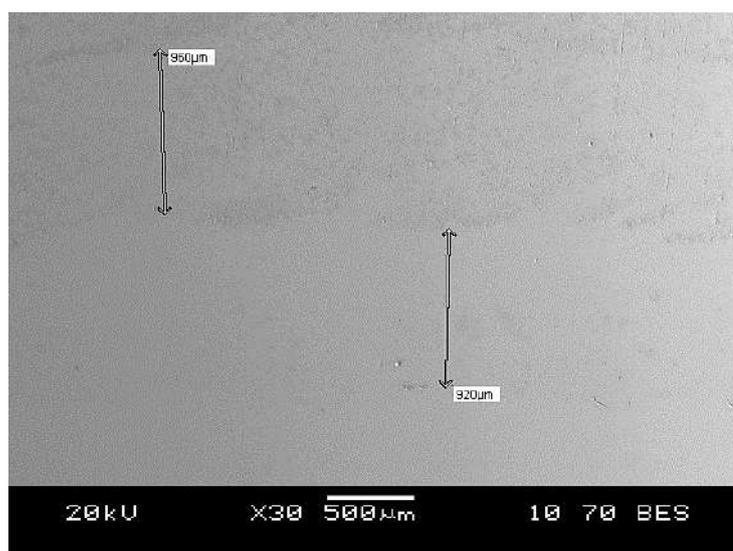


Рисунок 3.2 – Микроструктура наплавленного покрытия из порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера

На рисунке 3.3 представлено сканирование вдоль линии, перпендикулярно пересекающей наплавку в зоне сплавления с подложкой.

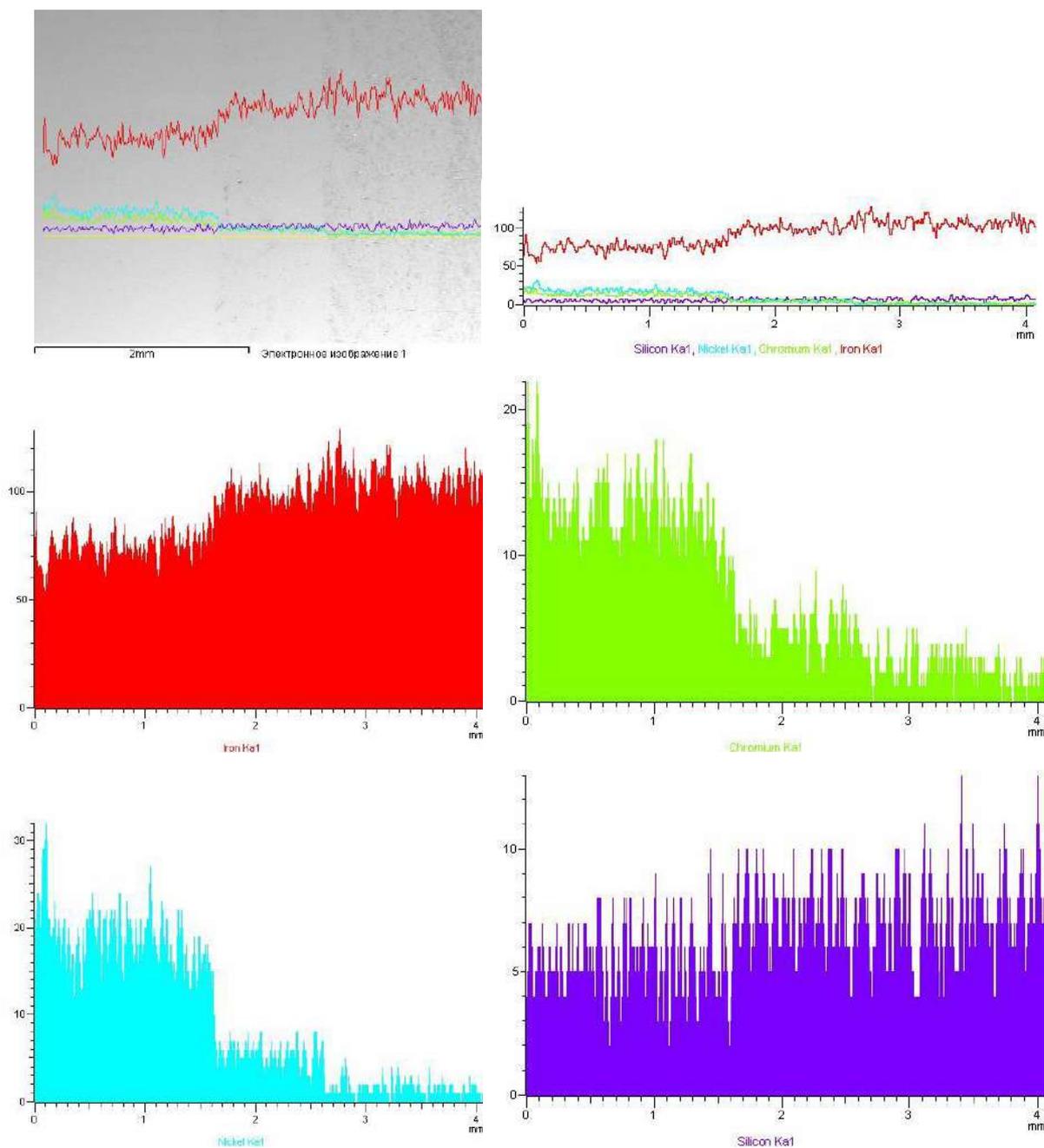


Рисунок 3.3 – Микрорентгеноспектральный анализ зоны сплавления покрытия из порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера, с подложкой из никельсодержащего сплава

Сканирование вдоль линии показывает, что содержание никеля и хрома в подложке отличается от содержания этих элементов в первом наплавленном слое в 3,23 и в 3,00 раза, соответственно. Таким образом,

степень переплавления каждого последующего слоя с предыдущим составляет 31-33%. Это обуславливает отсутствие дефектов в зоне сплавления наплавляемого покрытия с подложкой, а также однородную структуру выше третьего слоя наплавки.

На следующем этапе исследования методом лазерной наплавки были сформированы объемные образцы из порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера. После наплавки полученные образцы подвергли отпуску при 1000°C с выдержкой и медленным охлаждением в печи. Далее один из образцов подвергли холодной деформации прокаткой в 6 проходов до разрушения образца. Суммарная степень деформации при холодной прокатке составила 24%. Режимы холодной прокатки наплавленного из порошка TRIP-стали объемного образца представлена в таблице 3.1.

Таблица 3.1 – Режимы холодной деформации прокаткой объемного образца, полученного лазерной наплавкой порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера

№ прохода	Толщина перед деформацией, мм	Толщина после деформации, мм	Зазор между валками, мм	Деформация накопленным итогом, мм	Степень деформации, %	Суммарная степень деформации, %
1	4,07	3,70	3,64	0,37	9,2	9,20
2	3,70	3,44	3,39	0,63	6,9	15,47
3	3,44	3,28	3,23	0,79	4,8	19,52
4	3,28	3,17	3,13	0,90	3,1	22,02
5	3,17	3,11	3,07	0,96	1,9	23,50
6	3,11	3,09	3,05	0,98	0,7	24,03

После этого были приготовлены металлографические шлифы, которые были исследованы на рентгенофазовом дифрактометре Rigaku, ultima IV для определения остаточного мартенсита. На рисунке 3.4 представлена рентгенограмма, отражающая содержание остаточного мартенсита в

образцах после отжига и после отжига и деформации, которое составило 81% и 57%, соответственно.

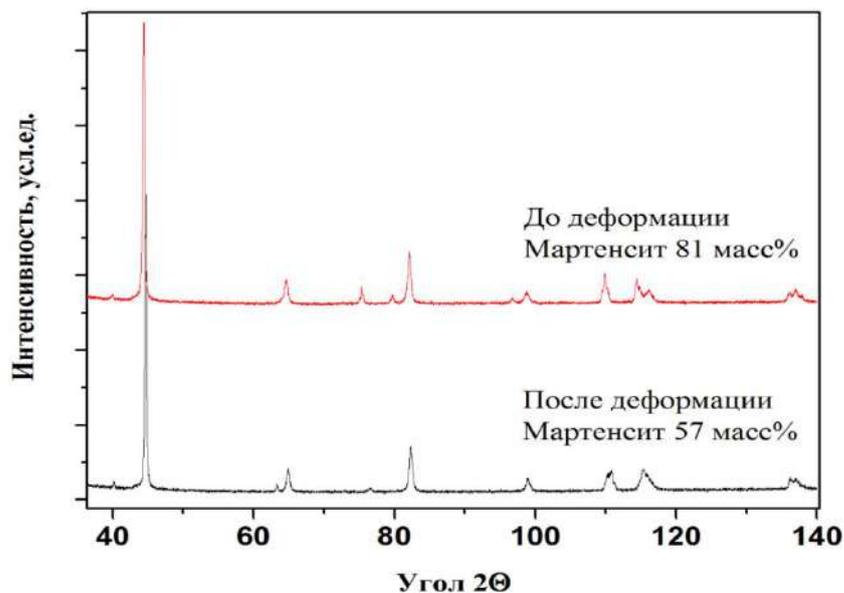


Рисунок 3.4 – Рентгенограмма объемного образца, полученного лазерной наплавкой порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера после различных видов обработки

Исследование микротвердости объемного образца, полученного лазерной наплавкой порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера после различных видов обработки, проводили на микротвердомере FM – 800 при нагрузках 300 и 500 г (таблица 3.2).

Таблица 3.2 – Микротвердость объемного образца, полученного лазерной наплавкой порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера после различных видов обработки

№ изм.	Нагрузка, г	После отжига	После отжига и холодной деформации прокаткой
1	300	543,3	365,3
2	300	540,8	362,1
3	300	542,1	359,3
4	500	538,1	370,1
5	500	534,2	372,7
6	500	532,8	374,3

На рисунке 3.5 и рисунке 3.6 представлена микроструктура объемного образца, полученного лазерной наплавкой порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера после различных видов обработки.

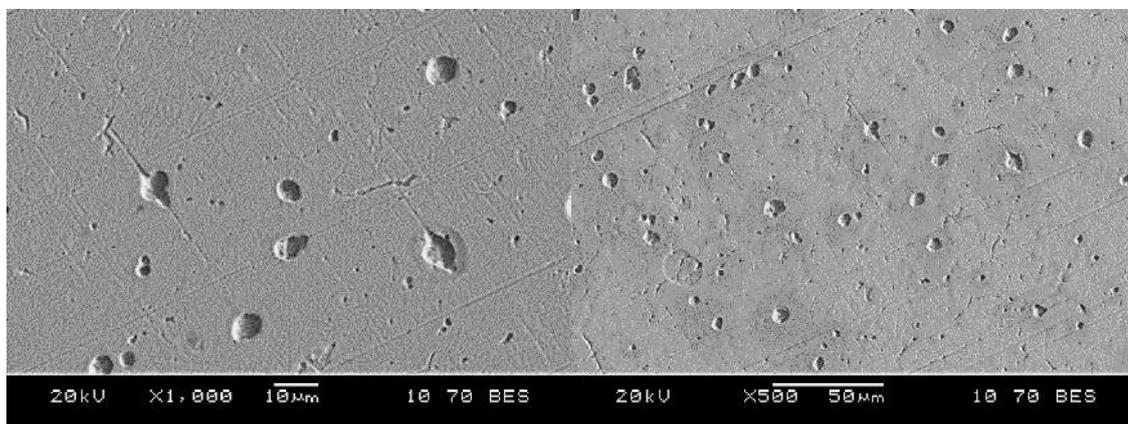


Рисунок 3.5 – Микроструктура объемного образца, полученного лазерной наплавкой порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера после отжига

Образец после отжига имеет однородную структуру, массово заполненную дефектами в виде полостей различной формы размером 5-10 мкм.

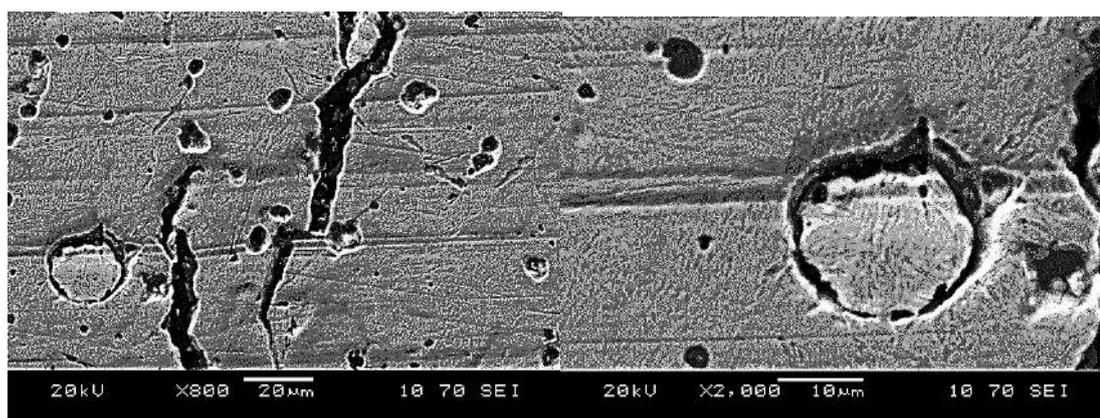


Рисунок 3.6 – Микроструктура объемного образца, полученного лазерной наплавкой порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера, после отжига и холодной пластической деформации прокаткой

Изменение микроструктуры после отжига и холодной пластической деформации прокаткой представлено пластинками мартенсита, который локализуется в области деформации, либо в области начала разрушения образца, либо в области единичных или групповых пустот.

С целью обнаружения невидимых или слабовидимых невооруженным глазом дефектов типа несплошностей наплавки, выходящих на контролируемую поверхность, была применена капиллярная дефектоскопия по ГОСТ 18442-80. Контроль неразрушающий Капиллярные методы общие требования и ГОСТ 26-5-99. Контроль неразрушающий Цветной метод контроля сварных соединений, наплавленного и основного металла. В результате трещин и открытых пор не было обнаружено (рисунок 3.7).

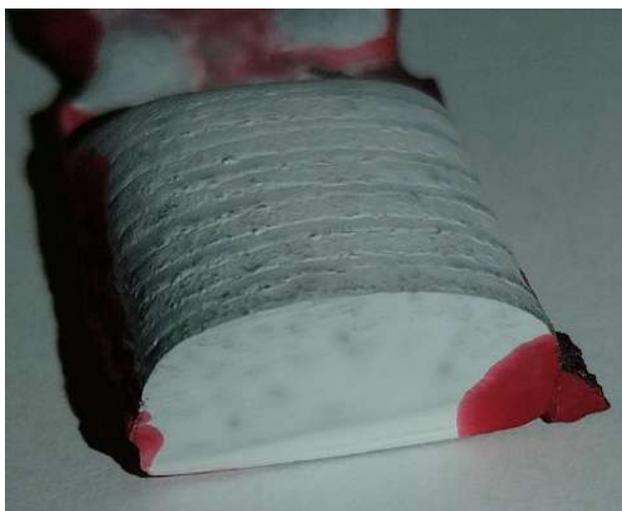


Рисунок 3.7 – Капиллярная дефектоскопия объемного образца, полученного лазерной наплавкой порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера

Полученные результаты свидетельствуют о сплошности объемного образца, полученного лазерной наплавкой порошка TRIP-стали. Проведенные исследования механических свойств представленных образцов отражены в протоколе испытаний (приложение 2).

Таким образом, свойства наплавленных покрытий и объемного образца позволяют использовать порошок TRIP-стали, полученный от иностранного

партнера, для восстановления стальных деталей. Установлены закономерности изменения свойств TRIP-стали в покрытиях и объемных образцах, полученных лазерной наплавкой. В процессе холодной пластической деформации прокаткой полученного образца наблюдается преобразование остаточного аустенита в мартенсит, о чем свидетельствуют характерные для мартенсита значения напряжений. При этом наблюдается значительное увеличение пластичности, о чем свидетельствуют результаты измерения микротвердости и серия экспериментов по холодной пластической деформации прокаткой. Понимание закономерностей мартенситных превращений позволяет научно обосновать разработку новых составов TRIP-сталей и режимов их обработки.

Полученные результаты соответствуют требованиям к выполнению работ по проекту, указанным в подпункте 4.1.15 пункта 4 приложения 9 соглашения № 075-15-2021-1031 от «04» октября 2021 г.

4 Проведение сравнительного исследования микроструктуры образцов деталей комплексной формы, полученных от иностранного партнера и изготовленных методом 3D-печати, и полученных традиционной технологией металлургического производства

4.1 Материал и методика исследования

Для исследования были представлены образцы с покрытием из полученного от иностранного партнера порошка TRIP-стали (химический состав представлен в таблице 4.1), которое было нанесено методом лазерной наплавки.

Таблица 4.1 – Модифицированный химический состав порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера

Массовая доля, %											
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	V	Mo
0.37	3.36	2.92	0.015	0.012	0.048	0.040	0.073	0.010	0.005	0.004	0.004

В качестве исходного образца была выбрана деталь узла типа вал с проточкой длиной 200 мм и диаметром 16 мм из стали марки 20, диаметр в узком сечении в центре образца составлял 7 мм (рисунок 4.1, а).



Рисунок 4.1 – Внешний вид исследуемого образца типа вал с проточкой: а - до лазерной наплавки порошка TRIP-стали; б – участок образца после лазерной наплавки порошка TRIP-стали

Поскольку деталь является симметричной, для исследования микроструктуры был изготовлен шлиф из половины наплавленной области (рисунок 4.2).

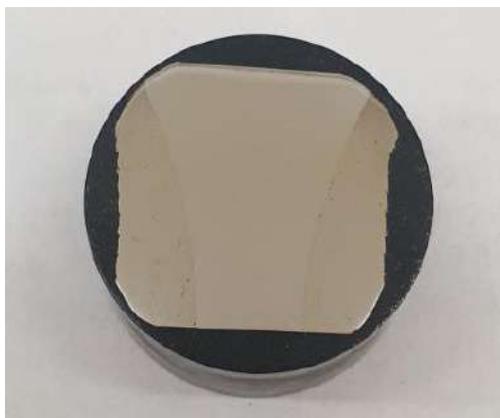


Рисунок 4.2 – Внешний вид микрошлифа детали типа вал с проточкой с наплавленным методом лазерной наплавки слоем из порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера

Приготовление шлифов проводили запрессовкой образца в смолу «Transoptic» на автоматическом прессе Simplimet 1000 на линии пробоподготовки фирмы Buechler (рисунок 4.3).



Рисунок 4.3 – Оборудование для пробоподготовки шлифов экспериментального образца

Исследование поверхности микрошлифов после травления осуществляли с помощью оптического микроскопа Axio Observer при увеличениях от 50 до 1000 крат с применением системы компьютерного анализа изображений Thixomet PRO (рисунок 4.4).



Рисунок 4.4 – Металлографический инвертированный микроскоп ZeissAxioObserver

Определение среднего размера зерна и игл мартенсита проводили в ручном режиме с использованием инструмента «Линейный размер» в среде программного продукта Thixomet PRO.

Макроструктуру поверхности образцов при увеличении от 7,5 до 15 крат исследовали с помощью стереомикроскопа (рисунок 4.5).

Изучение особенностей морфологии микроструктурных составляющих осуществляли на сканирующем микроскопе JSM 6490 LV во вторичных электронах с ускоряющим напряжением 20кВ, оснащенный системой энергодисперсионного микроанализа INCA Energy 450 x-MAX 50 Premium при увеличениях более 1000 крат (рисунок 4.6).



Рисунок 4.5 – Анализатор стереоизображений поверхности твердых тел на базе стереомикроскопа Meiji Techno RZ в комплекте с программой анализатором изображений Thixomet PRO



а

Термоэмиссионный источник электронов.
Ускоряющее напряжение 0,3 – 30 кВ.
Увеличение от $\times 5$ до $\times 300\,000$.
Разрешение до 3,0 нм (при ускоряющем напряжении 30 кВ)



б

Рисунок 4.6 – Растровый электронный микроскоп JSM-6490LV JEOL (а) с системой микроанализа INCA Energy 450 x-MAX 50 Premium, KL Premium EBSD System Nordlys II 2 S Oxford Instruments Ltd (б)

Съемку дифрактограмм исследуемых образцов осуществляли на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-7000 (рисунок 4.7).



Рисунок 4.7 – Рентгеновский дифрактометр Shimadzu XRD-7000

Параметры съемки дифрактограмм: материал анода – хром; длина характеристического излучения 2,28962 Å, интервал углов 2θ 30...130 град, ускоряющее напряжение 40 кВ, ток накала 30 мА. Режим съемки – непрерывный со скоростью 0,5 град/мин. Для отсеивания β -излучения применяли селективный фильтр из ванадия, для формирования геометрии первичного рентгеновского излучения использовали щели соллера и две горизонтальные щели 1,0 и 0,3 мм, соответственно (сходящийся пучок), геометрию дифрагированного рентгеновского излучения задавали щелями соллера и горизонтальной щелью 0,3 мм. Результатом исследования пробы на рентгеновском дифрактометре является дифрактограмма с характерными максимумами. По положению характерных пиков производится качественный анализ содержащихся в пробе фаз. Расшифровка проводится с использованием компьютерной программы при помощи интегрированной базы данных PDF-2 Release 2014. Для корректного определения фазового состава необходима информация об элементном составе исследуемой пробы. Результатом исследования является перечень фаз, содержащихся в исследуемой пробе. Анализ напряжений осуществлялся по линии (211)-фазы

(двойной угол дифракции $2\theta \approx 156^\circ$). Величину макронапряжений определяли методом $\sin^2\psi$ по формуле:

$$\sigma_\varphi = \frac{E \cdot \operatorname{ctg} \theta_0 (2\theta_0 - 2\theta_\psi)}{2(1 + \mu) \cdot \sin^2 \psi}, \quad (4.1)$$

где $2\theta_0$ - наблюдаемая величина Брэгговского угла при $\psi = 0$, рад;

$2\theta_\psi$ - Брэгговский угол при наклонной съемке под углом ψ , рад;

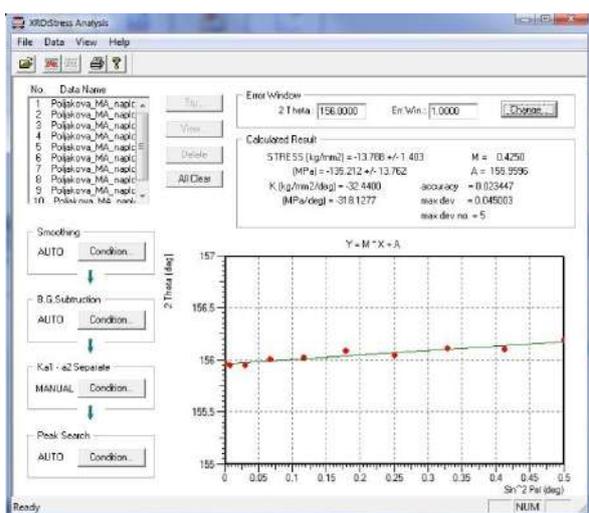
μ - коэффициент Пуассона;

E - модуль упругости (модуль Юнга).

Угол ψ принимали равным $0^\circ, 5^\circ, 10^\circ, 15^\circ, 20^\circ, 25^\circ, 30^\circ, 35^\circ, 40^\circ, 45^\circ$.

Образцы на рентгеновском дифрактометре устанавливали таким образом, чтобы определять макронапряжения в направлении, совпадающем с направлением отвода тепла. Изменение угла ψ осуществляли с помощью приставки, позволяющей менять угол в диапазоне от 0° до 50° с точностью $0,01^\circ$.

Микроискажения кристаллической решетки рассчитаны в программном пакете XRD: Stress Analysis, входящем в состав программного обеспечения рентгеновского дифрактометра (рисунок 4.8, а), в котором имеются необходимые коэффициенты для определения остаточных напряжений в α -железе (рисунок 4.8, б).



а

Sample	Tube	Plane	Angle (kg/mm2/deg)	K (MPa/deg)
α -Fe	CrKa	(211)	156.1	-32.44
γ -Fe	CrKb	(311)	149.6	-37.35
Al	CrKa	(222)	156.7	-9.40
Al	CoKa	(420)	162.1	-7.18
Al	CoKa	(331)	148.7	-12.78
Al	CuKa	(333)	164.0	-6.41
Cu	CoKa	(400)	163.5	-12.04
Cu	CuKa	(420)	144.7	-26.42
WC	CoKa	(211)	165.8	-47.61
WC	CrKa	(301)	146.8	-114.10

б

Рисунок 4.8 – Интерфейс программы (а) и таблица коэффициентов (б) для определения остаточных напряжений в исследуемом образце

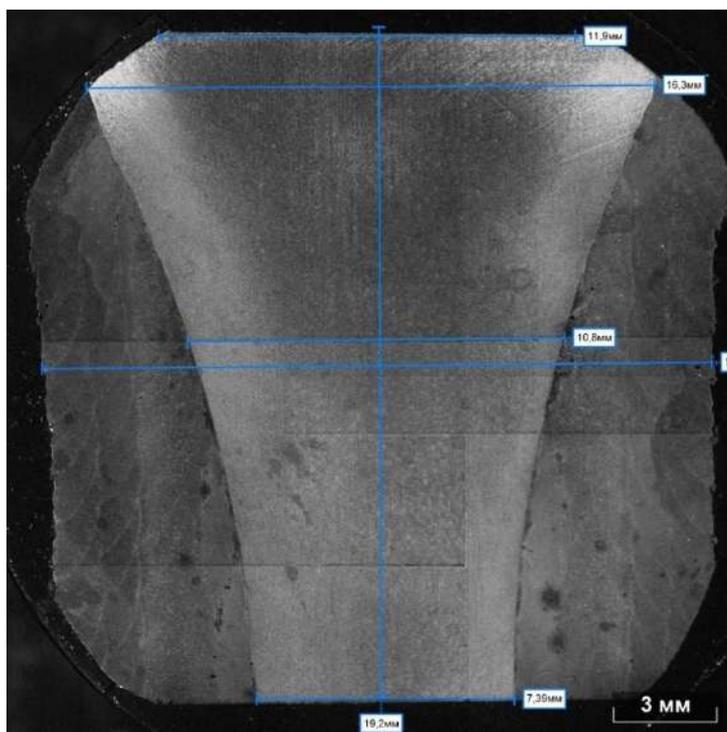
Измерение микротвердости проводили по методу Виккерса при помощи автоматического микротвердомера BuehlerMicromet 5103 Buehler (рисунок 4.9) в соответствии с ГОСТ 9450 при нагрузке 1 кг и времени выдержки под нагрузкой 10 с. Замеры твердости проводили не менее чем в 3-х точках, после чего рассчитывали средние значения.



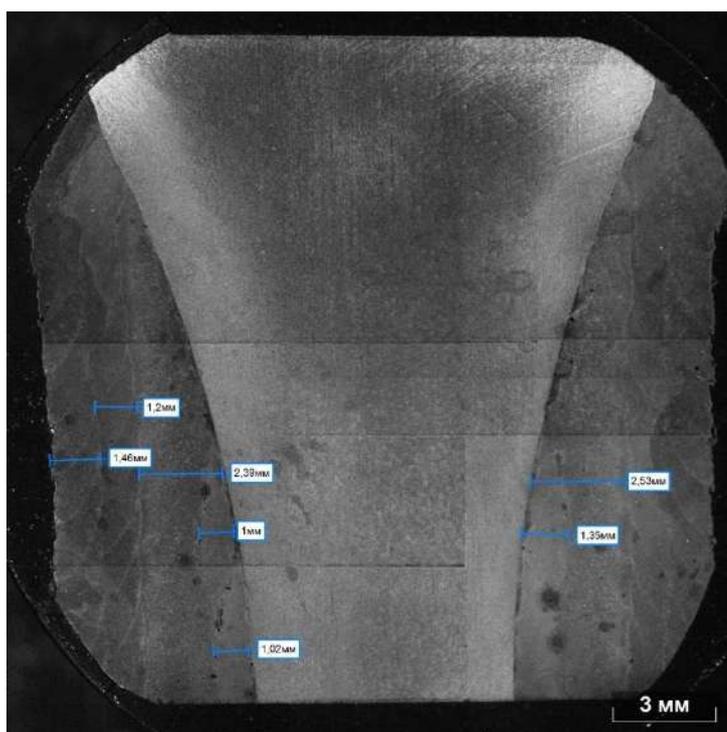
Рисунок 4.9 – Микротвердомер BuehlerMicromet 5103 Buehler

4.2 Исследование микроструктуры исследуемых образцов деталей узлов и агрегатов с использованием порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера, методом лазерной наплавки

Общий вид макроструктуры детали уза типа вал с проточкой с покрытием, нанесенным методом лазерной наплавки, из порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера, представлена на рисунке 4.10 и рисунке 4.11. Геометрические размеры наплавленного слоя и исследуемой части детали узла типа вал с проточкой приведены на рисунке 4.10, а. На рисунке 4.10, б отчетливо можно наблюдать послойно чередующиеся слои покрытия толщиной от 1 мм до 2,39 мм, сформированные лазерной наплавкой.



а



б

Рисунок 4.10 – Общий вид макроструктуры исследуемого образца, восстановленного методом лазерной наплавки с применением порошка, полученного от иностранного партнера: а – геометрические размеры исходного наплавляемого материала; б – геометрические размеры толщины наплавленных слоев. Стереомикроскоп, х 7,5 крат

Схема исследования микроструктуры образца с наплавленным лазерной наплавкой слоем приведена на рисунке 4.11. Анализ проводили в верхних, нижних и средних областях образца пошагово, также был исследован отдельно каждый слой наплавленного слоя из порошка TRIP-стали.

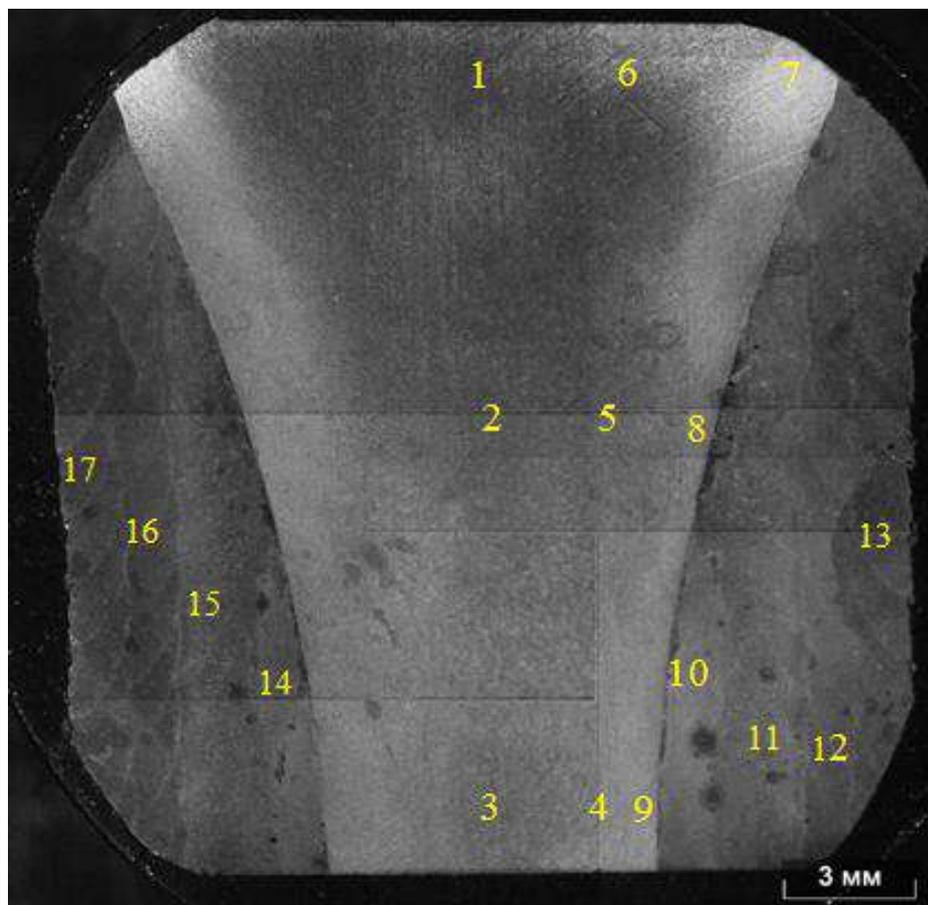
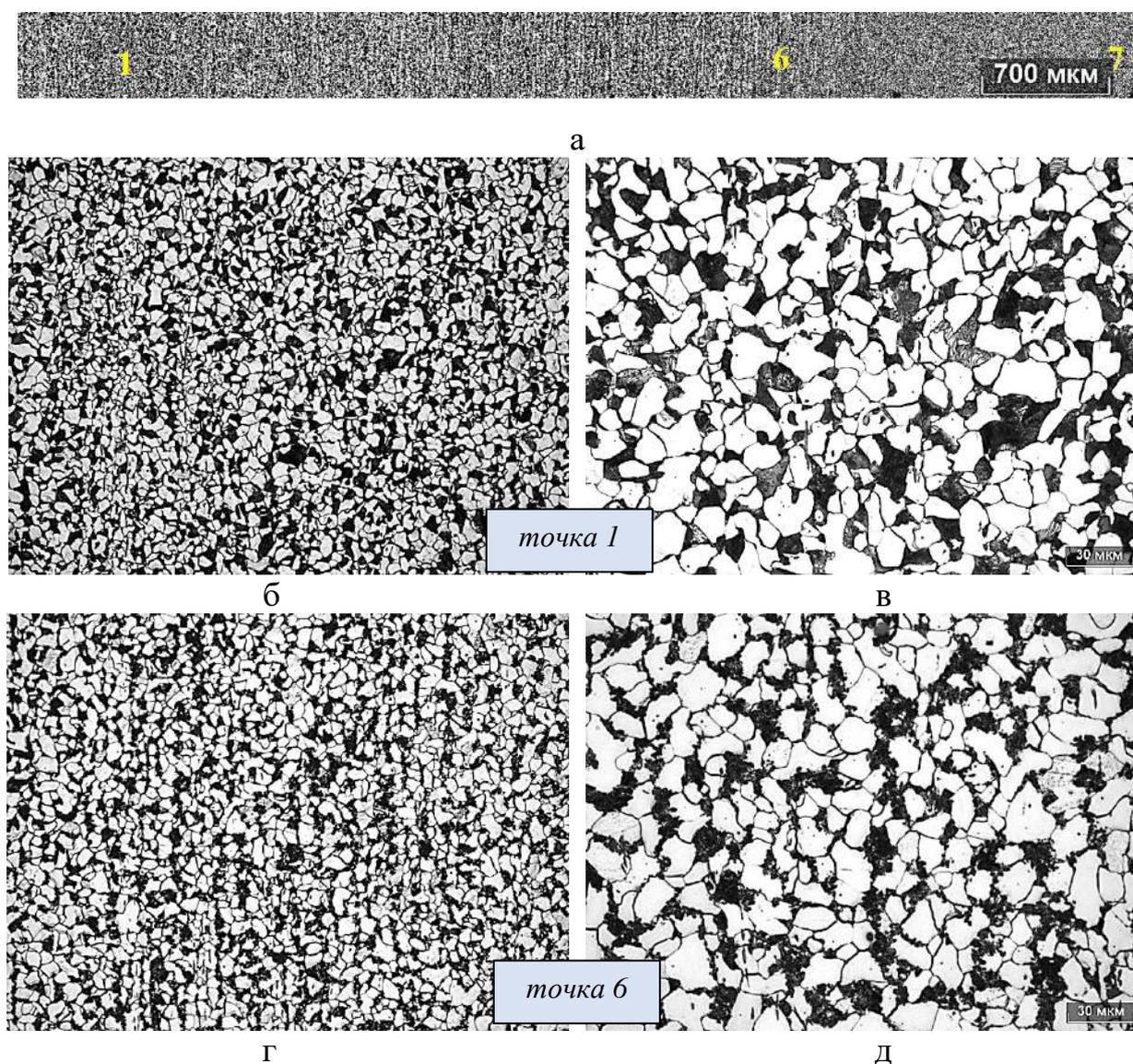


Рисунок 4.11 - Схема исследования микроструктуры образца с наплавленным лазерной наплавкой слоем из порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера

Общий панорамный вид микроструктуры от точки 1 до точки 7 (в самой верхней части исследуемого образца), снятой при увеличении 200 крат, представлен на рисунке 4.12, а. Можно наблюдать, что структура в поверхностных слоях более дисперсная, а в центральных областях более крупная, данный факт обусловлен разным теплоотводом (разной скоростью охлаждения) центральной и поверхностной области образца.

Для идентификации структурных составляющих микроструктура была исследована «точечно» в соответствии с ранее представленной схемой. Установлено, что в точке 1 в центральной области верхней части образца структура состоит из феррита со средним размером зерна 14,8 мкм и, как показала растровая электронная микроскопия (РЭМ) (см. рисунок 4.13, а, б и рисунок 4.12, б, в), пластинчатого перлита, объемная доля которого достигает 28,3 %. Данная структура характерная для материала в исходном состоянии.



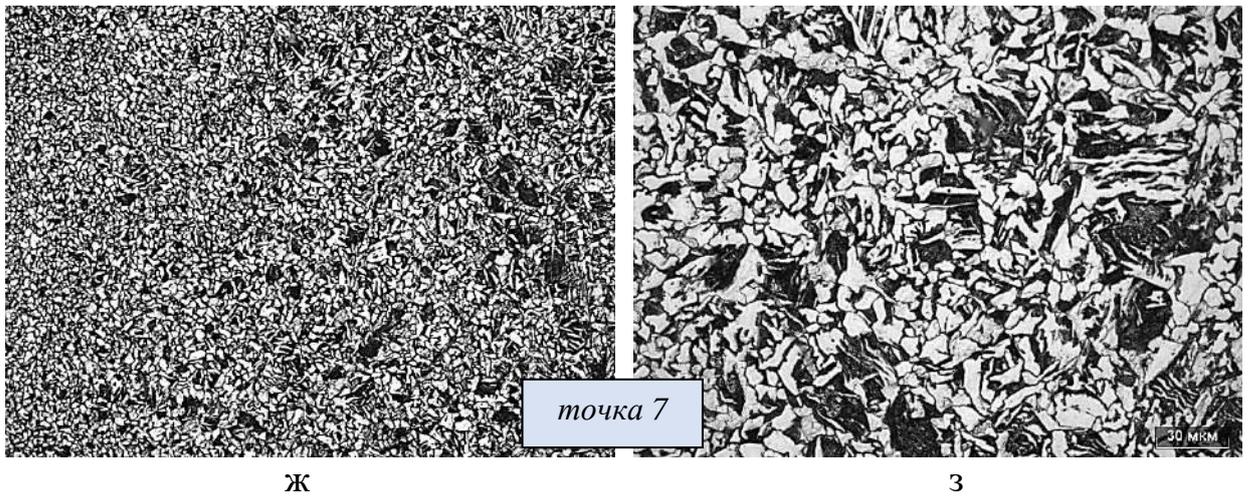
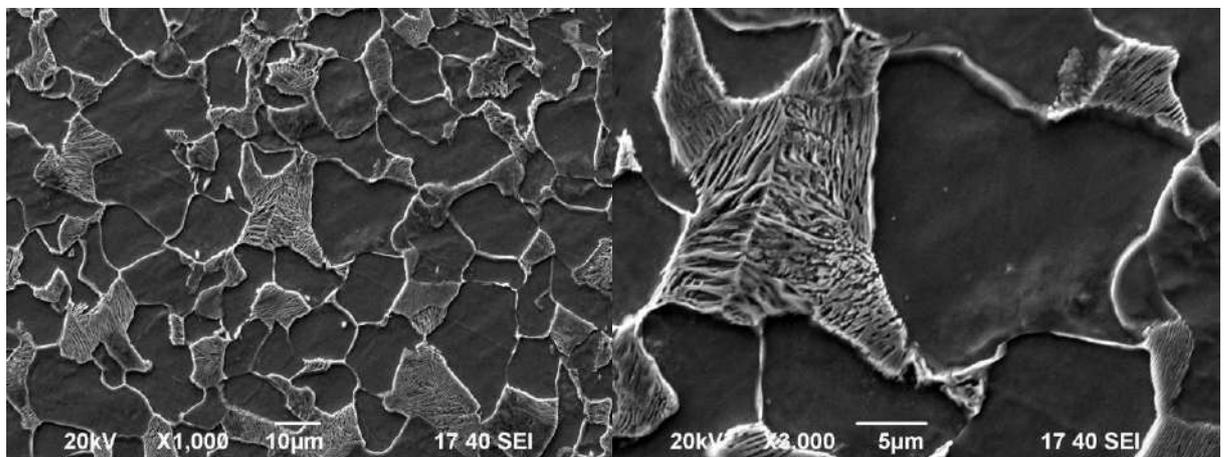


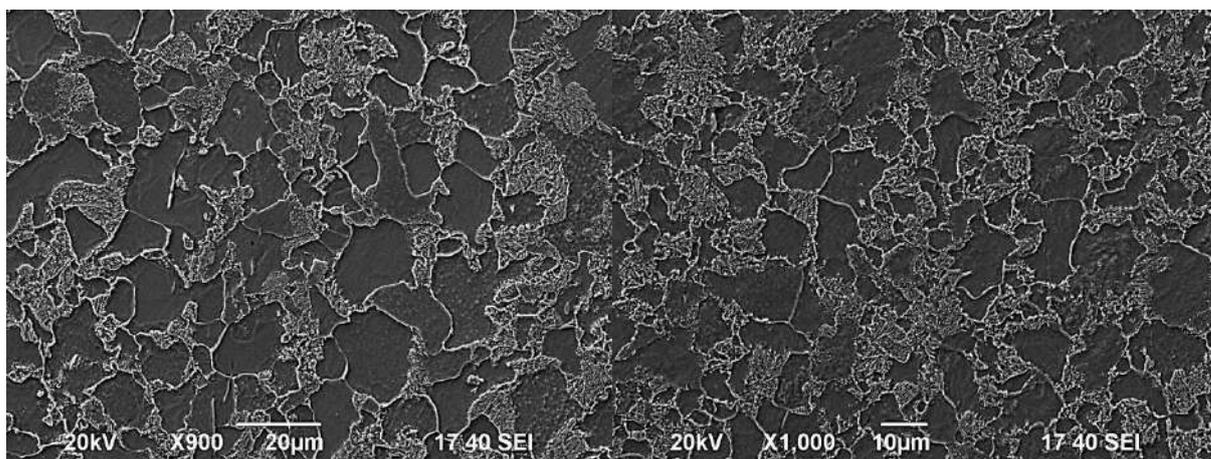
Рисунок 4.12 – Микроструктура исследуемого образца в диапазоне областей от точки 1 до точки 7: а – панорамное изображение от точки 1 до точки 7; б, в – область исследования в точке 1; г, д – область исследования в точке 6; ж, з – область исследования в точке 7

В точке 6 (на глубине около 4,5 мм от поверхности) структура состоит также из феррита со средним размером зерна 15,5 мкм и перлита, прошедшего, как показала РЭМ, частичную сфероидизацию (см. рисунок 4.12, г, д и рисунок 4.13, в, г). Переход из пластинчатого перлита в сферическую (округлую) форму в микроструктуре исследуемого образца обусловлен передаваемым циклическим нагревом и охлаждением в процессе лазерной наплавки при температурах близких к критическим точкам. При этом объемная доля карбидной фазы достигает 29,2 %.



а

б



В

Г

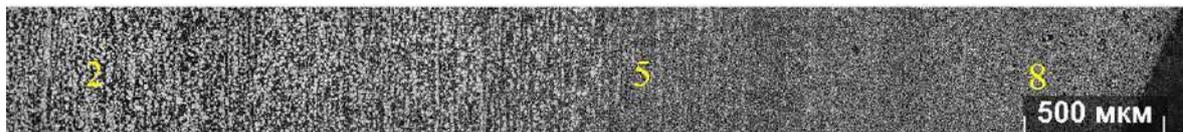
Рисунок 4.13 – Электронно-микроскопическое изображение микроструктуры исследуемого образца в диапазоне областей в точке 1 (а, б) и точке 6 (в, г)

В точке 7 (на глубине около 1,5 мм от поверхности) структура состоит из мелкодисперсного феррита со средним размером зерна 9,43 мкм, игольчатого феррита и бейнита с объемной долей до 34,8% (рисунок 4.12, ж, з). Формирование мелкодисперсного феррита, игольчатого феррита и бейнита обусловлено интенсивными скоростями охлаждения поверхностных слоев при охлаждении и направленным теплоотводом в сторону наплавляемого металла.

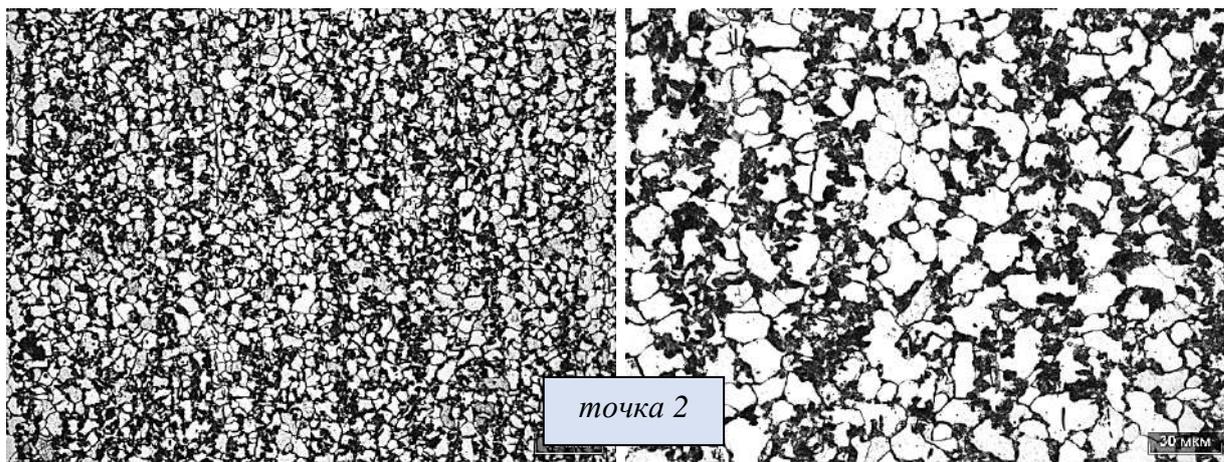
Общий панорамный вид микроструктуры от точки 2 до точки 8 (в исследуемой центральной части изделия), снятой при увеличении 200 крат, представлен на рисунке 4.14, а. Анализ выявил, что структура в поверхностных слоях более дисперсная, чем в центральных, аналогично, как и предыдущей области исследования от точки 1 до точки 7 по тем же причинам, описанным выше. Однако в этой области исследования уже в центральной части (на глубине 4 - 4,5 мм от поверхности) происходит сфероидизация перлита (рисунок 4.14, б, в и рисунок 4.15, а, б). Таким образом, структура в этой области состоит из феррита со средним размером зерна 15,4 мкм и зернистого перлита с объемной долей до 35 %.

Микроструктура в точке 5 состоит из феррита (со средним размером 7,81 мкм) с крупными (до 20 мкм) и мелкими (до 2 мкм) зернами и перлита

преимущественно пластинчатой формы. Формирование такой структуры обусловлено протеканием собирательной рекристаллизации в этой области, происходящей при температуре выше температуры рекристаллизации. Интенсивное укрупнение одних зерен на этой стадии происходит за счет поглощения более мелких.

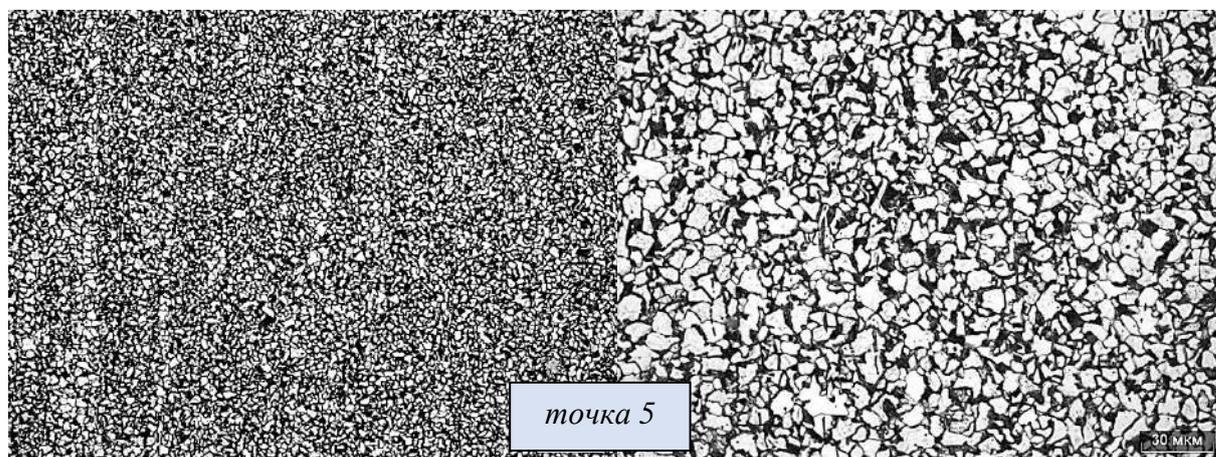


а



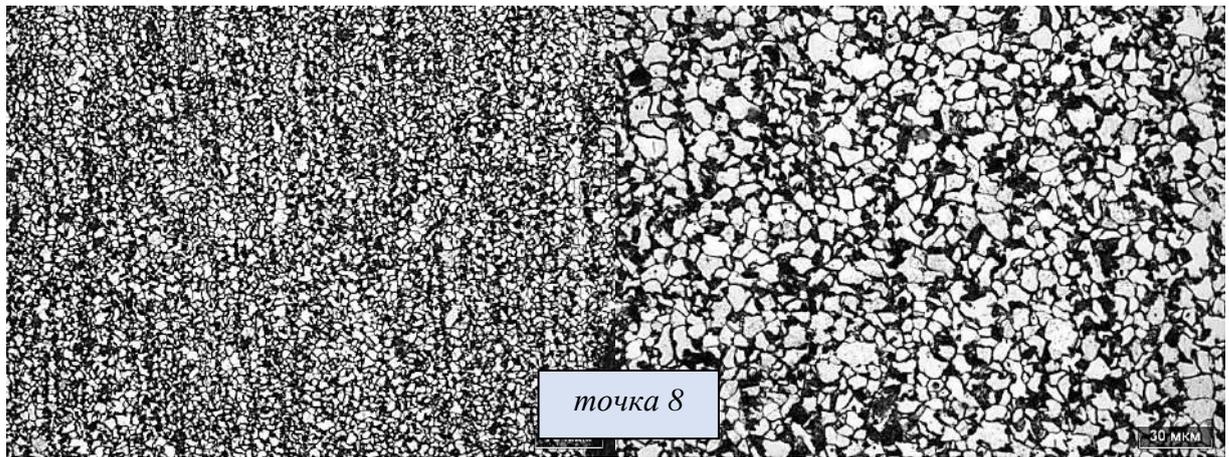
б

в



г

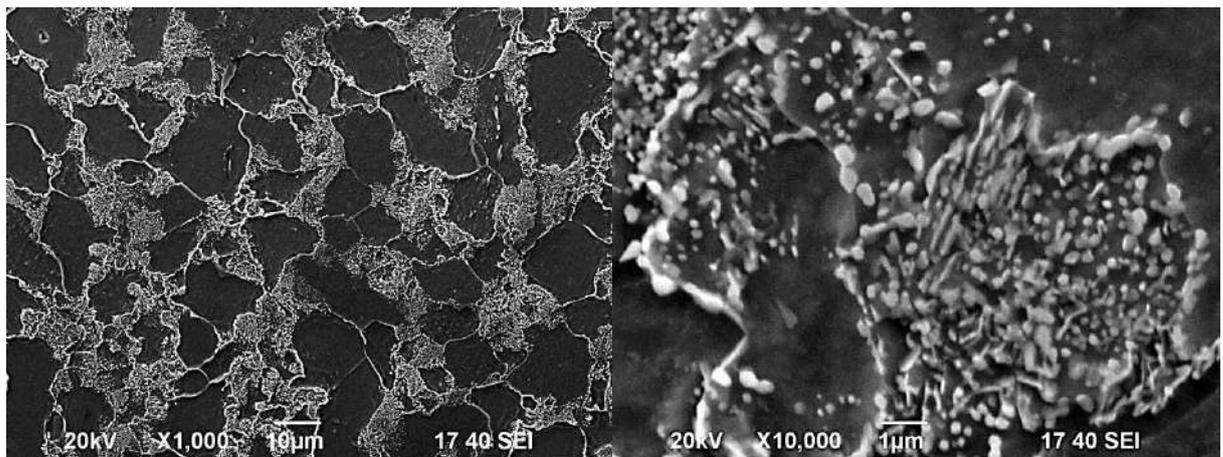
д



е

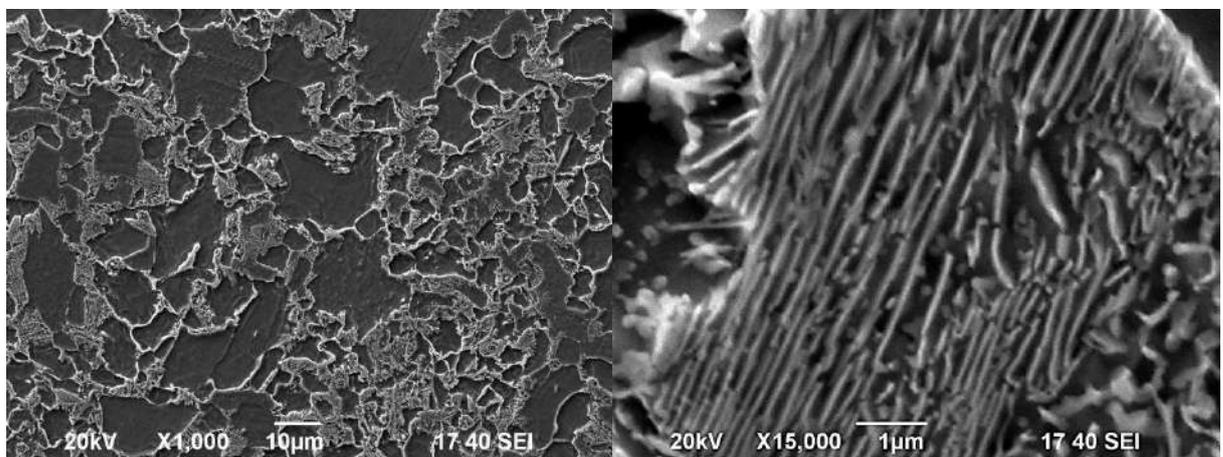
ж

Рисунок 4.14 – Микроструктура исследуемого образца в диапазоне областей от точки 2 до точки 8: а – панорамное изображение от точки 2 до точки 8; б, в – область исследования в точке 2; г, д – область исследования в точке 5; е, ж – область исследования в точке 8



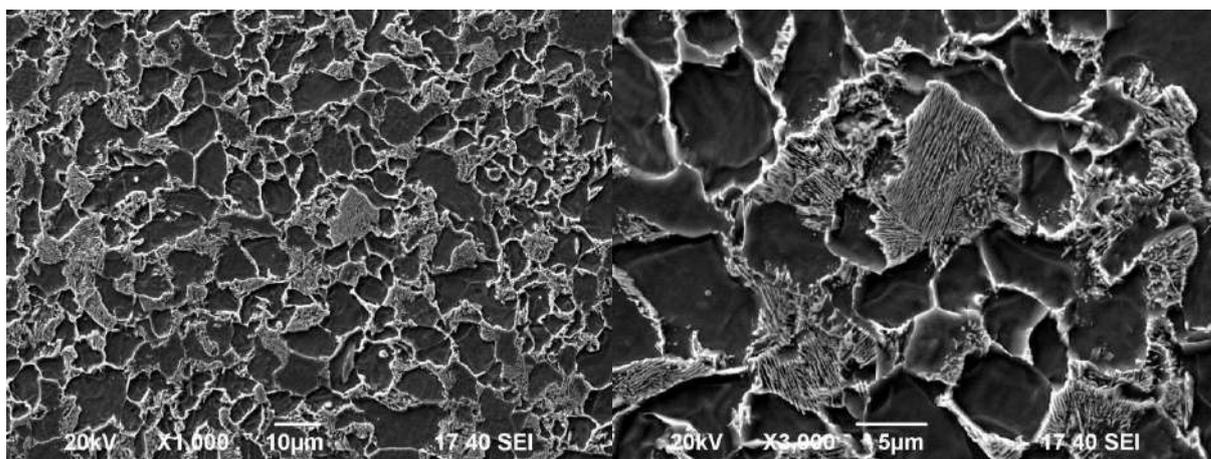
а

б



в

г



д

е

Рисунок 4.15 – Электронно-микроскопическое изображение микроструктуры исследуемого образца в диапазоне областей в точке 2 (а, б), точке 5 (в, г) и точке 8 (д, е)

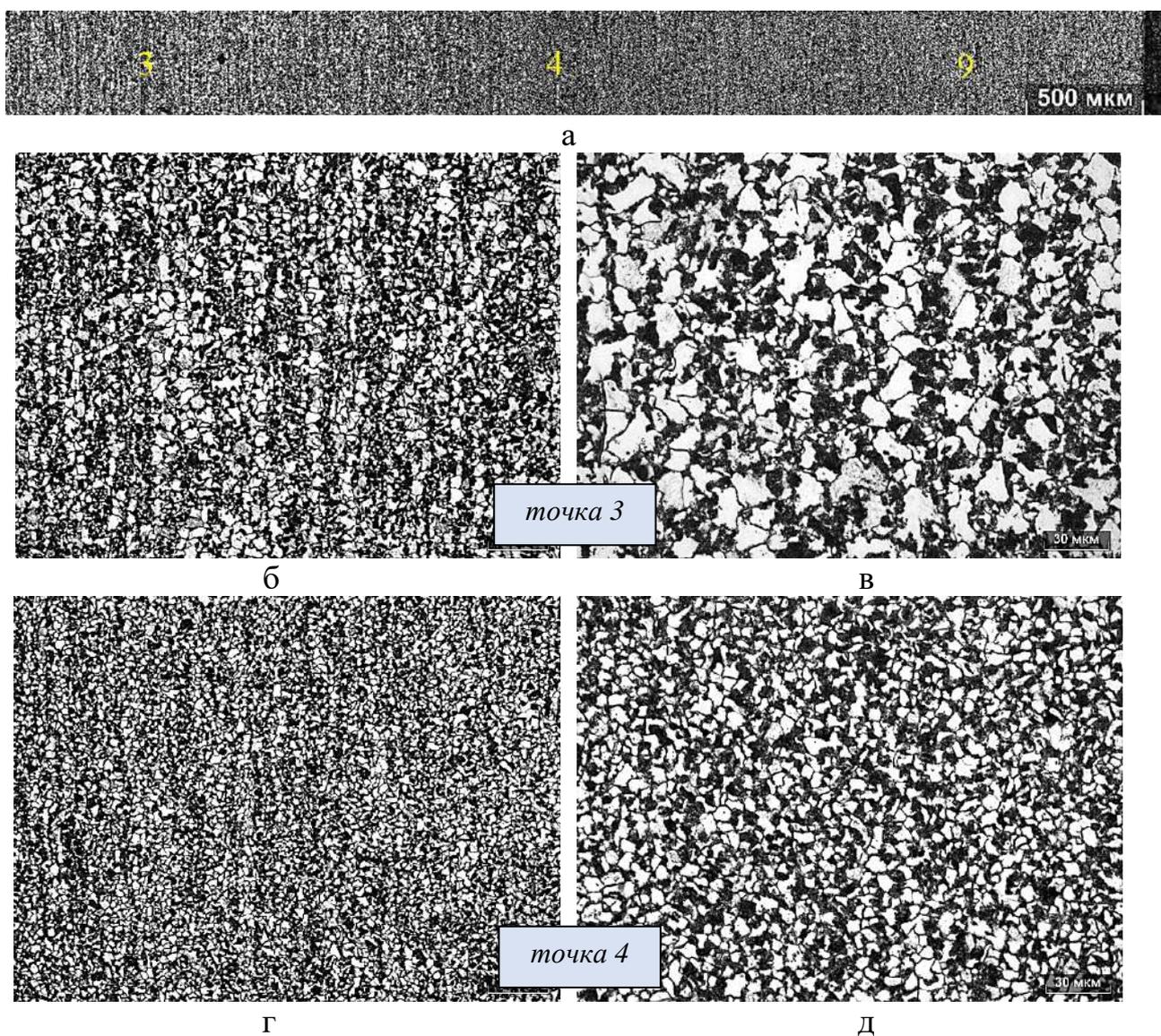
Микроструктура в точке 8 также состоит из феррита со средним размером 8,83 мкм и равномерным распределением его размеров по исследуемой площади и перлита пластинчатой формы. Формирование такой структуры обусловлено протеканием рекристаллизации в этой области. Отсутствие формирования игольчатых структур в поверхностных слоях связано с тем, что охлаждение в этих областях было более медленным по сравнению с поверхностной областью в точке 7, что обусловлено более толстым сечением наплавляемого порошкового материала в этой области, толщина которого достигает около 4 мм, в отличие от области в точке 7, где эта толщина составила всего 1,5 мм.

Общий панорамный вид микроструктуры от точки 3 до точки 9 (в исследуемой нижней части изделия), снятой при увеличении 200 крат, представлен на рисунке 4.16, а. Анализ выявил, что структура в центральной области нижней части детали имеет крупнозернистое строение, которое затем сменяется сильно мелкодисперсной структурой (в области исследования в точке 4), а затем приобретает равномерную структуру в поверхностных слоях.

Более детальное исследование при более крупных увеличениях выявило, что структура в области точки 3 состоит также как и предыдущей аналогичной области из феррита со средним размером зерна 13,5 мкм и зернистого перлита с объемной долей до 33,6 % (рисунок 4.16, б, в).

Микроструктура в точке 4 состоит из мелкозернистого феррита со средним размером 6,34 мкм и перлита с объемной долей около 40% (рисунок 4.16, г, д). Формирование такой дисперсной структуры связано с протеканием в этой области частичной перекристаллизации.

Микроструктура в точке 9 также состоит из феррита со средним размером 8,55 мкм и перлита с объемной долей около 33% (рисунок 16, е, ж).



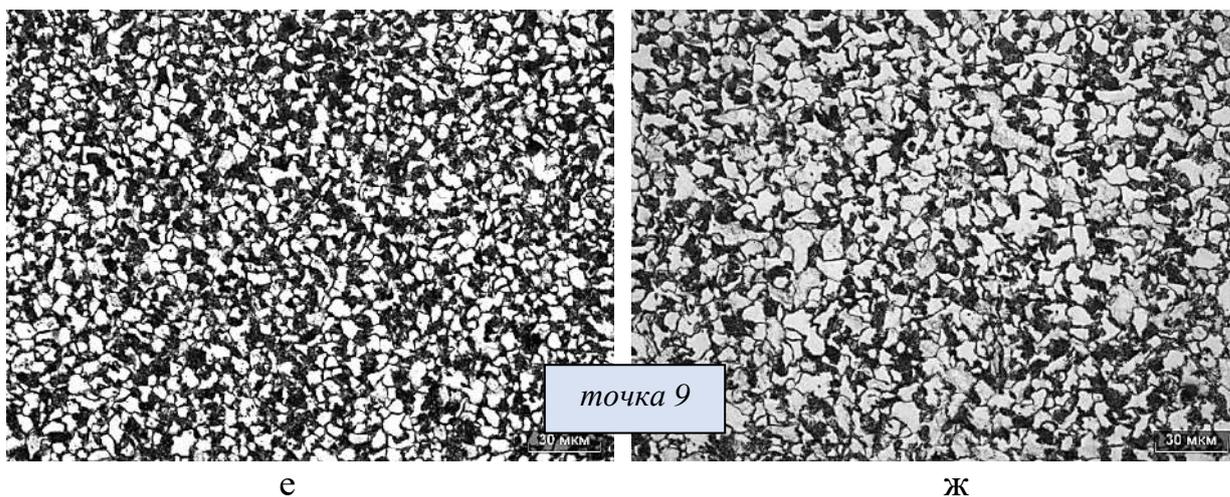


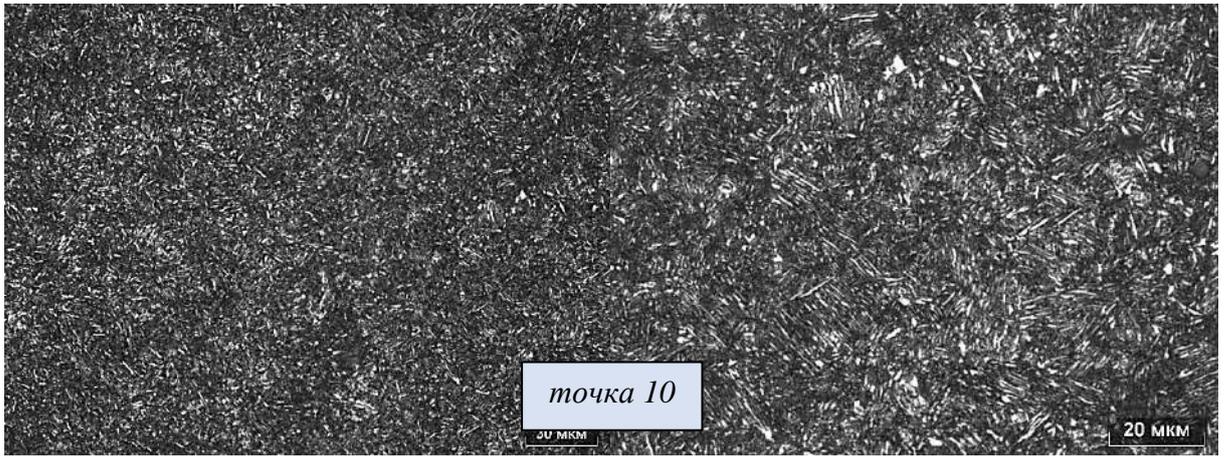
Рисунок 4.16 – Микроструктура исследуемого образца в диапазоне областей от точки 3 до точки 9: а – панорамное изображение от точки 3 до точки 9; б, в – область исследования в точке 3; г, д – область исследования в точке 4; е, ж – область исследования в точке 9

Также была исследована пошагово микроструктура наплавленного порошка TRIP-стали с правой (рисунок 4.17 и рисунок 4.18) и левой сторон (рисунок 4.19 и рисунок 4.20).

Общий панорамный вид микроструктуры наплавленного материала от точки 10 до точки 13, снятой при увеличении 200 крат, представлен на рисунке 4.17, а.

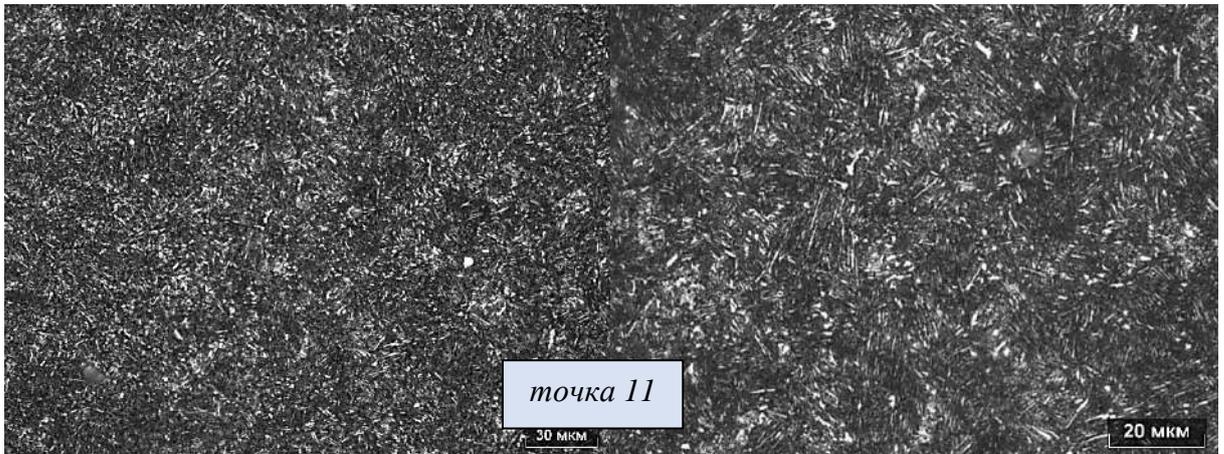


а



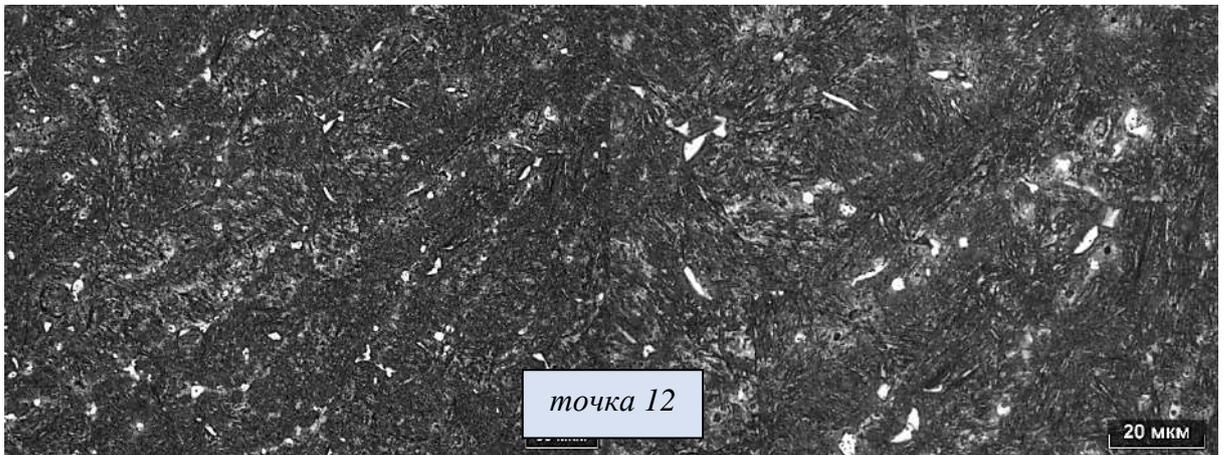
б

в



г

д



е

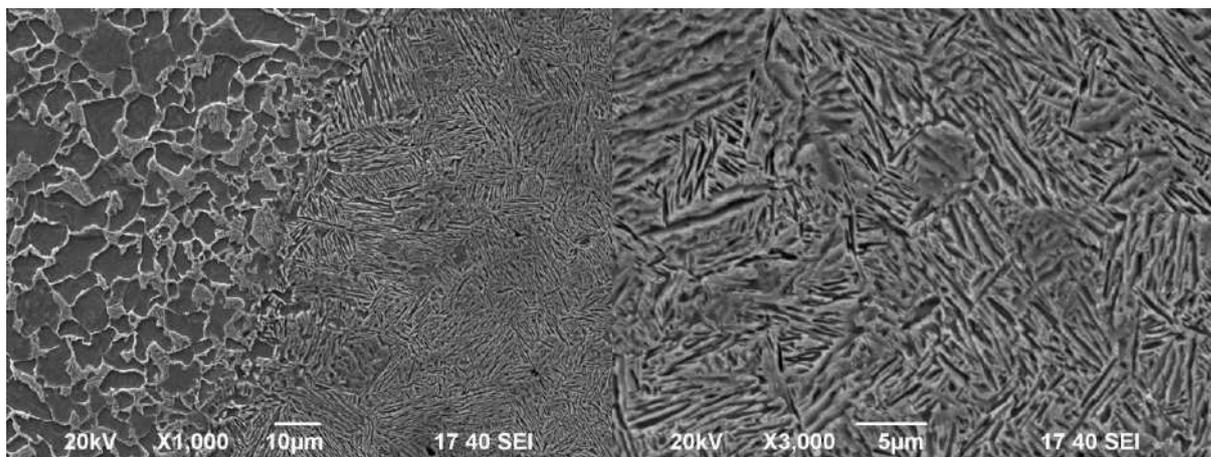
ж



з

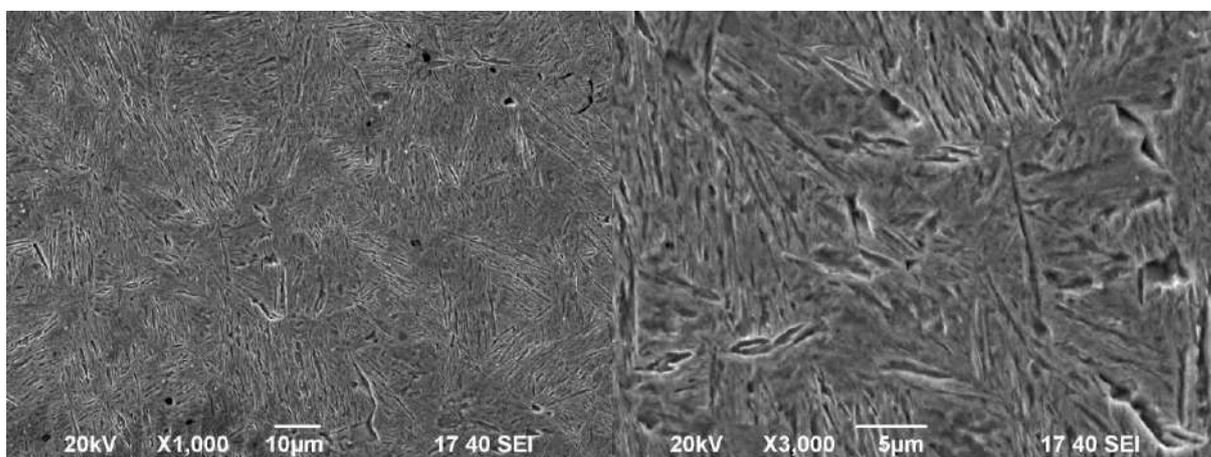
и

Рисунок 4.17 – Микроструктура наплавленного порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера, в диапазоне областей исследования от точки 10 до точки 13: а – панорамное изображение от точки 10 до точки 13; б, в – область исследования в точке 10; г, д – область исследования в точке 11; е, ж – область исследования в точке 12; з, и - область исследования в точке 13



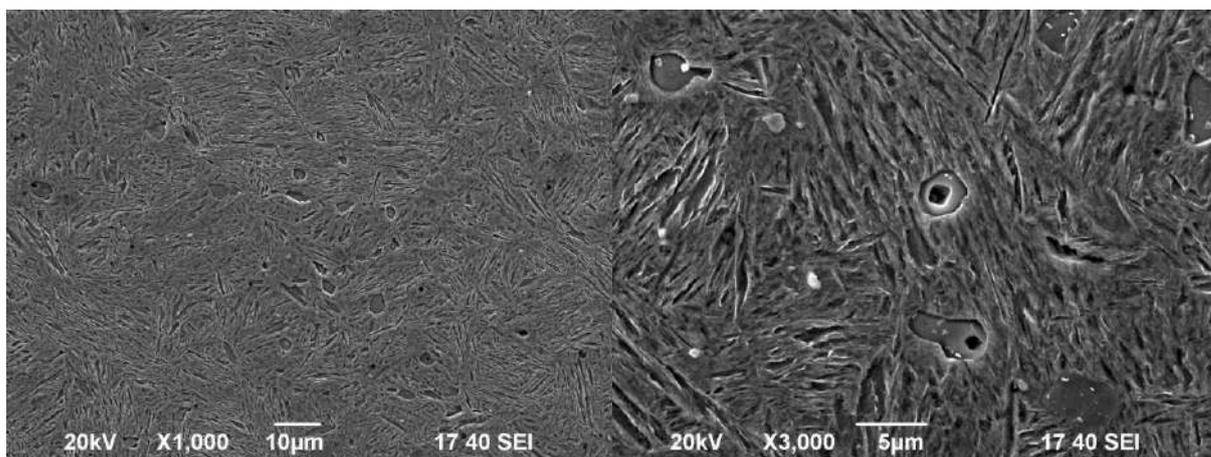
а

б



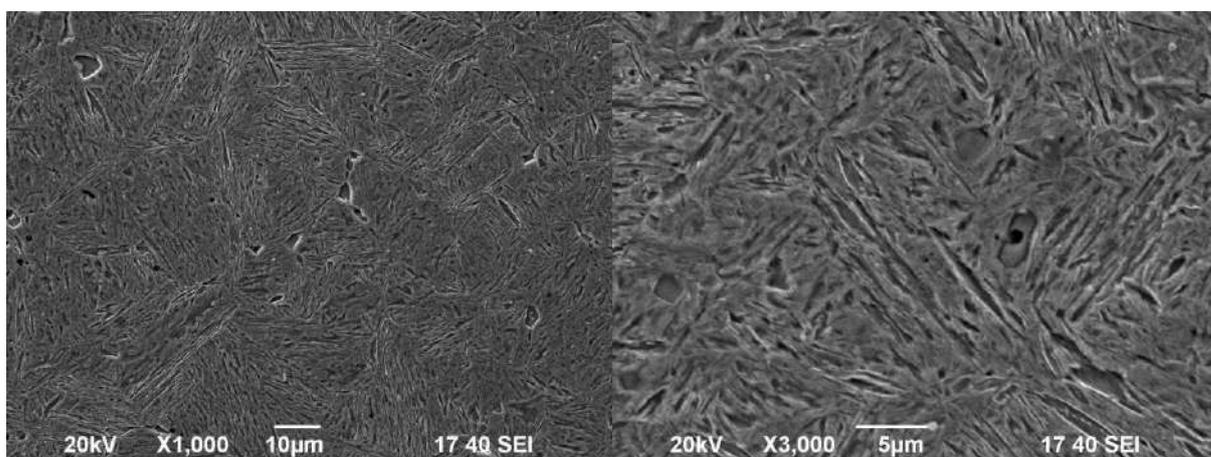
в

г



д

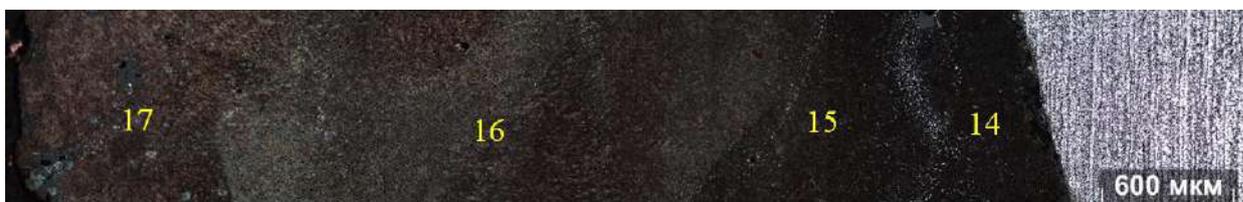
е



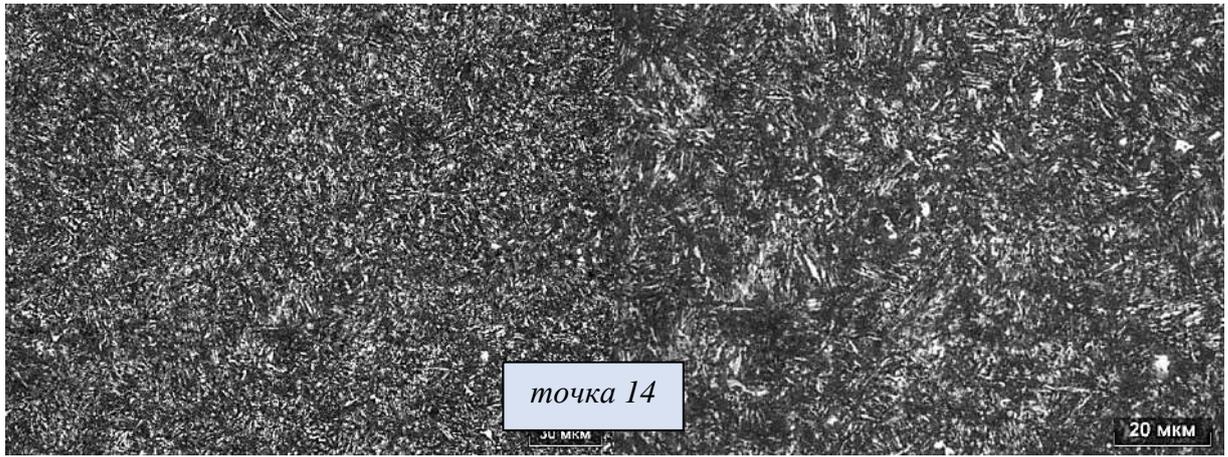
и

к

Рисунок 4.18 – Электронно-микроскопическое изображение микроструктуры наплавленного порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера, в диапазоне областей на границе наплавки справа (а), в точке 10 (б), точке 11 (в, г), точке 12 (д, е) и точке 13 (и, к) (правая область зоны наплавки)



а



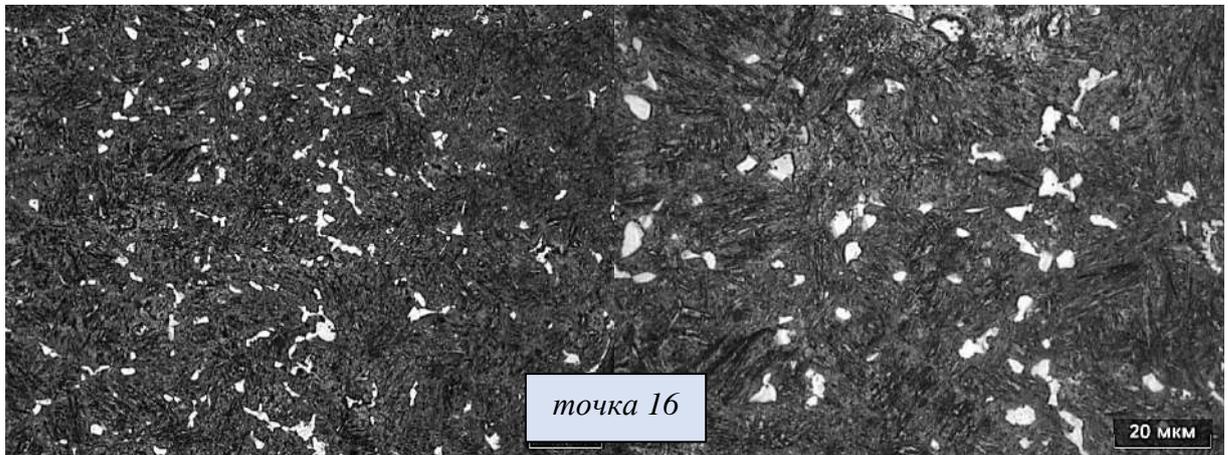
б

в



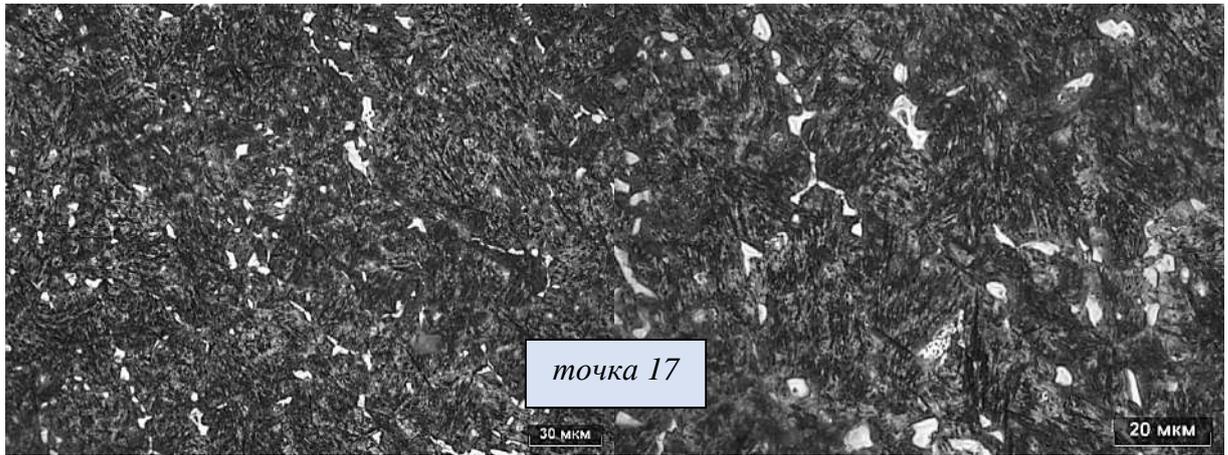
г

д



е

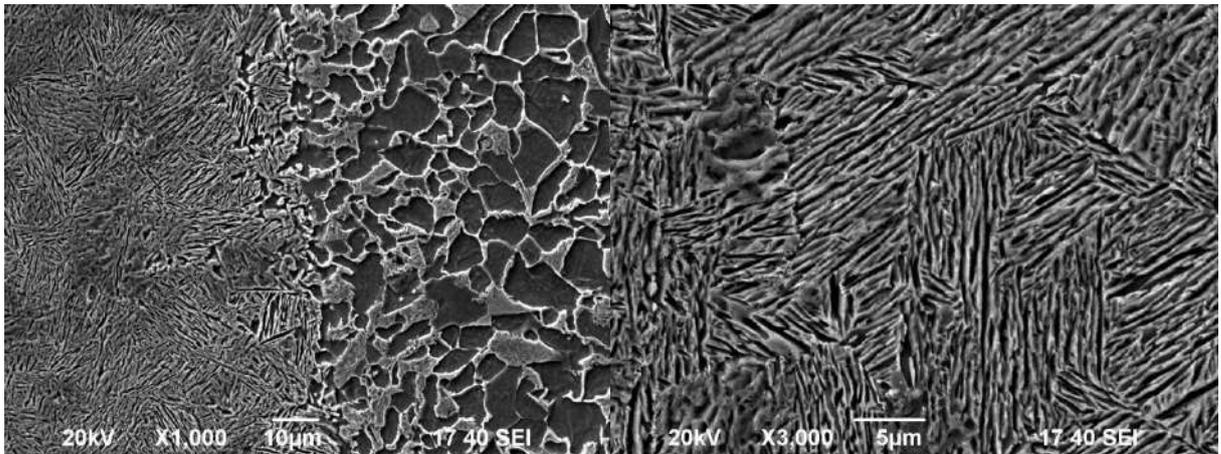
ж



з

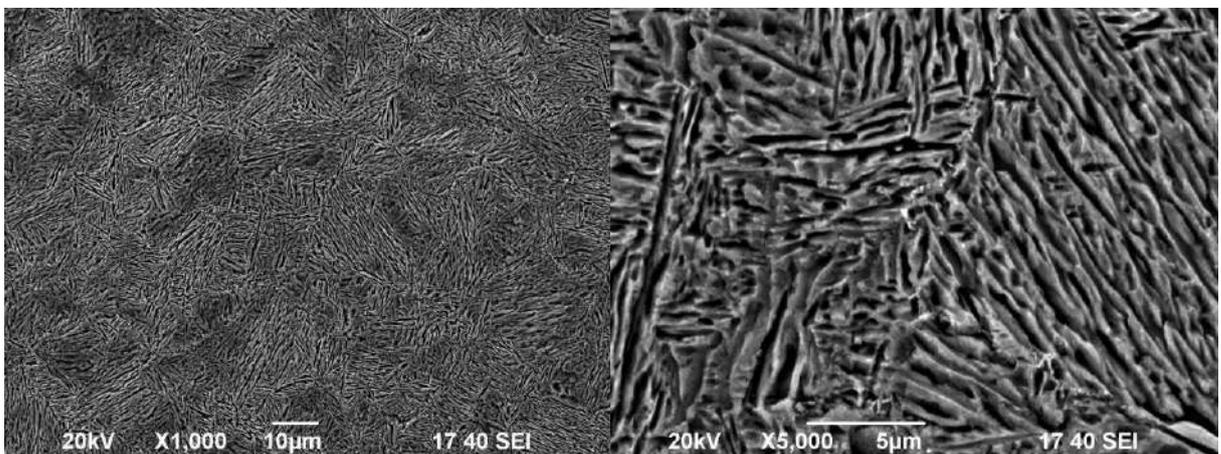
и

Рисунок 4.19 – Микроструктура наплавленного порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера, в диапазоне областей исследования от точки 14 до точки 17: а – панорамное изображение от точки 14 до точки 17; б, в – область исследования в точке 14; г, д – область исследования в точке 15; е, ж – область исследования в точке 16; з, и - область исследования в точке 17



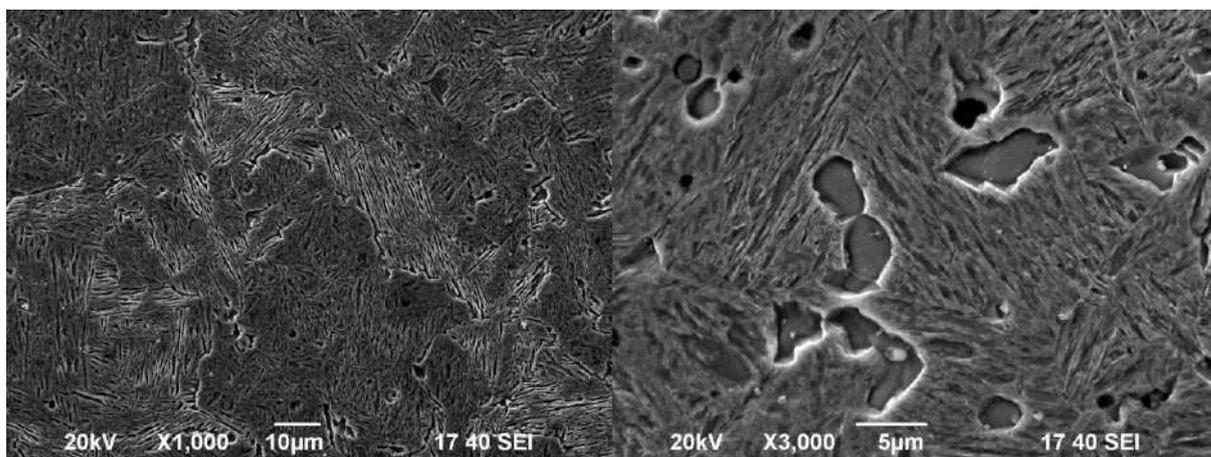
а

б



в

г

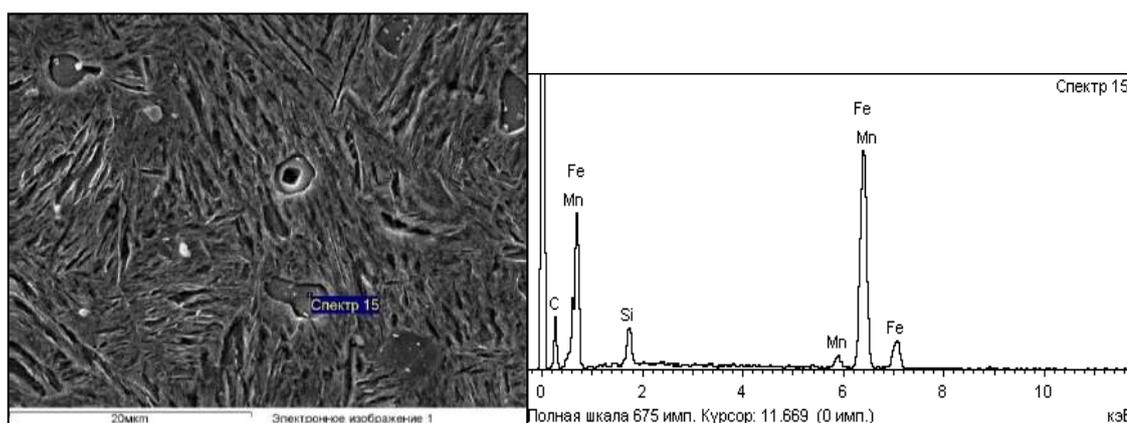


д

е

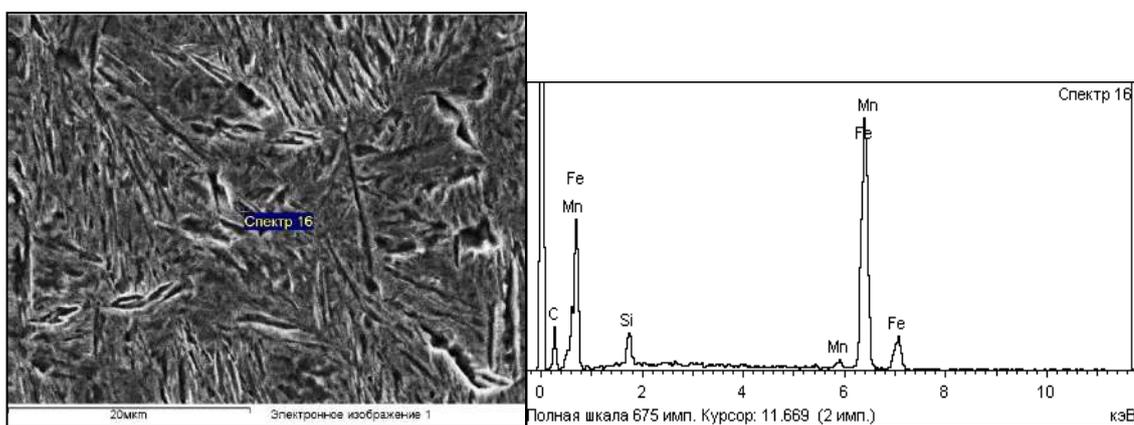
Рисунок 4.20 – Электронно-микроскопическое изображение микроструктуры наплавленного порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера, в диапазоне областей на границе наплавки слева (а), в точке 14 (б), в точке 15 (в, г), в точке 16 (д), в точке 17 (е) (левая область зоны наплавки)

Микрорентгеноспектральной анализ показал (рисунок 4.21), что наплавляемый материал в своем составе помимо железа и углерода, имеет марганец и кремний. Также в отдельных участках встречаются титан, алюминий и оксид, т.е. можно предположить присутствие в составе сплава оксида алюминия Al_2O_3 и карбидов титана TiC .



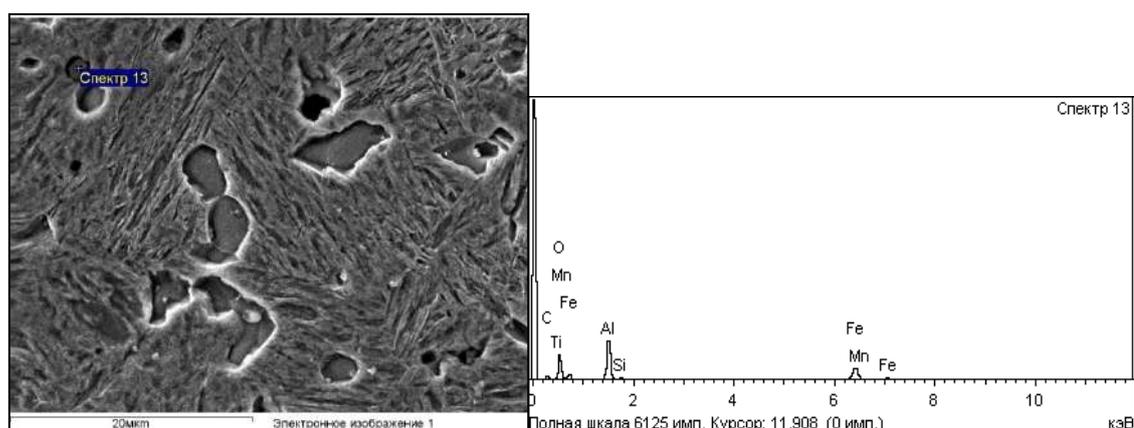
а

б



В

Г



Д

е

Рисунок 4.21 – Анализируемые участки (а, в, д) и характерные микрорентгеновские спектры с них (б, г, е) в наплавленном слое из порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера

С целью оценки изменения свойств по сечению было проведено исследование распределения твердости исследуемых областей изделия (рисунки 4.22-4.25).

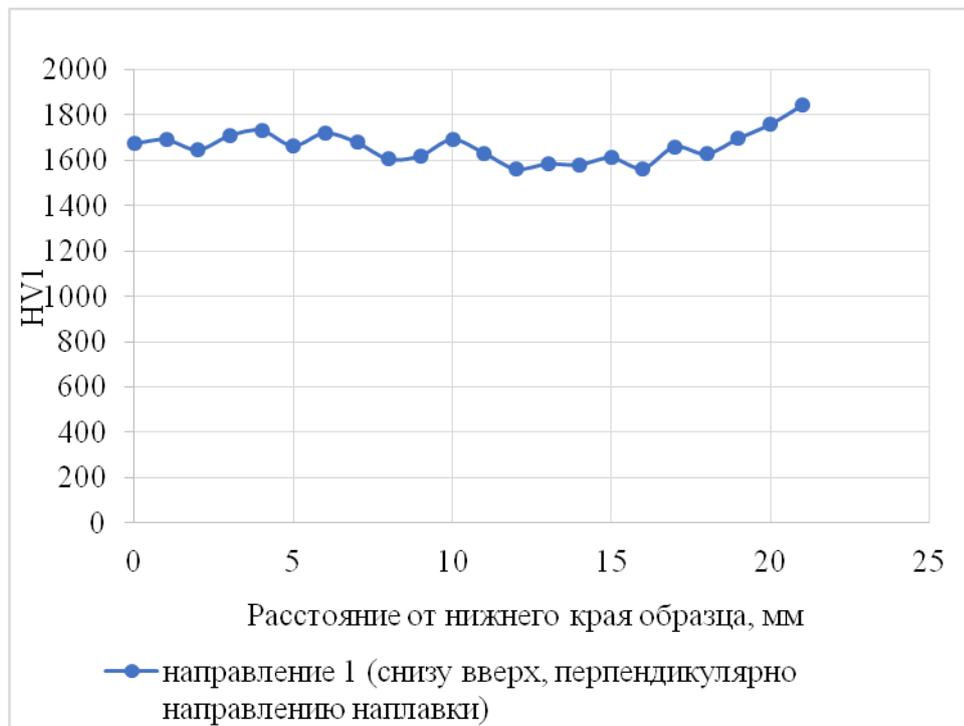


Рисунок 4.22 – График распределения микротвердости исследуемого образца от нижнего края к верхнему (перпендикулярно направлению наплавки)



Рисунок 4.23 – График распределения микротвердости исследуемого образца от оси в сторону наплавки (верхняя область исследования)

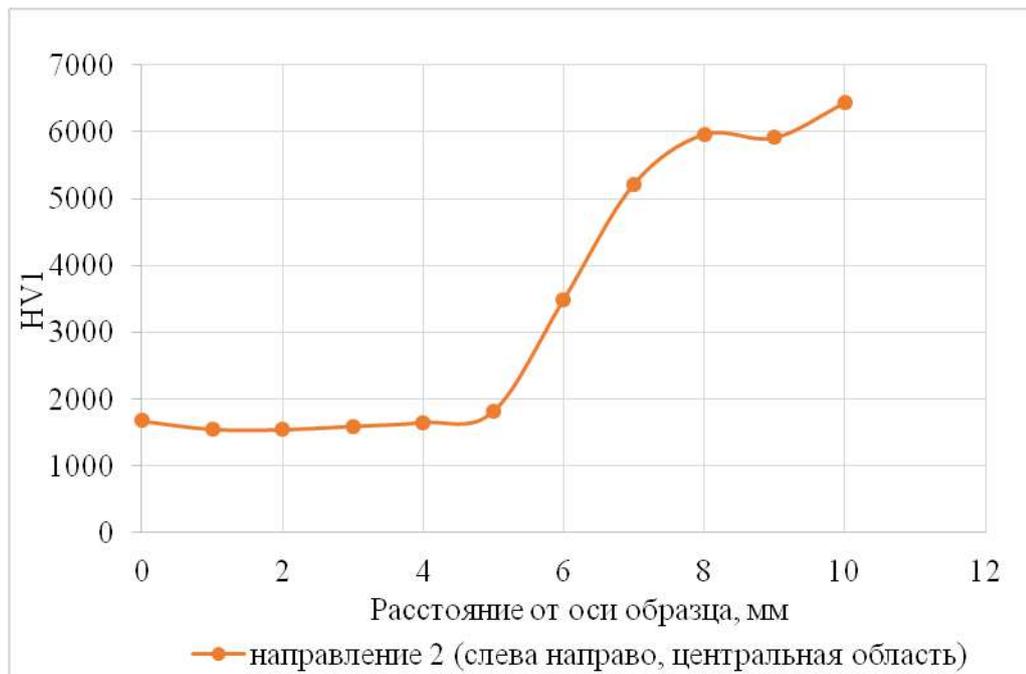


Рисунок 4.24 – График распределения микротвердости исследуемого образца от оси в сторону наплавки (центральная область исследования)

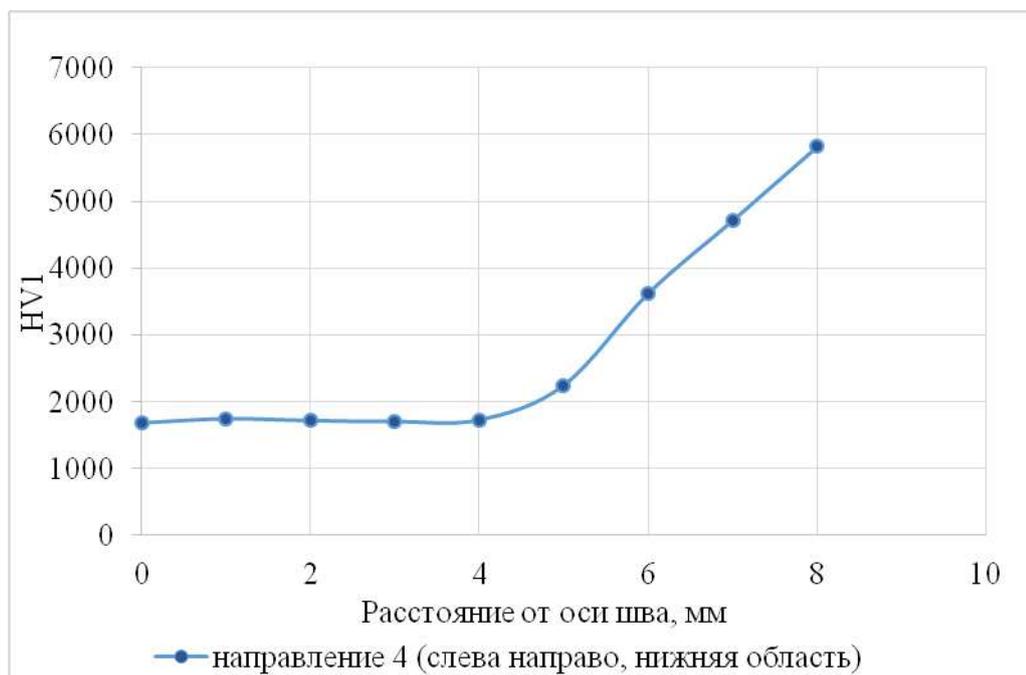


Рисунок 4.25 – График распределения микротвердости исследуемого образца от оси в сторону наплавки (нижняя область исследования)

Также был проведен рентгеноструктурный анализ исследуемого образца, результаты которого представлены на рисунке 4.26.

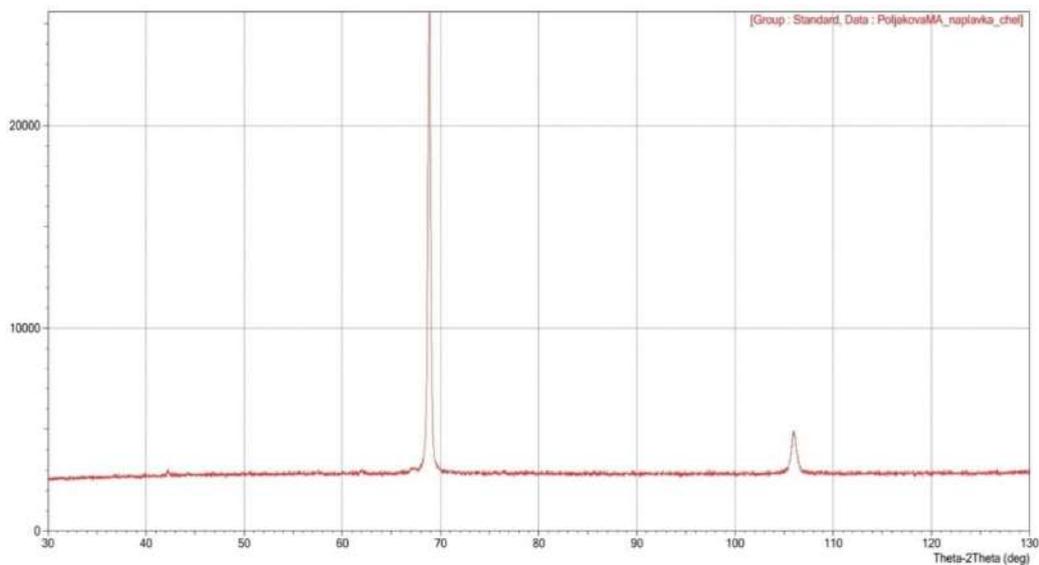


Рисунок 4.26 – Дифрактограмма исследуемого образца

Программная обработка спектра дала следующий результат: исследуемая проба состоит из α -Fe с объемно-центрированной кристаллической решеткой (рисунок 4.27 и рисунок 4.28).

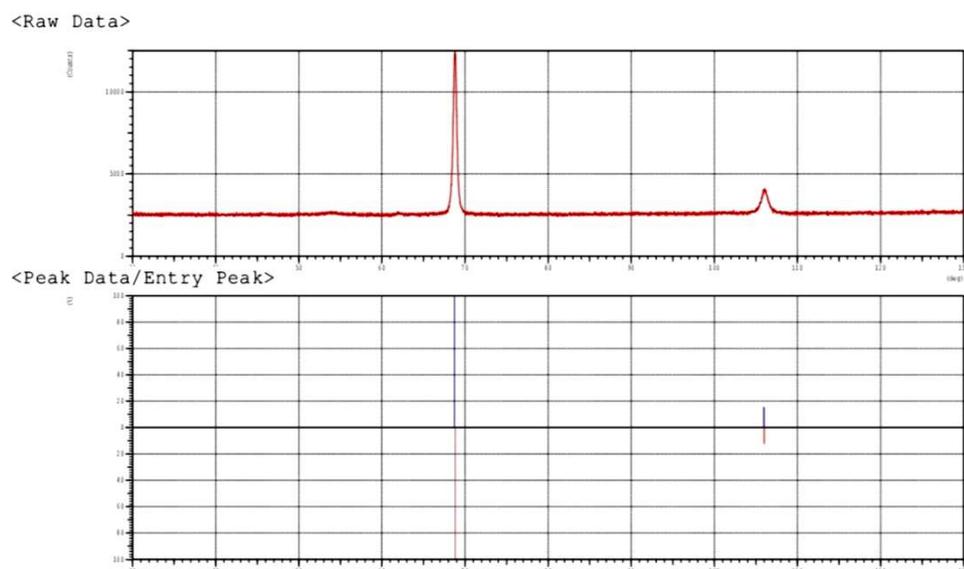


Рисунок 4.27 – Результаты программной обработки дифрактограммы исследуемого образца

No.	Card	Chemical Formula	S	L	d	I	R
		Chemical Name (Mineral Name)	Dx		WT%	S.G.	
1	03-065-4899	Fe	1.000	1.000 (2/ 6)	0.953	-----	0.953
		Iron		7.87			Im-3m

Рисунок 4.28 – Результаты качественного фазового анализа исследуемого образца

Также провели анализ величины остаточных напряжений в наплавленном слое из порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера. Анализ полученной графической зависимости двойного угла дифракции для линии 211 α -Fe от $\sin^2\psi$ говорит о том, что в исследуемом образце действуют только напряжения, параллельные его поверхности, так как эта зависимость изменения межплоскостного расстояния носит линейный характер (рисунок 4.29).

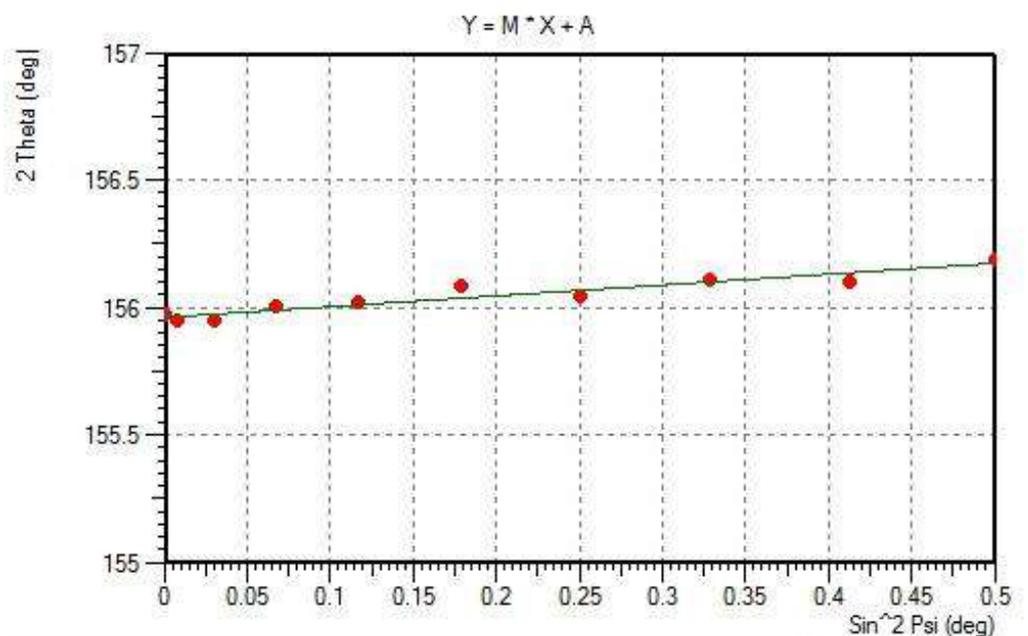


Рисунок 4.29 - Зависимость изменения межплоскостного расстояния от квадрата синуса угла наклона ψ

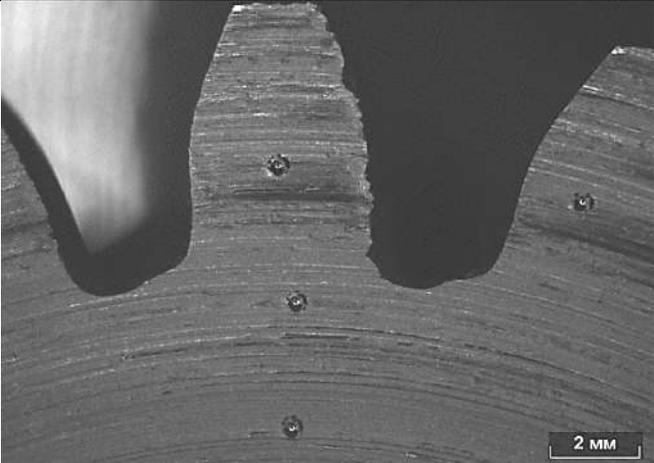
При этом остаточные напряжения являются сжимающими, а их значение составляет -135, 2 МПа. Высокий уровень остаточных напряжений объясняется тем, что лазерную наплавку осуществляли при высоких скоростях нагрева и отвода тепла. Вместе с тем, сжимающие напряжения

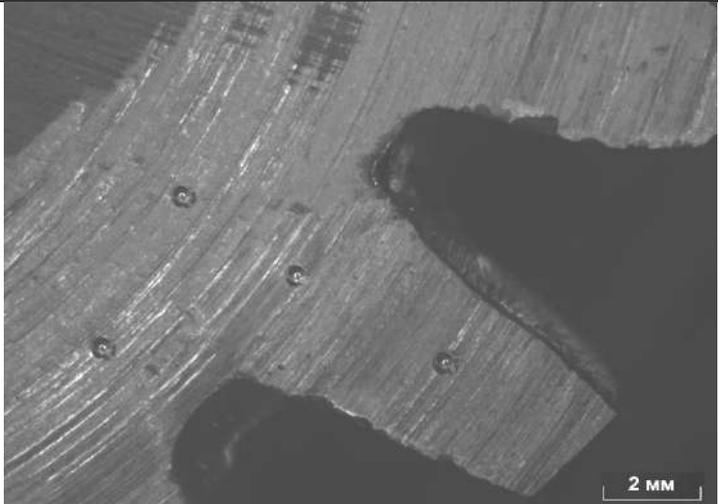
благоприятны для данного вида сплава, поскольку повышается предел прочности и стойкость к формированию трещин.

Таким образом, исследуемый образец состоит из одной фазы α -Fe с объемно-центрированной кристаллической решеткой, микроискажения в которой приводят к сохранению сжимающих остаточных напряжений значение которых равно -135, 2 МПа.

В работе также провели оценку свойств восстановленной детали типа коническая шестерня прямозубая (см. главу 2). Провели сравнение твердости исходного зуба шестерни и зуба, восстановленного лазерной наплавкой порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера (таблица 4.2).

Таблица 4.2 – Твердость зуба шестерни конической прямозубой

Область исследования	Твердость, HRC	Макроструктура поверхности, х 7,5
Зуб конической шестерни прямозубой		
середина зуба	60	
основание зуба	62	
цилиндрическая часть	62	

Зуб, восстановленный лазерной наплавкой порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера		
цилиндрическая часть	58	
основание зуба	60	
середина зуба	58	

В результате установлено, что величины твердости зуба шестерни конической в исходном состоянии и наплавленного зуба незначительно отличаются. Это свидетельствует о практической возможности использования лазерной наплавки порошка TRIP-стали для восстановления изношенных деталей узлов и агрегатов.

На основании результатов, представленных в данной главе отчета, можно сделать следующие выводы:

1. С использованием оптической и электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, измерения твердости было проведено комплексное металлографическое исследование микроструктуры образцов деталей узлов и агрегатов, восстановленных методом лазерной наплавки с применением порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера.

Установлено, что формирование структуры восстанавливаемого образца определяется в первую очередь теплоотводом (скоростью охлаждения) образца. Показано, что при медленной скорости охлаждения в центральных областях формируется преимущественно феррито-перлитная (с пластинчатой формой) структура с твердостью HV1 1674 МПа.

В поверхностных слоях, где наблюдается малый объем наплавленного материала, скорость охлаждения повышенная, что приводит к формированию

преимущественно бейнитно-ферритной структуры с повышенной твердостью HV1 3485 МПа.

Также в некоторых участках микроструктуры исследуемого образца (примерно на глубине 4,5 мм от поверхности) происходит сфероидизация пластинчатого перлита, т.е. переход от пластинчатой формы к сферической (округлой), что обусловлено передаваемым циклическим нагревом и охлаждением в процессе лазерной наплавки при температурах близких к критическим точкам. Твердость на этом участке составила HV1 1786 МПа.

2. Также была изучена микроструктура непосредственно наплавленного слоя. Показано, что структура состоит преимущественно из мартенсита. В отдельных участках встречается мартенситно-ферритная микроструктура, что обусловлено влиянием тепловых воздействий от предыдущих слоев и нагревом этой области до температуры из межкритического интервала A_{c1} - A_{c3} . Твердость HV1 в этих областях изменяется от 5218 до 6436 МПа.

3. Микрорентгеноспектральной анализ показал, что наплавляемый материал в своем составе кроме железа и углерода, содержит марганец и кремний. Также в отдельных участках встречаются титан, алюминий и оксид, т.е. можно предположить присутствие в составе сплава оксида алюминия Al_2O_3 и карбидов титана TiC.

4. Рентгеноструктурный анализ выявил, что исследуемый образец состоит из одной фазы α -Fe с объемно-центрированной кристаллической решеткой, микроискажения в которой приводят к сохранению сжимающих остаточных напряжений, значение которых составило 135,2 МПа.

5. Проведена сравнительная оценка твердости зуба детали-прототипа – коническая шестерня прямозубая. Показано, что значения твердости зуба в исходном состоянии и зуба, восстановленного лазерной наплавкой порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера, имеют практически одинаковые значения.

Таким образом, применение метода лазерной наплавки с использованием порошка TRIP- стали, является эффективным методом для восстановления изношенных и поломанных деталей узлов и агрегатов.

Представленные результаты полностью соответствуют требованиям подпункта 4.1.14 пункта 4 приложения 9 к соглашению № 075-15-2021-1031 от «04» октября 2021 г.

5 Анализ и обобщение результатов совместных исследований

5.1 Применение принципов технологической адаптации при управлении показателями качества в технологической системе «восстановление узлов и агрегатов с использованием порошка TRIP-стали»

В данном разделе рассмотрен подход адаптивного управления показателями качества при производстве изделий методом SLM-печати, обеспечивающий гарантированное достижение нормируемого уровня качества TRIP-стали при различных внешних возмущающих воздействиях. На основе этих результатов даны рекомендации к внедрению процесса в промышленное производство.

Селективное лазерное плавление (SLM) - это технология послойного аддитивного производства, в которой для создания объектов используется металлический порошок. В качестве материалов при этом используют порошковые алюминий, сталь, титан [1]. Повышенный спрос на технологию обоснован достижением высокого качества готовой продукции: точностью размеров получаемых изделий, возможностью получения минимальной толщины конструктивно-технологических элементов формы изделия, что может быть гарантировано небольшим радиусом пятна лазера [2]. Детали, сформированные по этой технологии, широко применяются сегодня в медицине, автомобильной и аэрокосмической промышленности [3].

В последние годы технология SLM активно развивается, однако аддитивное производство металлических деталей, особенно при наличии сложной геометрии и новых материалов, все еще предусматривает некоторые технологические ограничения. Одной из главных проблем для исследований и разработок в этом секторе является необходимость улучшения стабильности, повторяемости и расширение возможностей данных систем [3].

5.2 Разработка модели адаптивного управления качеством

В современных условиях одним из важнейших факторов, определяющих конкурентоспособность предприятия, является возможность его адаптации в изменяющихся условиях рынка. Номенклатура продукции, выпускаемой предприятием, представляет сотни, а порой и тысячи позиций, ориентированным на огромное количество потребителей-заказчиков. При этом технологический процесс и применяемое оборудование в достаточной степени унифицировано. Однако зачастую возникает ситуация, когда появляется заказ на новый вид продукции, технико-технологические возможности изготовления которой, на первый взгляд, не всегда очевидны. Это может быть связано с отсутствием разработанной технологии, соответствующего нормативного документа на продукцию конкретного вида, низкой квалификацией лица, принимающего решение об организации производства, с полной технологической невозможностью из-за ограниченности либо отсутствия наличия соответствующего оборудования [4].

Очевидно, что для обеспечения требуемого уровня качества, конкурентоспособности и повышения результативности производства такая технологическая система должна оперативно реагировать на изменение внешнего или внутреннего воздействия. При этом должны быть минимизированы возможные затраты на адаптацию всей технологии (в том числе производственной схемы) к новым условиям, включая и возможные ожидания потребителя. Таким образом, возникает необходимость оперативной ранней оценки возможного достигаемого уровня показателей качества определенного вида продукции. При этом для повышения эффективности и результативности производства требуется определить рациональную технологическую схему изготовления изделия, обеспечивая достижение нормируемых показателей качества. Другими словами, возникает необходимость раннего прогнозирования конечных свойств продукции [4].

Учеными ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г. И. Носова» разработан концептуальный подход к построению технологических процессов и их оценки, основанный на адаптивном управлении качеством изделий в условиях многовариантной технологической системы, что позволяет выявлять и эффективно использовать ресурсы предприятия для обеспечения нормированного уровня качества конечной продукции [5]. В общем случае алгоритм адаптивного управления показателями качества продукции в соответствии с разработанной методологией включает следующие основные процедуры:

- анализ требований к продукции;
- разработку базовой (адаптированной) технологии производства;
- анализ возможности реализации предлагаемых адаптивных технологических мероприятий и процедур с учетом особенностей используемых материально-технических ресурсов и оборудования;
- анализ результатов и выдача рекомендаций к построению технологического процесса и его внедрению в действующее производство [5].

В рамках предложенного методологического подхода была разработана двухуровневая двухконтурная система адаптивного управления качеством металлопродукции (САУК). Разработанная САУК металлопродукции включает в себя два уровня (рисунок 5.1). Первый уровень управления САУК, который называется «подготовительным», предполагает формирование и накопление технологической базы данных обо всех возможных (вероятных или освоенных) в условиях предприятия технологических маршрутах для каждого вида продукции с фиксированием достигаемого уровня показателей качества, либо их диапазона изменчивости в зависимости от:

- варианта технологической схемы производства;
- влияния человеческого фактора;
- экономических составляющих технологического процесса;
- организационных схем производства;

- временной фактор;
- прочих аспектов, входящих в данную систему [6].

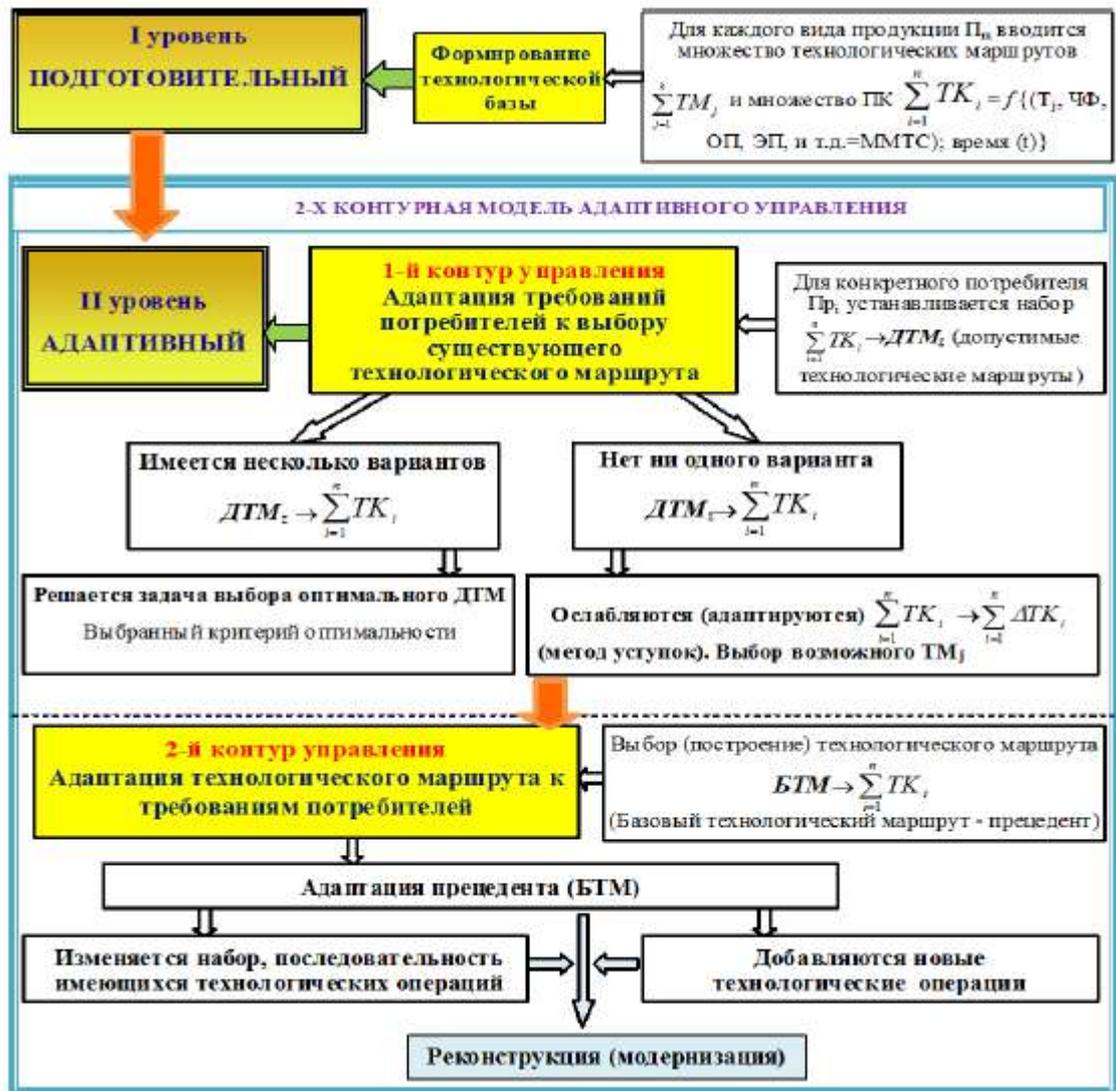


Рисунок 5.1 – Двухуровневая двухконтурная схема адаптивного управления качеством

Наличие данного уровня в системе обязательно, так как от его наполнения зависит, во-первых, оперативность принятия решения о возможности выполнения заказа, во-вторых, выявляются потенциальные ограничения, накладываемые технологической системой, например, на диапазоны варьирования свойств, в-третьих, существенно упрощается работа лица принимающего решение по организации технологического процесса.

Так как в общем случае необходимо предполагать, что ЛПП может не обладать соответствующей компетенцией по всем аспектам планируемого производства для выполнения конкретного поступившего заказа в части обеспечения нормируемых показателей качества [7].

Данный подход может быть эффективно применен к процессам 3D-печати TRIP-сталей.

5.3 Анализ влияния параметров SLM-процесса на качество получаемых изделий

5.3.1 Параметры, влияющие на качество изделий, получаемых SLM-методом

В SLM-процессе 3D-принтер наносит тонкий слой металлического порошка на поверхность. Выбранные области в каждом слое расплавляются лазерным лучом, чтобы сформировать трехмерное поперечное сечение конечной детали. Затем базовая платформа сборки опускается вниз, следуя за механизмом. Этот цикл последовательно повторяется до тех пор, пока не образуется трехмерный объект. Нерасплавившийся порошок удаляется и перерабатывается, весь этот процесс осуществляется внутри камеры, заполненной защитным газом (аргон, азот), что позволяет избежать окисления (рисунок 5.2) [8].

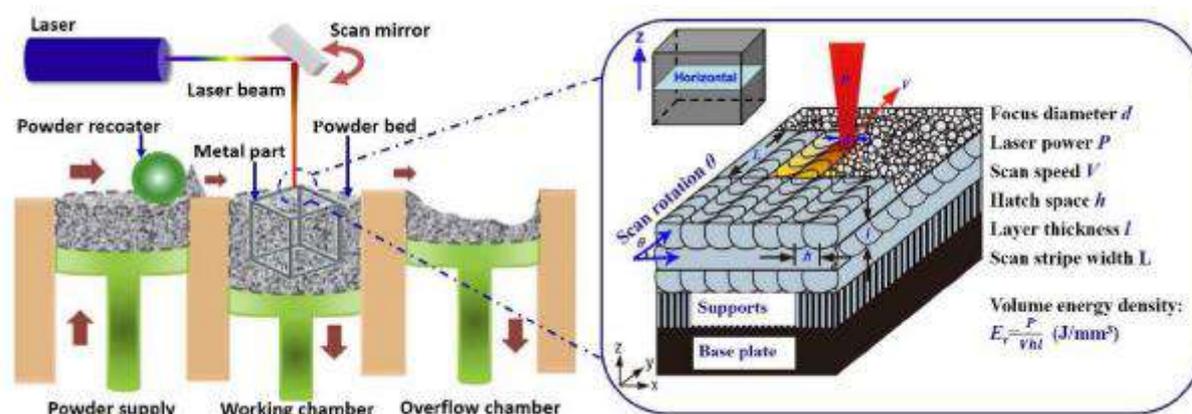


Рисунок 5.2 – Схема SLM-процесса [24]

Изделия, изготовленные SLM-методом, обладают повышенной плотностью с тонкой микроструктурой, что способствует улучшенным механическим свойствам, качеству поверхности и точности размеров деталей. Благодаря послойному производству SLM-процесс имеет преимущество по сравнению с обычным процессом, поскольку дает возможность изготавливать детали с тщательно продуманными внутренними элементами для сложной сборки, повышая производительность, уменьшая число итераций проектирования и более быстро выводя на рынок новые продукты/прототипы.

Переход от быстрого прототипирования к изготовлению конечной продукции имеет множество технологических барьеров, таких как изменчивость деталей, неполное знание о связи процесса с микроструктурой и свойствами. SLM-процесс имеет сложные термодинамические и теплообменные механизмы. Поверхность сканируемой дорожки неуправляема и непредсказуема в процессе печати, что в конечном итоге влияет на качество продукции. К наиболее часто встречающимся проблемам относятся окисление исходных материалов и остаточные напряжения, возникающие при сложных теплофизических явлениях. Точность размеров от проектной модели до фактической детали – еще одна проблема, с которой сталкивается SLM-технология. Хотя готовые SLM-компоненты могут быть использованы в качестве функциональных деталей, вышеупомянутые проблемы необходимо решить перед изготовлением отдельных деталей, чтобы обеспечить надежный, масштабируемый и высокопроизводительный производственный процесс [8].

Взаимодействие лазера с металлическим порошком обычно приводит к образованию расплавленной ванны размером 0,9–1,4 мм в длину, 0,16–0,63 мм в глубину и 0,12–0,38 мм в ширину, соответственно, в зависимости от параметров SLM-процесса. Скорость охлаждения может достигать 103–108 К/с из-за быстрого движения луча лазера в зависимости от параметров обработки, типа используемого материала и его физико-химических свойств.

Такая высокая скорость охлаждения может препятствовать росту зерна и сегрегации легирующих элементов [8]. Образующаяся тонкая сплошная измельченная микроструктура способствует улучшению механических свойств SLM-деталей. Важно иметь как мелкие, так и крупные частицы порошка: более мелкие частицы легко расплавляются и способствуют хорошей плотности деталей и качественной отделке поверхности; тогда как крупные частицы улучшают пластичность, прочность, твердость и ударную вязкость.

При импульсной лазерной обработке имеется значительное число параметров, варьирование которых влияет на качество продукции. Широкий спектр параметров SLM-процессов, влияющих на качество конечных деталей, показан на рисунке 5.3.

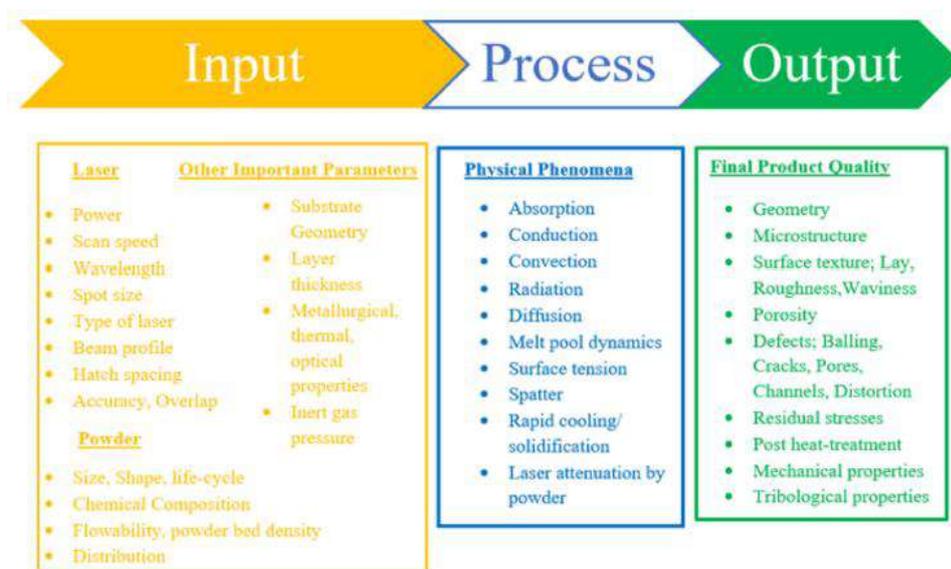


Рисунок 5.3 – Диаграмма параметров SLM-процесса [8]

Всего существует более 150 параметров, которые необходимо учитывать в SLM-процессе. Наиболее важные параметры процесса: мощность лазера, скорость сканирования, интервал штриховки, толщина слоя, давление защитного газа. Неправильный выбор этих параметров может привести к нежелательным эффектам, таким как термические трещины, образование сфер, пористость и т.д. Следовательно, необходимо установить

связь между этими параметрами и выходными данными для оптимизации параметров обработки для достижения желаемого результата.

5.3.2 Влияние параметров SLM-процесса на микроструктуру

Микроструктура TRIP-стали, изготовленной SLM-методом представлена на рисунке 5.4, где синие пунктирные линии указывают положение отдельных дорожек, расплавленных лазером [9].

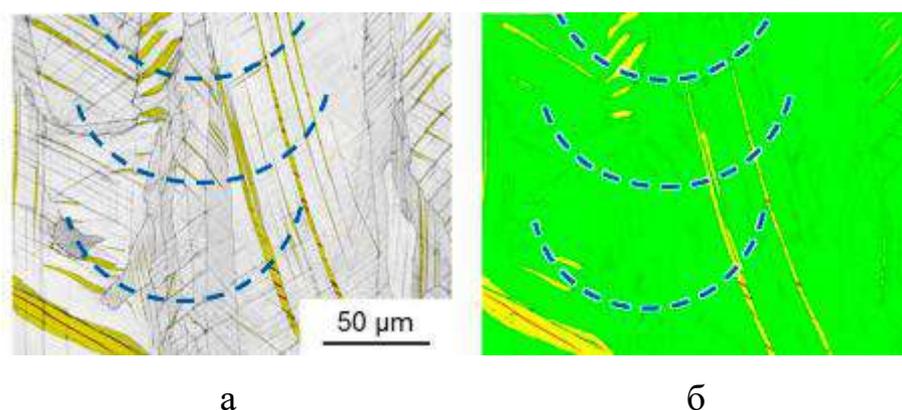


Рисунок 5.4 – Микроструктура стали после SLM-процесса: а - фазовая карта, наложенная на EBSD-изображение структуры, включающее гексагональный ϵ -мартенсит (желтый цвет) и тетрагональный α' -мартенсит (красный цвет); б - EBSD-изображение структуры, показывающее аустенитную фазу зеленым цветом, гексагональный ϵ -мартенсит желтым цветом и α' -мартенсит красным цветом

Помимо типичной микроструктуры аустенита, в исследуемой стали обнаружилась фаза гранцентрированного кубического аустенита, а также небольшие участки тетрагонального α' -мартенсита, расположенные в гексагональных пластинках ϵ -мартенсита. В обычных условиях охлаждения, например, при разливке слитков, ϵ - и α' -мартенсит как термодинамически метастабильные фазы обычно не образуется [9]. В металлах, изготовленных данным аддитивным способом, присутствуют высокие внутренние напряжения и плотность дислокаций, что связано с высокими скоростями охлаждения. Превращение аустенита в ϵ -мартенсит способствует частичной

компенсации внутренних напряжений, тогда как α' -мартенсит формировался только в гексагональной мартенситной фазе после превращения $\gamma \Rightarrow \varepsilon \Rightarrow \alpha'$ [9].

В работе [10] проведено исследование влияния плотности лазерного излучения на количество и распределение различных фаз в сплаве Fe–17Mn–5Si–10Cr–4Ni. Рентгенограммы (рисунок 5.5), снятые с образцов, изготовленных с максимальной (194,44 Дж/мм³) и минимальной плотностью лазерного излучения (63,89 Дж/мм³), показывают, что данный параметр сильно влияет на фазообразование в стали. Образец, изготовленный при плотности 194,44 Дж/мм³ показывает почти полностью аустенитную микроструктуру (ГЦК- γ). Напротив, ОЦК- δ является преобладающей фазой, обнаруженной в образце с низкой плотностью энергии. Количество ОЦК- δ составляет около 98%, что значительно выше по сравнению с образцом с высокой плотностью (13%).

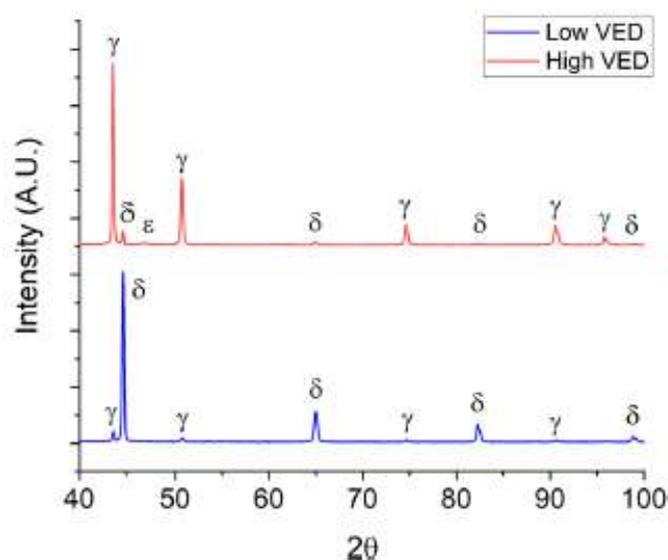


Рисунок 5.5 – Рентгенограммы образцов, изготовленных с максимальной (194,44 Дж/мм³) (красный цвет) и минимальной (63,89 Дж/мм³) (синий цвет) плотностью лазерной энергии

Различия в размерах, ориентации и морфологии зерен также наблюдаются при сравнении карт EBSD (рисунок 5.6) [10].

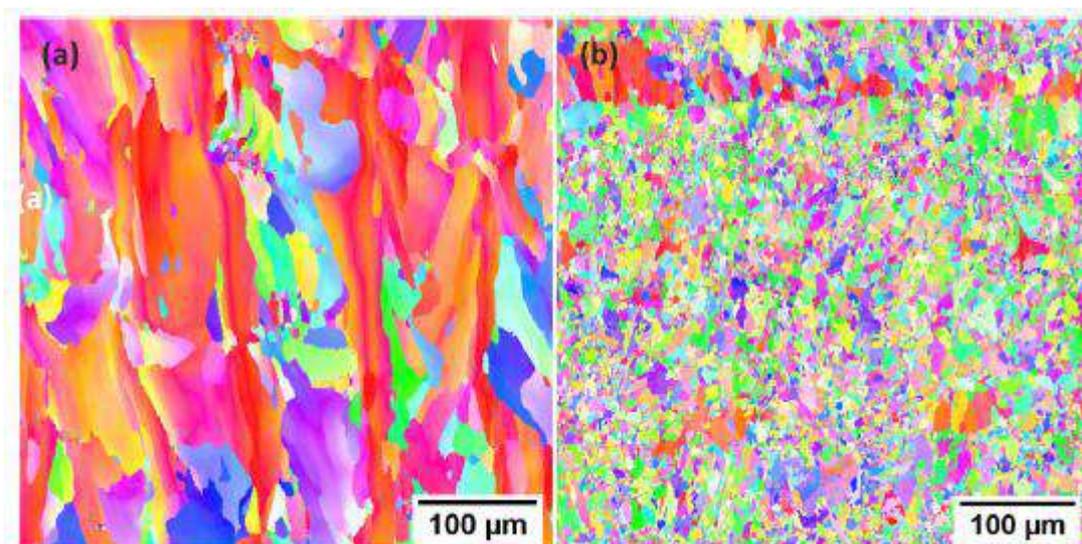


Рисунок 5.6 – EBSD-анализ; карта с обратной полюсной фигурой образцов, изготовленных с низкой (а) и высокой (b) плотностью лазерной энергии [10]

Почти вертикально ориентированные столбчатые зерна ОЦК- δ формируются в образце с самой низкой плотностью энергии. Большинство зерен характеризуется высоким соотношением сторон, с наибольшим размером в несколько десятки микрометров в направлении сборки. Среднее значение размера зерна составляет около 60 мкм. Ферритные зерна имеют ярко выраженную ориентацию $\langle 001 \rangle$ вдоль направления сборки. При максимальной плотности микроструктура в основном состоит из мелкодисперсных равноосных зерен диаметром менее 10 мкм. Слегка удлиненные зерна вдоль направления сборки обнаруживаются лишь в нескольких местах. Зерна ГЦК- γ имеют предпочтительную ориентацию $\langle 101 \rangle$ к направлению сборки. Таким, образом при высокой плотности лазерного излучения наблюдается значительное измельчение зерна, что связано с превращением ОЦК- $\delta \rightarrow$ ГЦК- γ при охлаждении [10].

5.3.3 Влияние параметров SLM-процесса на механические свойства получаемых изделий

Изделия, произведенные методом SLM, имеют анизотропную микроструктуру. Анизотропная микроструктура формируется при быстром затвердевании в направлении распространения тепла. Анизотропия во

многим зависит от направления сканирования. Компоненты, изготовленные в различных направлениях, параллельно или перпендикулярно к подложке, подвергаются различному термическому воздействию, которое приводит к анизотропии механических свойств и различной текстуре [8].

Механические свойства TRIP-стали, изготовленной SLM-методом, представлены на рисунке 5.7 и сведены в таблицу 5.1 для сравнения со сталью того же химического состава, полученной по традиционной металлургической технологии [9]. Контрольным образцом является сталь Cr30Mn22, полученная традиционной металлургической технологией. На рисунке 5.7 угол 90° , 45° и 0° обозначает величину угла между направлением растяжения и направлением сканирования.

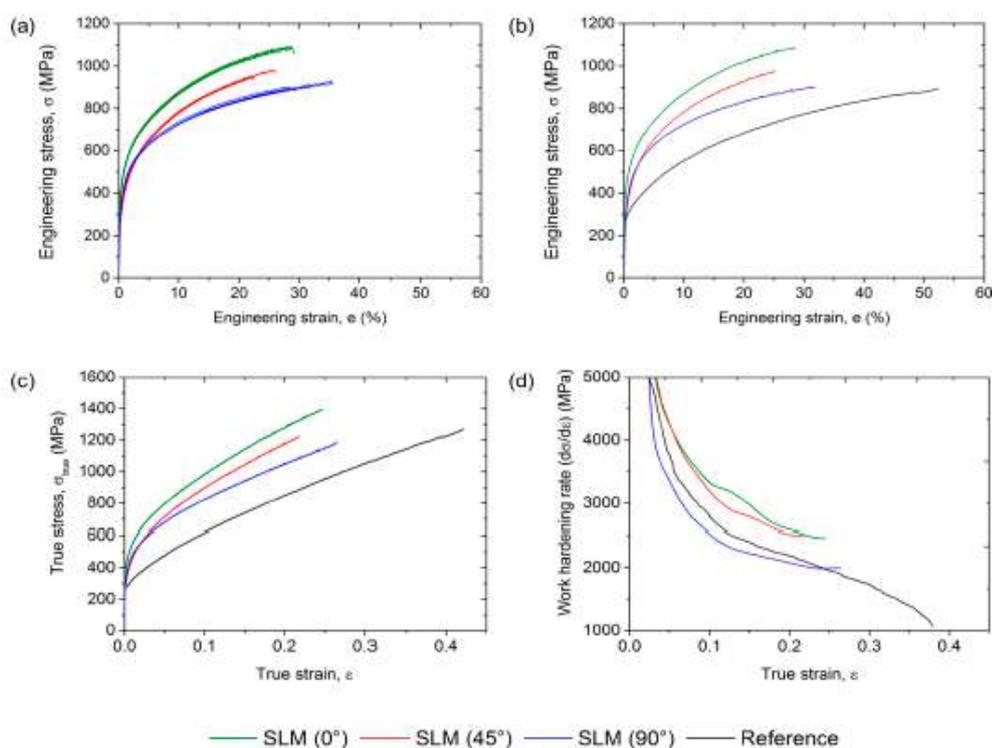


Рисунок 5.7 – (a) кривые упрочнения образцов, изготовленных SLM-методом; (b) кривые упрочнения выбранных образцов, изготовленных SLM-методом, для каждого состояния в сравнении с эталонной сталью; (c) кривые «истинное напряжение - истинная деформация»; (d) кривые «скорость упрочнения - истинная деформация»

Таблица 5.1 – Механические свойства образцов, полученных из TRIP-стали SLM-методом

Материал	Предел текучести, МПа	Предел прочности при растяжении, МПа	Относительное удлинение, %
SLM (0 ⁰)	416 ± 9	1085 ± 6	27,4 ± 1,2
SLM (45 ⁰)	302 ± 16	966 ± 14	23,8 ± 1,6
SLM (90 ⁰)	329 ± 3	906 ± 11	31,2 ± 2,9
Сталь сравнения Cr30Mn22	275	894	52

Из полученных данных можно сделать вывод, что угол между направлением сканирования и осью растяжения не оказывает существенного влияния на поведение стали при деформации, о чем также свидетельствует низкий разброс механических свойств (см. таблицу 5.1). Сравнение свойств материала, полученного SLM-методом, и эталонного материала показало, что прочность образцов, изготовленных SLM-методом, была выше, а относительное удлинение ниже, чем соответствующие значения стали, полученной традиционным способом. Высокая начальная плотность дислокаций, а также наличие ϵ - и α' -мартенсита после SLM способствуют повышению прочности, тогда как остаточная пористость и примеси, даже если они присутствуют в очень незначительном количестве, отрицательно сказываются на формуемости, что так часто наблюдается в изделиях, полученных порошковой металлургией. Однако наклон кривых «истинное напряжения – деформация» и кривых «скорость наклепа - истинная деформация» показывает, что одни и те же характеристики деформации, т. е. высокая способность к наклепу и линейное увеличение истинного напряжения, были получены независимо от способа обработки. Также важно отметить, что небольшие доли ϵ - и α' -мартенсита, присутствующие после SLM-процесса, не привели к снижению скорости деформационного упрочнения по сравнению с материалом, полученным традиционным металлургическим способом [9].

Характеристики металлического порошка (размер частиц и гранулометрический состав, плотность упаковки) также играют важную роль в формировании качества SLM-детали. В [11] приведены результаты исследования влияния размера частиц и различной толщины слоя на качество поверхности и механические свойства изделий из порошков нержавеющей стали. Было установлено, что для получения изделий из порошков с более мелкими размерами частиц (15,2 мкм и 28,26 мкм) требуется меньше тепла для достижения плотности 99% по сравнению с порошками с размером частиц 37,70 мкм. Это связано с тем, что мелкие частицы легко плавятся. Однако при использовании порошков с более крупными частицами изделие обладает более высокими значениями относительного удлинения. Аналогичные исследования показали, что более мелкие частицы порошка обладают повышенной текучестью, в результате чего изделие после SLM-процесса обладает более высокой плотностью, качественной поверхностью и высокими значениями прочности и твердости [12].

5.3.4 Влияние параметров SLM-процесса на образование дефектов

Одна из важнейших целей оптимизации параметров SLM-процесса является исключение дефектов и получение высокой плотности детали.

Комкование. Причиной комкования является наличие свободных частиц в порошковом слое [13]. При низкой плотности энергии, малой мощности лазера, большой толщине слоя порошка и высокой скорости сканирования, свободные частицы собираются вместе, образуя так называемую область комкования [14]. Комкование снижает качество поверхности. Оно также приводит к появлению множества пор в получаемом изделии [15]. Исследователями были описаны два типа комкования [16]. Первый тип — это явление комкования с образованием эллипсоидов размером около 500 мкм. Эллипсоиды образуются при ухудшении смачивающей способности дорожек расплава, что приводит к плохому сцеплению с предыдущим слоем. Вторым типом комкования — сферический, который происходит из-за разбрызгивания расплавленного металла [16]. Оба

типа комкования являются причиной появления таких дефектов как трещины и пористость, а также препятствуют равномерному распределению порошка в следующем слое.

Пористость. В ходе SLM-процесса образуются ванны расплава, которые не являются стабильными, при этом возможно образование пор. Уменьшение подводимой энергии или большая толщина слоя вызывают недостаток подводимой энергии (для достижения эффективного перекрытия) между трековыми слоями расплава, что приводит к образованию дефектов типа несплавление. При низкой скорости сканирования и высокой мощности лазера подводимая энергия слишком высока, что приводит к более высоким термическим напряжениям и пористости. Кроме того, более высокая подача энергии вызывает большой температурный градиент, что в сочетании с большими остаточными термическими напряжениями часто вызывает появление термических трещин. И, наоборот, при относительно меньшей мощности лазера и при более высокой скорости сканирования подводимой энергии недостаточно, чтобы полностью расплавить частицы порошка, что приводит к образованию дефекта в виде отдельных сфер [8].

Высокая шероховатость поверхности деталей. Высокая шероховатость, изделий, полученных SLM-методом, в основном образуется из-за следующих причин:

- 1) «ступенчатый эффект», вызванный внутренним послойным осаждением;
- 2) прикрепление частиц расплавленного остаточного порошка на поверхность образца;
- 3) дефекты обработки (например, комкование, большие поры и трещины и т. д.).

Шероховатость поверхности является важным показателем при оценке параметров процесса. На рисунке 5.8 показано влияние параметров SLM-процесса на шероховатость горизонтальной поверхности композитной мартенситной стали.

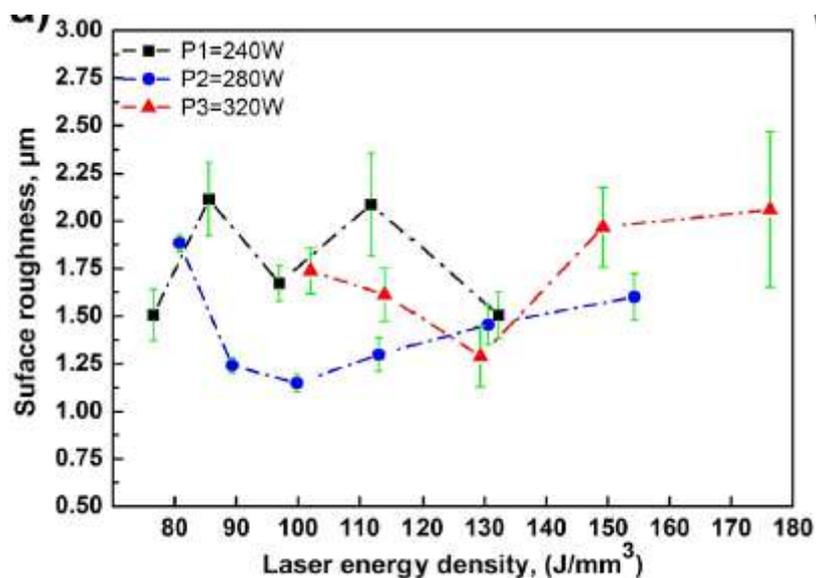


Рисунок 5.8 – Влияние параметров SLM-процесса на шероховатость композитной мартенситной стали [15]

Низкая шероховатость достигается при $P = 280$ Вт и $E_v = 89$ – 132 Дж/мм³. Снижение E_v и P приводит к уменьшению текучести и смачиваемости ванны расплава, и тем самым к увеличению шероховатости поверхности. Кроме того, более низкая энергия лазера вызывает прилипание к поверхности частично расплавленных частиц порошка, что также увеличивает значение параметра Ra [15]. При увеличении E_v и P повышается температурный градиент между ванной расплава и материалом, что приводит к повышению поверхностного натяжения расплава. Повышенное поверхностное натяжения приводит к увеличению эффекта комкования в ванне расплава, что разделяет ванну на дискретные сферические частицы и увеличивает значение Ra [15].

Качество порошка является ключевым аспектом в SLM-процессе, гарантирующим технологичность и качество изготавливаемых деталей. В [17] были изучены морфология, гранулометрия и сыпучесть порошка, и влияние указанных параметров на шероховатость и пористость изготовленных деталей. Благодаря этому исследованию было показано, что

увеличение распределения частиц по размерам вызывает увеличение пористости и шероховатости изготовленных деталей [17].

5.4 Рекомендации к построению технологического процесса получения изделий SLM-методом

На основании анализа результатов исследований, представленных в предыдущих главах настоящего отчета, о влиянии параметров процесса на микроструктуру, механические свойства и относительную плотность можно дать следующие рекомендации к построению технологического процесса получения изделий из порошка TRIP-стали SLM-методом.

5.4.1 Плотность энергии лазерного излучения

Плотность лазерной энергии влияет на количество и распределение фаз в микроструктуре стали из-за изменения скорости охлаждения. При высоких плотностях энергии наблюдается значительное снижение содержания феррита, а также измельчение зерна. Также это позволяет предотвратить образование трещин благодаря уменьшению количества ОЦК- δ в микроструктуре [10]. Для получения высокой плотности и отсутствия дефектов сплавления требуется высокая плотность энергии лазерного излучения – 194,44 Дж/мм³, что соответствует мощности $P = 175$ Вт при скорости $V = 300$ мм/с [10]. Такая высокая энергия плавления является достаточной для обеспечения хорошего сцепления между слоями.

В [15] рекомендуется плотность лазерной энергии 63,97 Дж/мм³ ($P = 190$ Вт, $V = 1,1$ м/с). Полученный в результате обработки с указанными параметрам образец стали показал наилучшие механические свойства (микротвердость $374,2 \pm 6,5$ HV, предел текучести $946 \pm 7,3$ МПа, предел прочности при растяжении 1084 ± 3 МПа, относительное удлинение $17,64 \pm 0,18\%$).

С точки зрения твердости наилучший диапазон плотности лазерной энергии составляет 81–113 Дж/мм³. Наибольшее значение твердости 365 ± 7 HV_{0,1} достигается при $E_v = 89$ Дж/мм³ [15].

5.4.2 Скорость сканирования

В исследованиях [14] наилучшие показатели размера зерна, морфологии и ориентации, доля ОЦК- δ и ГЦК- γ , а также более высокая прочность и твердость были получены при скорости сканирования 100-250 мм/с.

5.4.3 Направление сканирования

В [9] было показано, что ориентация дорожек, расплавленных лазером, не влияет на свойства материала, а морфологическая и кристаллографическая текстура из-за направленного затвердевания значительно влияет на механические свойства получаемых изделий. В частности, анизотропия размера зерна и разный вклад деформационного двойникования в зависимости от угла между направлением сканирования и направлением растяжения определяют деформационное упрочнение стали [9].

5.4.4 Химический состав стали

Химический состав стали влияет на восприимчивость к трещинам. Легкоплавкие легирующие элементы, такие как сера и фосфор вызывают растрескивание при затвердевании, в то время как марганец может привести к локальному истощению из-за высокого давления паров. Другие легирующие элементы, такие как кремний, титан, могут привести к неравномерной пористости [8].

5.4.5 Текучесть и плотность порошкового слоя

Плохая текучесть порошка может блокировать растекание частиц порошка, что влияет на непрерывность формирования толщины слоев и, как следствие, являться причиной повышенной шероховатости поверхности детали [8].

5.4.6 Толщина слоя порошка

В работе [13] исследовали влияние толщины слоя порошка (40 мкм и 50 мкм) на свойства мартенситной стали. У образца, изготовленного SLM-

методом из порошка толщиной слоя 40 мкм, наблюдается более низкая доля большеугловых границ, и, следовательно, более высокое сопротивление скольжению дислокаций при пластической деформации. Это приводит к увеличению деформационной упрочняемости и предела прочности стали.

5.5 Разработка модели адаптивного управления качеством изделий из порошковой TRIP-стали в ходе SLM-процесса

Под «технологической адаптацией» понимается процесс целенаправленного изменения технологической системы (ТС) в соответствии с определенными критериями приспособления ее структуры и функций к условиям внешней среды, обеспечивающих достижение целей системы (соответствующий уровень показателей качества, ожидания потребителей, гармонизацию нормативной базы). С позиций системного подхода любая ТС может быть представлена как система преобразований операнда Od . Так как операнд находится в системе преобразований, то его состояние определяется через вектор свойств. Таким образом, операнд имеет начальное состояние (начальные свойства) Od_0 и конечное состояние Od_n . Для удовлетворения соответствующей потребности задается необходимое состояние операнда Od_n , которое является целью преобразований. Изменение $Od_0 \rightarrow Od_n$ называется преобразованием, которое реализуется в процессе технологии. В результате преобразований операнд изменяет вектор свойств Z_j^i . Так, в рассматриваемой ТС «SLM-процесс» ее управление качеством определяется совокупностью показателей механических свойств, геометрических параметров, характеристик поверхности и структуры:

$$Od^n = \begin{pmatrix} A_j^i \\ B_j^i \\ C_j^i \\ D_j^i \end{pmatrix}, \quad (5.1)$$

где A_j^i – вектор характеристик микроструктуры;

V_j^i – вектор механических свойств;

C_j^i – вектор характеристик качества поверхности и относительной плотности;

D_j^i – вектор геометрических параметров.

При преобразовании операнда начального состояния в конечное состояние $Od_0 \rightarrow Od_n$ присущие ему свойства характеризуются изменчивостью. Противоположностью изменчивости, неразрывно с ней связанным, является понятие наследственности.

С представленной точки восприятия изменчивости свойств изделия в ТС «SLM-процесс», учитывая их тесную взаимосвязь, можно выделить родительскую наследственность (исходную) и приобретенную. Родительская наследственность – это предопределенность характеристик изделия из TRIP-стали начальными свойствами порошка. Приобретенная наследственность подразумевает изменения свойств в процессе производства изделия из TRIP-стали, существенные для конечного ее состояния. На рисунке 5.9 приведена схема взаимосвязи показателей качества TRIP-стали, параметров стального порошка и параметров SLM-процесса.



Рисунок 5.9 – Схема взаимосвязи показателей качества TRIP-стали, параметров стального порошка и параметров SLM-процесса

Очевидно, что подобные системы, характеризующиеся значительной ролью наследственности при формировании конечного комплекса качественных показателей, должны быть управляемы для повышения результативности производства. При этом должны быть минимизированы затраты, связанные как с «повседневным» функционированием системы, так и при освоении производства новой продукции.

Рассмотрим возможность применения технологической адаптации ПК путем целенаправленного воздействия на ТС, позволяющего перевести исследуемый объект (технологическую систему) в требуемое (целевое) состояние, на примере системы изготовления изделия из порошка TRIP-стали SLM-методом. Будем считать, что состояние объекта изменяется под воздействием среды, в которой он находится. Пусть X - состояние среды, взаимодействующей с объектом, а Y - состояние объекта (рисунок 5.10).

Объект в соответствии с данной схемой можно представить как некоторый оператор-преобразователь J_0 состояния среды в состояние объекта:

$$Y = J^0(X), \quad (5.2)$$

где J_0 - некоторый оператор связи входа A и выхода B объекта, отражающий способ организации его работы;

X - состояние окружающей среды;

Y - состояние исследуемого объекта.



Рисунок 5.10 – Схема взаимодействия среды и объекта управления

Другими словами, данный оператор представляет собой определенное управленческое решение, позволяющее достигать заданные цели. Таким образом, процесс управления направлен на достижение определенных конечных результатов, т.е. на реализацию конкретно поставленных целей. Для постановки и определения целей необходимо использование понятие «субъекта». Под субъектом в данном случае подразумевается потребитель с постоянно меняющимися запросами к свойствам изделия из порошковой TRIP-стали, удовлетворение которых является ключевым аспектом успешного функционирования ТС и всего предприятия в целом. При этом изменения требований потребителей могут определяться внешней средой в зависимости от ситуации на рынке, а также состоянием нормативной базы на данный вид продукции (например, при необходимости гармонизации отечественных и зарубежных стандартов). Таким образом, субъект формирует внешние цели деятельности ТС.

Однако кроме внешних целей управляемая технологическая система должна быть направлена на достижение установленных внутренних показателей R , например, таких как процент несоответствующей продукции по качеству при ее производстве, позволяющих оценить целесообразность, а также рациональность и эффективность принятого решения по организации конкретного технологического процесса (рисунок 5.11).

В исследуемой ТС «SLM-процесс» для реализации процесса технологической адаптации и управления показателями качества при различного рода внешних возмущениях очевидна необходимость создания системного канала воздействия V , посредством которого оказывается влияние на состояние рассматриваемой системы.

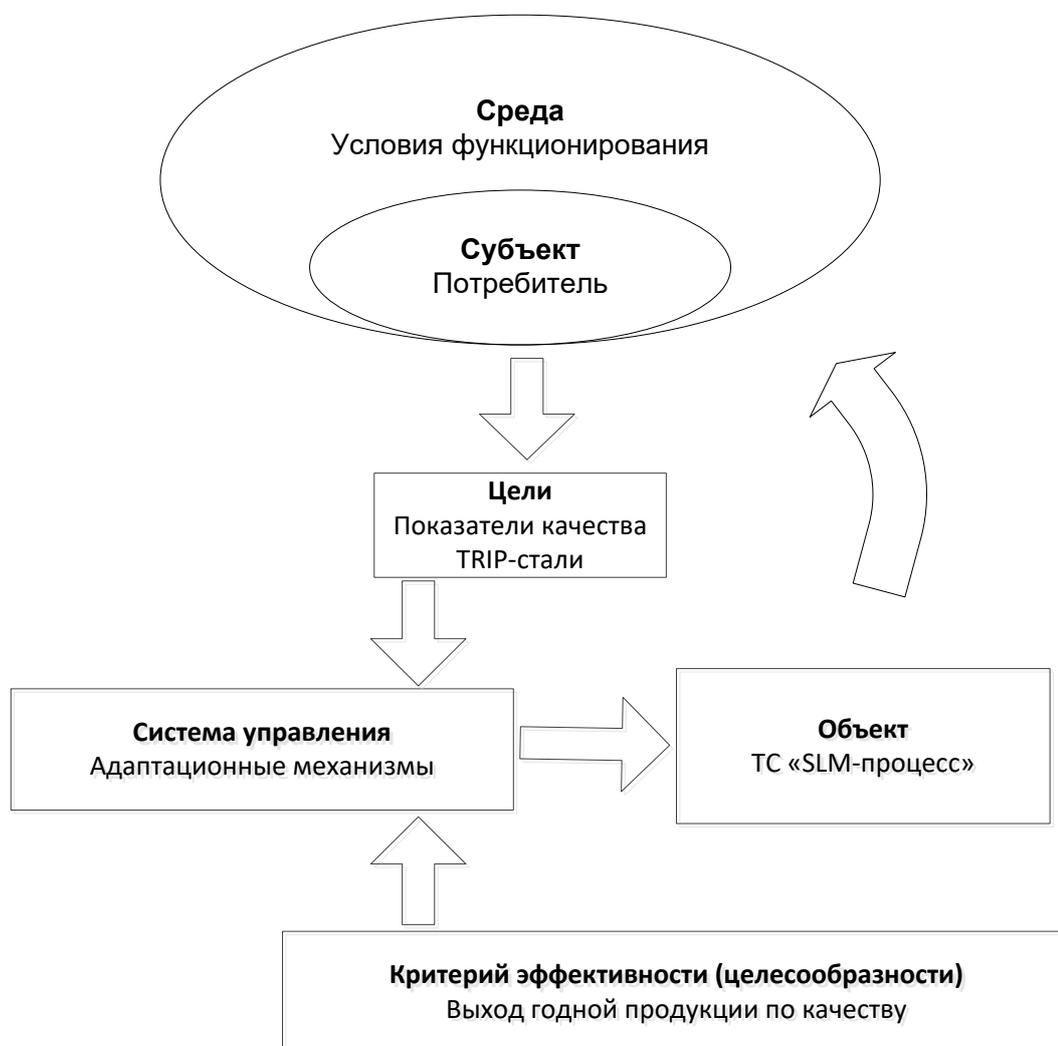


Рисунок 5.11 – Схема адаптационного взаимодействия внешней и внутренней сред с объектом

Таким образом, с использованием основных положений теории технических систем состояние рассматриваемой ТС можно охарактеризовать с помощью следующего выражения:

$$X = \langle Od^0, Od^n, V, T \rangle, \quad (5.3)$$

где Od^0 – «вход» в систему, начальное состояние операнда (свойства порошка);

Od^n – «выход» системы, конечное состояние операнда (показатели качества готового изделия из порошковой TRIP-стали);

T – элемент связи между «входом» и выходом» (адаптированная технология);

V – управленческое воздействие;

n – количество операций.

При этом технологический процесс в ТС «SLM-процесс» за счет введения некоего механизма адаптации выражается следующим образом:

$$T = \langle Od^0, Od^n, A, T^0 \rangle, \quad (5.4)$$

где A – механизм адаптации;

T^0 – традиционная (базовая) технология.

В данном случае под «традиционной технологией» будем понимать принятый в рамках данного выбранного варианта технологического процесса изготовления конкретного вида продукции устоявшийся набор операций (технологических воздействий) применительно к рассматриваемой ТС. В рамках решаемой задачи традиционной технологией является технология металлургического производства TRIP-стали. При этом результаты традиционной технологии зачастую подразумевают достаточно широкий диапазон разброса получаемых свойств (например, механические свойства готовой продукции), что в ряде случаев недопустимо. Под системой управления будем понимать совокупность алгоритма управления и средств его реализации, собранных воедино для достижения объектом заданных целей.

Иными словами, для функционирования ТС ей нужно определить цель управления (к чему следует стремиться в процессе технологического воздействия на систему), а также алгоритм управления — установку о том, как добиваться определенной субъектом цели, располагая информацией о состояниях входа и выхода объекта, а также поставленной перед ним цели:

$$V = \text{Algm}(Od^0, Od^n, Y, R), \quad (5.5)$$

где Algm - алгоритм управления;

Y, R - цели управления.

Технологическую адаптацию следует рассматривать не как отдельный этап управления ПК в отдельно взятой технологической операции, а как генеральную линию по обеспечению требуемого уровня качества на всех стадиях обработки путем разработки соответствующих моделей механизмов. На первоначальном этапе на основе выбранной методики, формулируются цели управления в ТС. В случае SLM-процесса цели формулируются субъектом (потребителем) и согласовываются с производителем на предмет технической возможности их обеспечения.

При положительном решении производителя по возможности построения технической системы изготовления конкретного вида продукции, сформулированные в виде запроса цели субъекта, становятся целями управления. Далее осуществляется выбор объекта управления. Иными словами, происходит выделение границ объекта управления. В качестве объекта управления в условиях исследуемой ТС рассматривается совокупность технологических режимов SLM-процесса, образующих собой варианты достижения требуемых результатов – нормируемых ПК.

В результате выделенный объект параметрической адаптации – ТС, представляет собой набор технологических параметров, которые могут изменяться: плотность энергии лазера, скорость сканирования, интервал штриховки и пр. Выбор этих параметров является ресурсом адаптации. В целях систематизации применения управленческих решений для рассматриваемой ТС «SLM-процесс» был разработан адаптационный

алгоритм для изготовления изделий из порошковой TRIP-стали с набором качественных показателей, заданных потребителем. Данный алгоритм является описанием деятельности технологической системы в ответ на внешний «раздражительный» фактор, например, при поступлении заказа на изготовление изделия из порошковой TRIP-стали с узким труднодостижимым диапазоном механических свойств. Разработанный алгоритм технологической адаптации предусматривает оценку технико-технологических возможностей предприятия на стадии принятия заказа, разработку нормативной документации на поставку продукции и предполагает в качестве ключевой стадию адаптации прецедента (рисунок 5.12), включающую:

- определение вариантов адаптации;
- их проверку на обеспечение требуемого уровня качественных показателей;
- переход к производству с занесением результатов в базу данных с ее последующим накоплением. Выбор вариантов заключается в определении необходимых элементов адаптации и их сочетаний. С учетом принятого подхода будем различать три вида соответствующих элементов:
 - A1 – адаптация технологического режима;
 - A2 – адаптация требуемого набора параметров в исходном состоянии.

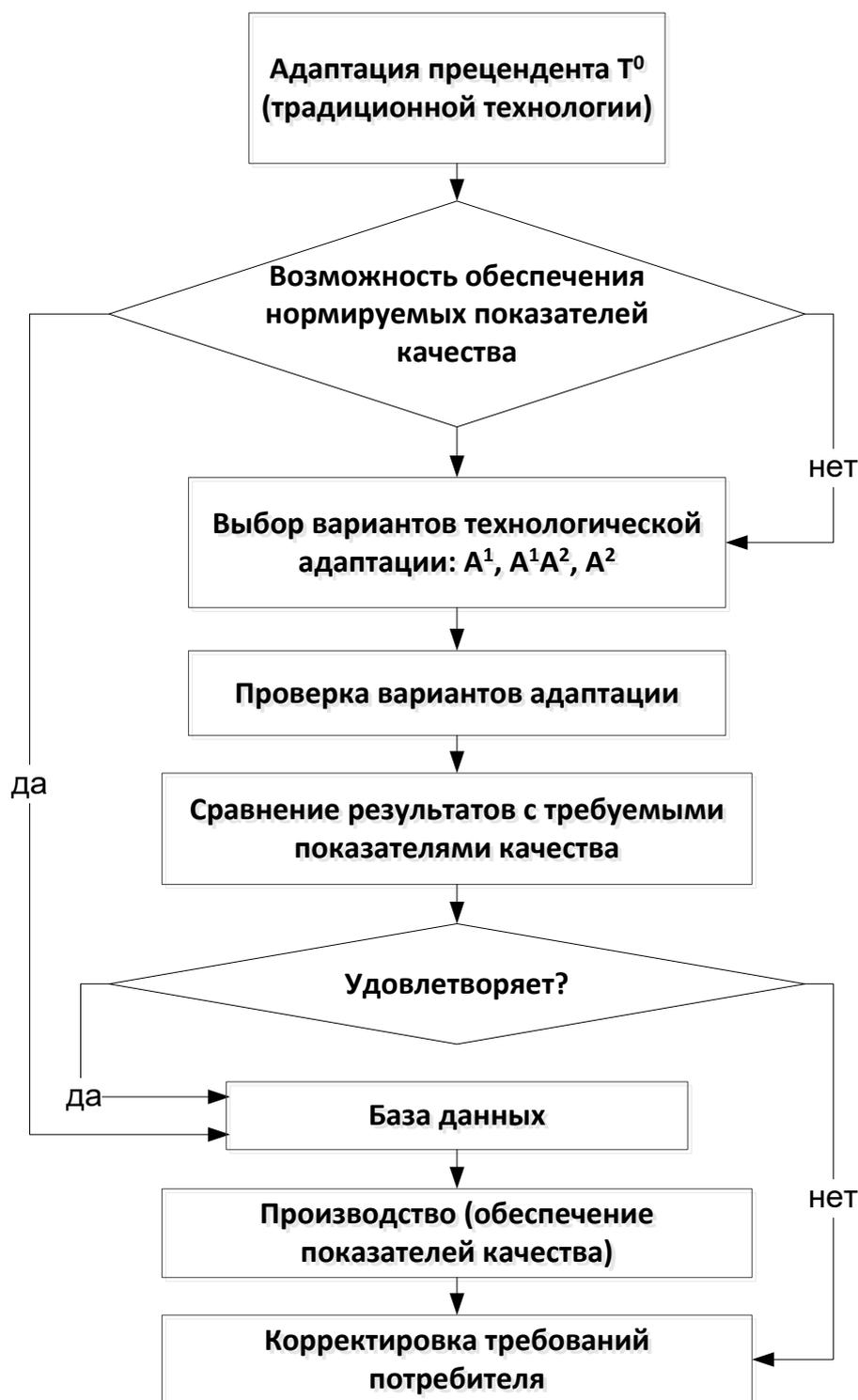


Рисунок 5.12 – Алгоритм адаптации прецедента в условиях технологической адаптации ПК

Соответственно, существует три следующих сочетания элементов (варианты) технологической адаптации функционирования ТС «SLM-процесс» под требования потребителя: A1, A1A2, A2. Тогда весь процесс

адаптации представляется как набор отдельных составляющих, т.е. реально возможных разных путей решения задачи освоения производства нового вида изделия. Все они обеспечивают достижение необходимых качественных показателей. Поэтому возникает задача выбора рационального варианта адаптации. Разумеется, возможен экономический подход, определяющий выбор на основе наименьших затрат. Однако для проектируемых процессов экономическая оценка очень трудоёмка и имеет значительную погрешность в силу неопределённости многих параметров проектируемого процесса. Возможны и другие пути получения количественной оценки предпочтительности различных вариантов адаптации: экспертный, квалиметрический и др. Представленный подход адаптивного управления показателями качества в ТС позволил разработать высокоэффективную технологию производства изделий из порошковой TRIP-стали, обеспечивающую гарантированное достижение нормируемого уровня качества продукции при различных внешних возмущающих воздействиях.

Представленные результаты соответствуют требованиям к выполнению работ по проекту, указанным в подпункте 4.1.16 пункта 4 приложения 9 соглашения № 075-15-2021-1031 от «04» октября 2021 г.

6 Исследования Падуанского университета (Италия)

Согласно пп.3.6-3.7 плана работ проводимого научного исследования на третьем этапе Падуанским университетом были изготовлены детали комплексной формы из порошков TRIP-сталей с традиционным (химический состав C = 0.3-0.6%, Mn = 2.5 - 4.0% и Si до 4.0%) и модифицированным (химический состав C = 0.3-0.6%, Mn = 2.5 - 4.0%, Si до 4.0%; Al до 5%) составами. В результате проведения исследования микроструктуры исследуемых образцов Падуанским университетом получены особенности микроструктуры деталей комплексной формы для аэрокосмической индустрии из TRIP-сталей с традиционным и модифицированным составами, что необходимо для верификация результатов компьютерного моделирования и установления закономерностей локальной кинетики микроструктурных превращений в зависимости от схемы напряженно-деформированного состояния деталей в ходе эксплуатации.

6.1 Изготовление деталей комплексной формы для аэрокосмической индустрии из TRIP-сталей с традиционным и модифицированным составами

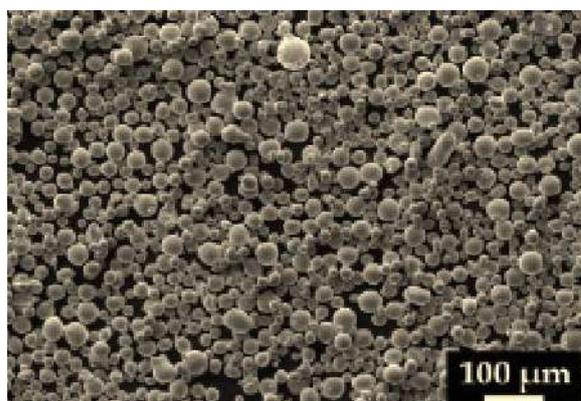
6.1.1 Производство материала

В данном исследовании рассматривается предварительно легированный среднеуглеродистый порошок нового химического состава, полученный распылением газом, с высоким содержанием кремния. Химический состав порошка представлен в таблице 6.1 (масс. %), диапазон размеров составляет 15-53 мкм по результатам измерений с помощью лазерного гранулометра «Malvern».

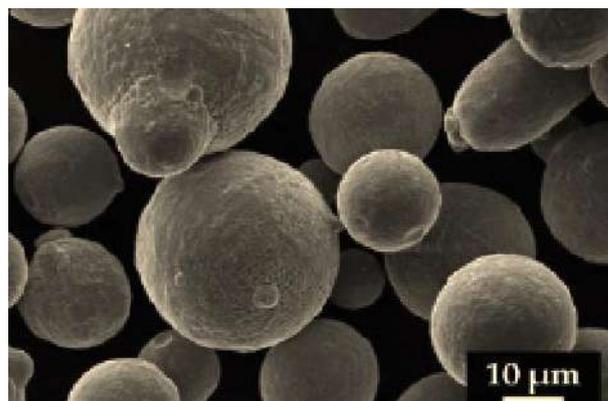
Таблица 6.1 – Химический состав исследуемого порошка, полученного распылением газом

Fe	C	Si	Mn	Al	O
основа	0.35	3.17	2.81	0.10	0.02

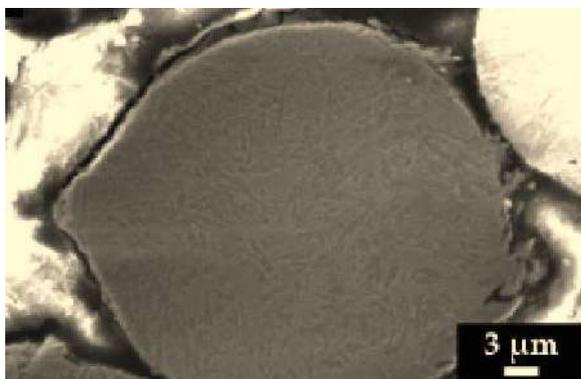
На рисунке 6.1, а и б изображены РЭМ снимки полученных порошков, на которых отчетливо видна общая сферическая форма с несколькими случаями второстепенных дефектов на поверхности крупных частиц (< 53 мкм). Кроме того, по результатам детального анализа микроструктуры частиц, представленного на рисунке 6.1, в, можно говорить о наличии мартенсита, что может быть следствием быстрого охлаждения в ходе распыления, которое препятствует реконструктивным превращениям, как при перлитном превращении.



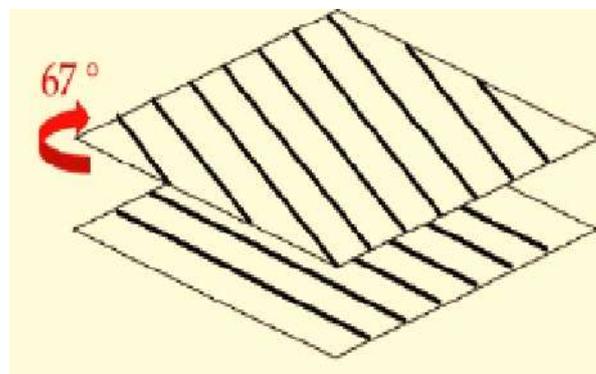
а



б



в



г

Рисунок 6.1 – РЭМ изображения морфологии порошка (а, б), РЭМ изображение микроструктуры порошка (в), схематическое изображение стратегии сканирования (г)

6.1.2 Производство по технологии L-PBF и оптимизация параметров

Образцы по технологии L-PBF получены с помощью коммерческой системы «Renishaw AM400» (Renishaw) в комплекте с волоконным лазером

на YAG с пятном лазерного пучка размером 70 мкм и максимальной номинальной мощностью лазера 400 Вт. Система была оборудована устройством автоматической подачи порошка и рециркуляции в контролируемой атмосфере аргона ($\geq 99,99\%$). Система также оборудована вспомогательным устройством для работы с небольшим строительным объемом (RBV) и малым объемом порошка и пластиковым распылителем для распределения порошка.

Образцы в форме куба размером 10x10x10 мм получены в технологических условиях, указанных в таблице 6.2, чтобы определить возможное соотношение технологических параметров с полученной плотностью пор и характеристиками микроструктуры. В данном случае изучали такие технологические параметры, как мощность лазера (LP) и скорость сканирования (SS), при этом постоянными параметрами были интервал штриховки (HS) и толщина слоя (LT). Применялась стратегия сканирования в двух направлениях с углом поворота 67° между двумя соседними слоями, как представлено на рисунке 6.1, г. Литературы по данному вопросу нет, поэтому выбрали параметры производства с плотностью энергии, принятые в литературе для стальных магнитов системы Fe-Si. Затем поменяли параметры мощности лазера и скорости с помощью схемы проведения эксперимента в пределах значений, приемлемых для оборудования L-PBF, и значений, предложенных изготовителем для нержавеющей стали марки 316L.

Таблица 6.2 – Технологические условия получения образцов методом L-PBF

Группа параметров L-PBF	Мощность, Вт	Скорость, м/с	Интервал штриховки, мкм	Расстояние между слоями, мкм	Плотность энергии, Дж/мм ³
1	220	0,5	110	60	66,7
2	195	0,75	110	60	39,4
3	220	0,75	110	60	44,4

4	170	0,5	110	60	51,4
5	270	0,75	110	60	54,5
6	295	0,5	110	60	89,4
7	245	0,5	110	60	74,2
8	170	0,75	110	60	22,2
9	245	0,75	110	60	49,5
10	295	0,75	110	60	59,6
11	195	0,5	110	60	59,1
12	270	0,5	110	60	81,8

6.1.3 Оценка пористости

Для проведения оценки плотности образцов, распределения пористостей и их свойств выполнен анализ структуры пор в образцах, полученных по технологии L-PBF. Стоит отметить, что из-за возможности частиц порошка задерживаться на пористых участках традиционный метод Архимеда для анализа плотности не применялся; вместо него для повышения точности результатов применялись методы оптической микроскопии с анализом изображений. Для установления характера изменений пористости от поверхности к центру образцы разрезали поперек от центра вдоль направления построения, и анализировали пористость как в приповерхностном слое, так и в центре.

Для определения размера пор поверхность поперечных сечений образцов отшлифовали и отполировали до зеркального блеска в соответствии со стандартами подготовки металлографических образцов с применением поликристаллической алмазной суспензии с размером зерна до 1 мкм. Анализ пористости выполнен с помощью оптического микроскопа LEICA DMRE («Leica Microsystems S.r.l», г. Милан, Италия).

Для получения хорошей статистической модели описания пор получено пять изображений с увеличением x50, x100 и x200 крат в центре и с поверхности поперечного сечения образца. Затем проанализировали изображения с помощью программы ImageJ [18], а результаты статистических анализов получены с помощью программы OriginLab. Стоит

отметить, что для удаления избыточных примесей, появившихся в результате подготовки металлографических образцов, образцы промыли в течение 10 минут в ультразвуковой ванне в 10% растворе этанола в воде и прополоскали с ацетоном перед исследованием с помощью оптического микроскопа. Более того, ванны расплава дополнительно обработали после травления раствором «Nital2» (98% этанола и 2% азотной кислоты). Получено десять фотографий с увеличением $\times 50$ и $\times 100$ крат, которые также проанализированы в программе ImageJ.

Структуру зерна и составляющие микроструктуры по направлению сканирования изучили с помощью растрового электронного микроскопа «Zeiss EVO MA10», оборудованного энергодисперсионным рентгеновским спектрометром INCA («Oxford Instruments»). Для анализа структуры зерна использовали травильные растворы «Rigsbee» и «Vander Arend», состоящие из 2 г нашатырного спирта, 2 мл фторида водорода, 50 мл уксусной кислоты и 150 мл воды, составляющие микроструктуры получены путем травления раствором «Nital2». Изменения состава проанализированы с помощью энергодисперсионной спектроскопии (EDS). Результаты получены при ускоряющем напряжении 20 кВ.

ПЭМ исследования проведены с помощью просвечивающего электронного микроскопа «FEI Tecnai G2» при 100 кВ с установленной камерой бокового крепления «Olympus Veleta». Пробы подготовлены аналогично [19], в том числе и механическое утонение до 50 мкм наждачной бумагой на основе карбида кремния, использовали вырезанные дыроколом диски размером 3 мм и двойное струйное электрополирование до перфорирования при помощи устройства «Struers Tenupol 3», в качестве электролита использовали раствор 95% уксусной кислоты (CH_3COOH) и 5% хлорной кислоты (HClO_4) под напряжением 45В при комнатной температуре.

6.1.4 Измерение твердости

Твердость замеряли по Виккерсу HV0.3 при помощи установки «Leitz DURIMET» под нагрузкой 300 г. Измерения твердости проводились на одной

и той же поверхности поперечного сечения проб, ранее подготовленных для анализа пористости, как в приповерхностном слое, так и в центре образцов. Более того, чтобы иметь четкое представление о твердости и изменениях микроструктуры, были также проведены замеры в различных точках на границах штрихов и в центре. Измерения также проводились на термообработанных образцах. Стоит отметить, что представленные результаты измерения твердости являются средним значением как минимум 20 измерений, которые были выполнены в каждом случае.

6.1.5 Термообработка и сравнение с макроматериалом

Для получения бейнитной микроструктуры изотермическую закалку с выдержкой в бейнитной области проводили на отобранных пробах, полученных по технологии L-PBF, чтобы провести сравнительный анализ микроструктуры, фаз компонентов и кинетики бейнитных превращений с макроматериалом одинакового состава, полученным традиционным стандартным методом. Очевидно, что под «стандартным макроматериалом» подразумевается материал, полученный традиционным металлургическим методом.

Термообработка была выполнена на цилиндрических образцах (диаметром 4 мм и длиной 10 мм), которые были обработаны электроразрядной механической обработкой с использованием закалочного dilatометра DIL 805 A/D («TA Instruments», г. Хюльхорст, Германия) высокого разрешения с катушкой индукционного нагрева. Образцы подвергались нагреву в вакууме (5×10^{-4} мбар), вакуум также сохранялся и на изотермических стадиях, при этом во время охлаждения применяли газообразный аргон. Температуру образцов контролировали с помощью точечной термопары типа S, приваренной по центру образца поверхности, измерения относительного изменения длины фиксировали с помощью кварцевого толкателя и системы LVDT (датчик линейных перемещений).

Образцы подвергали аустенизации при 900°C в течение 5 минут, затем охлаждали до 325°C и выдерживали при этой же температуре в течение 3

часов, чтобы получить бейнитное превращение, затем охлаждали до комнатной температуры. Скорости нагрева и охлаждения составили $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ [20].

Термообработанные пробы сравнили методами РЭМ и ПЭМ, рентгеновской дифрактометрии для фазового качественного и количественного анализа рентгеновским дифрактометром «Siemens D500» («Siemens», г. Мюнхен, Германия) с рентгеновской медной трубкой (К α -излучение), работающей под напряжением 40 кВ и током 30 мА. Диапазон углов $2\theta=40-105^{\circ}$, шаг сканирования составлял $0,025^{\circ}$, время счета 3 с/шаг. Для количественного фазового анализа применяли метод Ритвельда с помощью программы Maud [21]. Содержание углерода определили по уравнению, указанному Л. Ченом и др. [22].

Кроме того, толщину пластины из бейнитного феррита также измерили путем анализа полученных РЭМ-изображений методом секущих в поперечном направлении по отношению к длине пучков путем применения стереологической коррекции, умножая полученные значения толщины на $2/\pi$ в соответствии с методом, предложенным С. Гарсиа-Матео и др. [23].

6.1.6 Результаты

В ходе проводимого исследования проанализировано двенадцать различных совокупностей параметров и соответствующих образцов. Образцы групп с 8 по 12 были исключены во время производства до окончания процесса L-PBF из-за переплавленного порошка, как видно на фотографиях (рисунок 6.2).

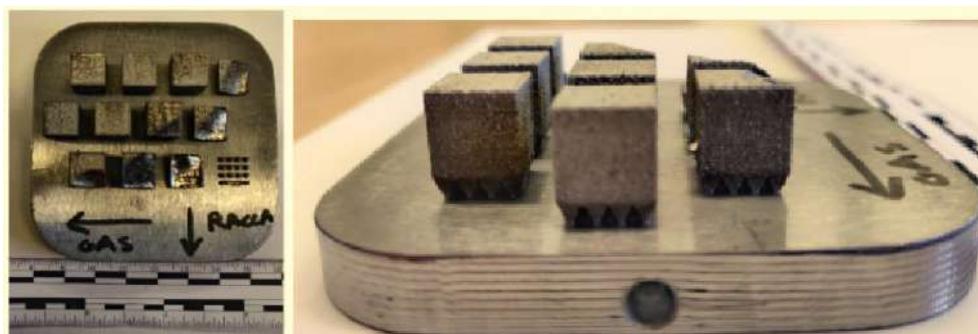


Рисунок 6.2 – Макроизображения напечатанных образцов кубической формы

По результатам анализа общих данных были выявлены трещины на поверхности поперечного сечения образцов около оснований (рисунок 6.3). Однако в образцах первой группы есть трещины также в центре поверхности поперечного сечения, как показано на рисунке 6.4. Более того, у образцов шестой и седьмой групп на поверхности присутствовали признаки переплавления, что было следствием высокой плотности подводимой энергии. У всех образцов ванны расплава были непрерывными, и измерение их ширины затруднено, данные были неточными. Однако высота ванны расплава, соответствующая слоям на рисунке 6.5, свидетельствует о том, что этот показатель в незначительной степени зависит от технологических параметров из-за комбинированного влияния мощности лазера и скорости сканирования на высоту ванны расплава.



Рисунок 6.3 – Трещинообразование около основания образца



Рисунок 6.4 – Трещина в центре поверхности поперечного сечения образца

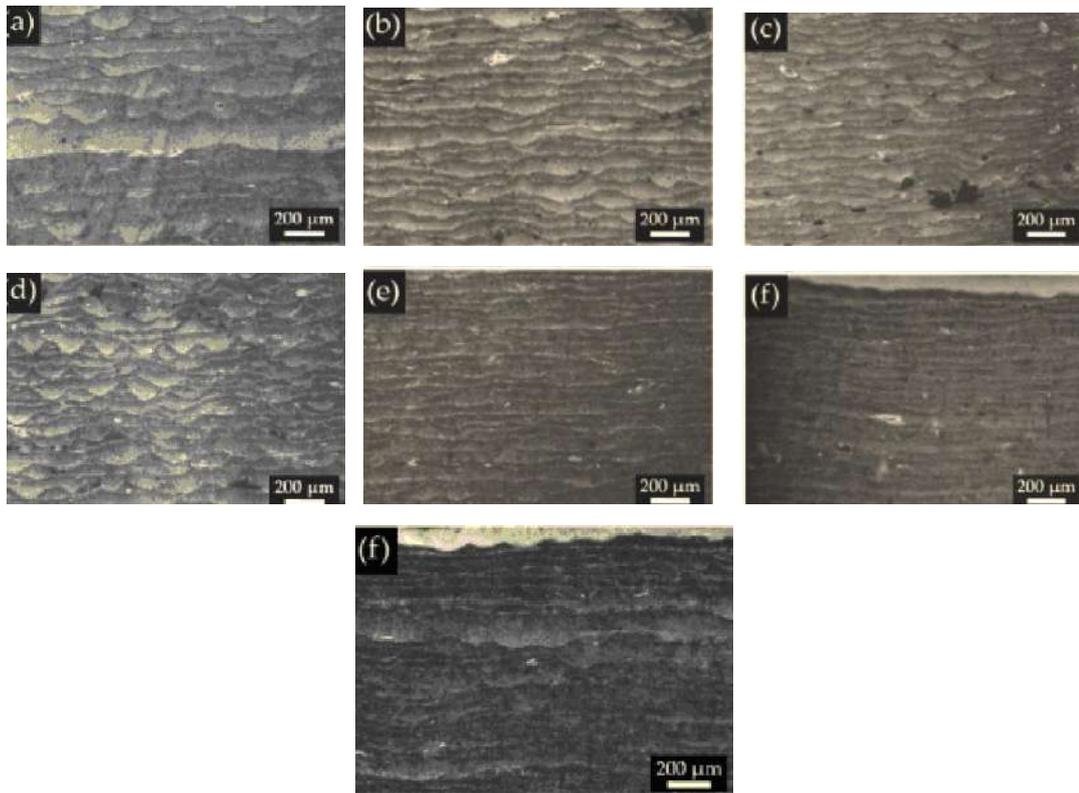


Рисунок 6.5 – Микрофотографии границ ванн расплава, полученные с помощью оптического микроскопа

Результаты значений твердости образцов в центре и вблизи поверхности представлены в таблице 6.3.

Таблица 6.3 – Средние значения твердости образцов, изготовленных по технологии L-PBF

Номер группы образцов	1	2	3	4	5	6	7	Макро-материал
Твердость HV _{0,3}	539,1	501,4	484,5	503,1	484,6	465,0	478,1	670

Согласно полученным результатам, в целом у всех образцов твердость вблизи поверхности была на 15-25 HV_{0,3} ниже, чем в центре образцов. Что касается первой группы образцов, где разница была более существенна, возможно связана с более высокой пористостью вблизи поверхности образцов этой группы. Самая высокая твердость, 539 HV_{0,3}, была у образцов

первой группы, а самая низкая твердость, 465 HV_{0,3}, у шестой группы, что говорит о незначительной зависимости значения твердости от плотности подводимой энергии.

Анализ пористости поверхности образцов проведен с целью выявления зависимости плотности подводимой энергии от распределения и размера поверхностных дефектов представлен на рисунке 6.6.

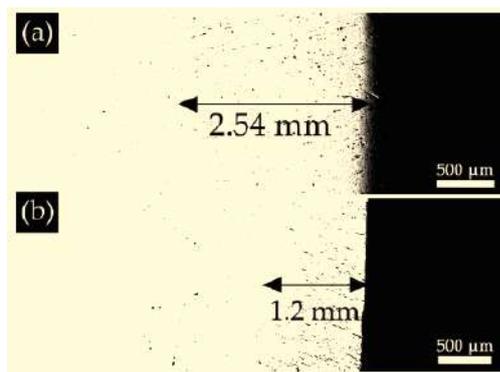


Рисунок 6.6 – Микрофотографии, полученные с помощью оптического микроскопа, с изображением зон высокой пористости в приповерхностном слое у образцов группы 1 (a) и группы 2 (b)

По сравнению с другими группами у образцов первой группы состояние было хуже как по толщине слоя (в поперечном сечении), так и по размеру пор (см. рисунок 6.6). Толщина зоны высокой пористости около поверхности составила 2,54 мм для образцов первой группы. Однако в других группах не было четкой границы между зоной высокой пористости поверхности и менее пористым основным участком.

Общее количество обнаруженных пор рядом с поверхностью составило 30857 у образцов первой группы с интерквартильным размахом (Q1-Q3) 41,38 мкм², который уменьшился до 6770 пор для образцов группы 6 с интерквартильным размахом 222,51 мкм², что говорит об уменьшении количества пор на поверхности от группы 1 до группы 6 и увеличении размера пор рядом с поверхностью. Однако, учитывая меньшее количество пор и их размер, результаты измерения пор образцов группы 2 оказались

более перспективными в отношении состоянии поверхности и составили 8427 пор с интерквартильной площадью поверхности $90,46 \text{ мкм}^2$ образцов группы 1 и группы 2, как показано на рисунке 6.7.

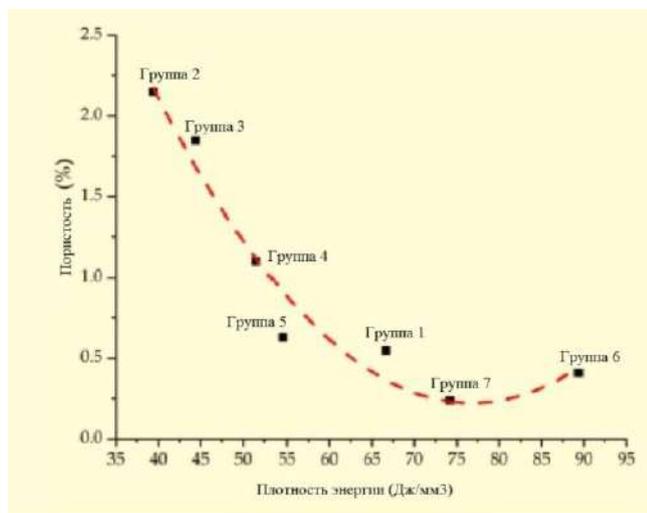


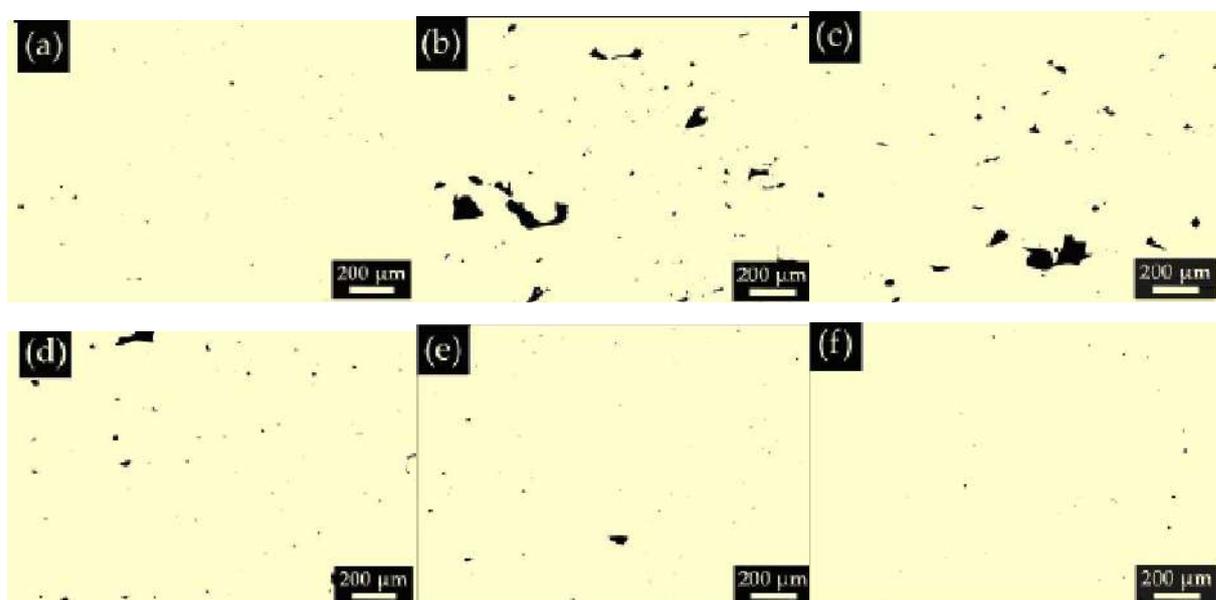
Рисунок 6.7 – Зависимость пористости (%) от плотности энергии (Дж/мм³)

С другой стороны, по результатам анализа пор в центре образцов лучше результаты у образцов группы 7 по сравнению с другими образцами, при этом общее количество пор составило 3739, а интерквартильная площадь поверхности $19,12 \text{ мкм}^2$. Принимая во внимание количество пор, у образцов группы 6 самое высокое общее количество пор, 6510, которое существенно уменьшилось у образцов группы 7 и составило 3739. Но при рассмотрении площади поверхности пор на интерквартильном участке более высокое значение было у образцов группы 2 и составило $45,75 \text{ мкм}^2$, что существенно выше по сравнению с образцами группы 6, у которых интерквартильная площадь поверхности пор $18,59 \text{ мкм}^2$. Более того, отмечалась существенная зависимость между плотностью подводимой энергии и общей пористостью. Как показано на рисунке 6.7, постепенно пористость уменьшалась с 2,15% у образцов группы 2 до 0,24% для группы 7, что говорит о существенном улучшении значений пористости с ростом значений плотности подводимой энергии. Однако при последующем росте плотности подводимой энергии

значение пористости возросло с 74,2% (для группы 7) до 89,4%, при этом интерквартильная площадь поверхности составила 19,12 мкм² в группе 6.

Стоит отметить, что вместо размера пор анализировали площадь поверхности пор, что обычно рассматривают для анализа пористости. Таким образом, анализ пор дает более точные результаты независимо от формы дефектов, и можно точно учитывать различные типы пор, несплавление, газовые поры и образование кратеров («замочных скважин»). Как правило, у образцов второй-пятой групп были дефекты несплавления, а в первой, шестой и седьмой группах наблюдалось несколько признаков дефектов типа «замочной скважины». В целом, наилучшее состояние по меньшему количеству пор и их размеру отмечалось у образцов седьмой группы, что подчеркивает наличие оптимальной плотности подводимой энергии для производства компонентов почти максимальной плотности из изучаемой новейшей бейнитной стали. Микроизображения шлифов напечатанных кубов, полученные с помощью оптического микроскопа, представлены на рисунке 6.8, а статистический анализ площади поверхности пор для образцов L-PBF приводится в таблице 6.4, где SD - это стандартное отклонение, Q1 - первый квартиль, Q3 - третий квартиль, Q1-Q3 - межквартильный размах.

Анализ микроструктуры шлифов напечатанных образцов приведен на рисунке 6.9.



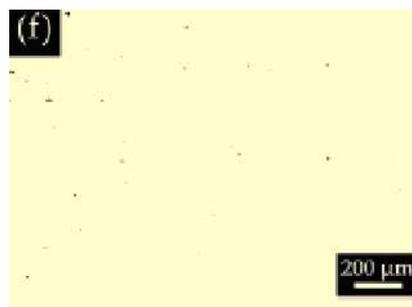


Рисунок 6.8 – Микроструктура отполированных шлифов напечатанных образцов кубической формы, полученная с помощью оптического микроскопа, с указанием значений пористости, измеренных с помощью анализа площади изображений: (а) - проба 1, (b) - проба 2, (с) - проба 3, (d) - проба 4, (е) - проба 5, (f) - проба 6, (g) - проба 7

Таблица 6.4 – Статистический анализ площади поверхности пор образцов L-PBF

Группа	Общее кол-во (N)		Среднее значение (μm^2)		SD (μm^2)		Медиана (μm^2)		Min (μm^2)		Max (μm^2)		Q1 – Q3 (μm^2)	
	S	C	S	C	S	C	S	C	S	C	S	C	S	C
1	30857	3928	148,76	65,81	1435,87	448,55	13,49	14,98	0,18	0,04	137421,07	16543,51	41,38	40,33
2	8427	6332	555,63	160,96	3831,04	1162,18	23,03	12,58	0,18	0,04	207901,31	29988,02	90,46	45,75
3	10674	5773	409,92	151,45	3022,70	1246,70	26,63	15,61	0,18	0,04	189714,97	48625,89	111,32	43,85
4	9623	5508	662,02	94,76	5833,39	532,71	24,73	7,80	0,18	0,04	412577,29	19110,32	107,57	30,77
5	18502	5168	286,92	34,44	2410,34	167,48	18,42	5,77	0,18	0,04	225760,28	7328,49	73,50	19,47
6	6770	6501	985,80	29,85	7418,40	105,27	40,524	5,72	0,18	0,04	285760,28	3291,84	222,51	18,59
7	8300	3739	682,25	29,78	6216,99	105,17	32,419	6,44	0,18	0,04	303005,76	3632,25	97,07	19,12

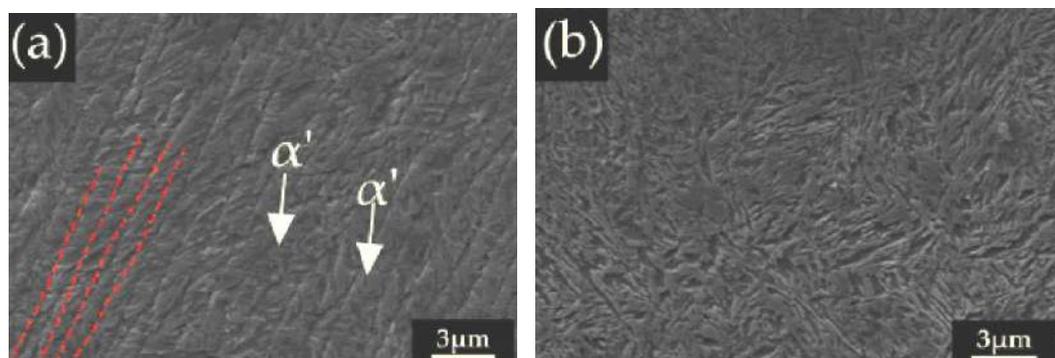


Рисунок 6.9 – Микроструктура в центре ванны расплава (а) и на границе ванны (b)

В целях простоты представлена микроструктура только образца 5, поскольку она является репрезентативной для всех отпечатанных образцов. На микрофотографиях показаны результаты химического травления, с помощью которого выявлены границы ванны расплава и области сердцевины, которые затвердели в виде аустенита, и в результате быстрого охлаждения, свойственного для технологии L-PBF, полностью превратились в «свежий» неотпущенный мартенсит, что согласуется с выводами Дилипа и др. в работе [24]. Более того, как показано на РЭМ-снимке на рисунке 6.9, а, в ванне расплава можно наблюдать зерна бывших столбчатых кристаллов аустенита, отмеченные красными пунктирными линиями, толщиной менее 1 мкм, растущие от границ ванны расплава поперек нескольких слоев. В результате тщательного изучения микроструктуры оказалось, что микроструктура у границы ванны расплава и в центре существенно отличается друг от друга. В частности, микроструктура в центре ванны расплава представлена речным мартенситом в пределах границ, и границы выступают в качестве препятствия для сдвиговых превращений. С другой стороны, микроструктура выглядит закаленной. Кроме того, результаты измерений твердости для нескольких ванн расплавов говорят о том, что в центре твердость выше по сравнению с границей слоя, 492 ± 7 HV_{0,3} и 444 ± 6 HV_{0,3}, соответственно.

Для более тщательного анализа распределения легирующих элементов в образцах, напечатанных по технологии L-PBF, применяли энергодисперсионный микроанализ на растровом электронном микроскопе. На карте элементов с использованием EDS (рисунок 6.10) четко представлено равномерное распределение в соответствии с дефектами изготовления.

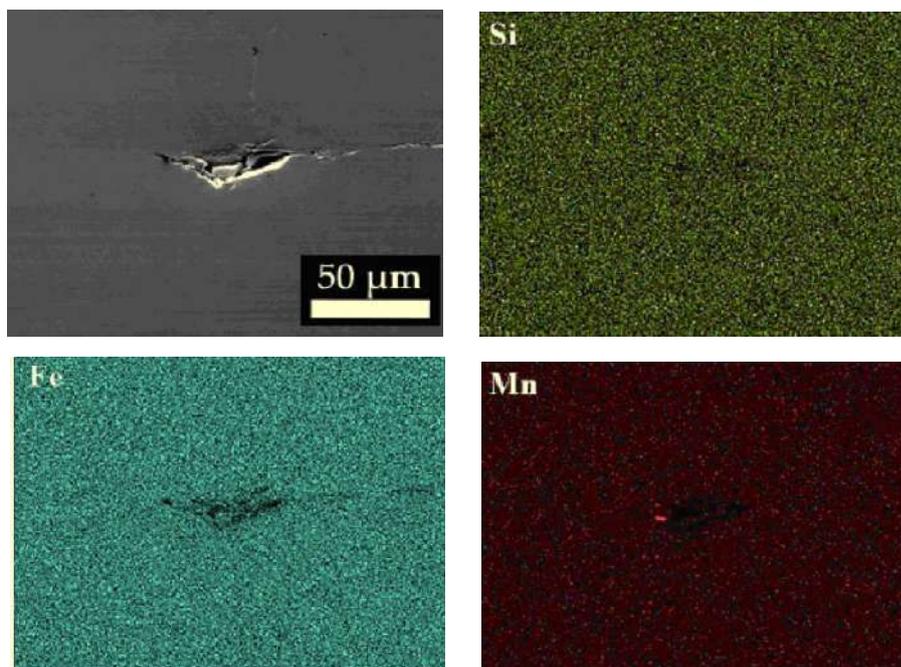


Рисунок 6.10 – Карта напечатанных образцов, полученная с применением энергодисперсионного микроанализа

6.2 Исследование микроструктуры исследуемых образцов

Типовые дилатометрические кривые зависимости времени от относительного изменения длины (RCL) и дифференциального (DRCL), полученные для традиционных образцов и образцов, полученных методом L-PBF, представлены на рисунке 6.11.

Если обратить внимание на зависимость времени от RCL (см. рисунок 6.11, а), кривые характеризуются типовой S-образной формой, на которых можно выделить три различных участка. Во-первых, кривые характеризуются инкубационным периодом (показан отдельной вставкой на рисунке), в течение которого видимого превращения не наблюдается, или изменение RCL не отмечается. Затем на втором этапе можно наблюдать быстрое увеличение RCL пока образуется бейнит до конца превращения, когда RCL становится постоянным, и плато достигнуто. Более того, на вставке на рисунке 6.11 можно заметить, что инкубационный период короче у образцов, изготовленных по методу L-PBF, чем по традиционной

технологии, равно как и аналогичное общее значение расширения в конце бейнитного превращения (0,38 и 0,51, соответственно).

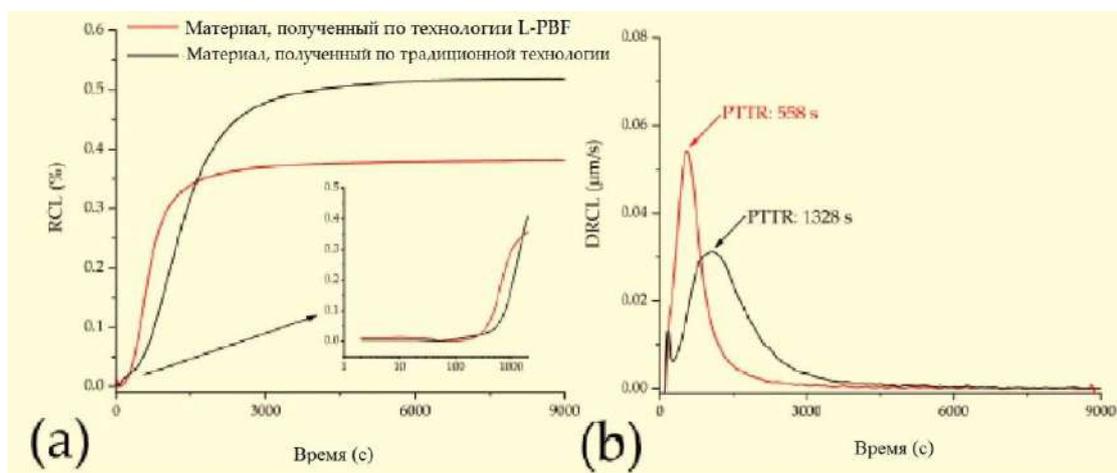


Рисунок 6.11 – Кривые зависимости времени от относительного изменения длины (RCL) во время изотермических процессов, протекающих в образцах, полученных по традиционной технологии и по технологии L-PBF (a), и от дифференциального относительного изменения длины (DRCL) (b)

На рисунке 6.11, b представлена типовая кривая зависимости времени от DRCL в традиционной форме колокола. Судя по кривой, которая является отражением RCL [25], по истечении инкубационного периода скорость превращения растет, достигая максимального значения, затем снижается до 0, когда превращение почти завершено, что позволяет предположить, что превращение становится более медленным по мере увеличения объемной доли образовавшегося бейнита. Судя по кривым, кинетическая скорость и скорость превращения за пиковое время [26] меньше у образцов, полученных по технологии L-PBF, по сравнению с традиционным материалом (558 и 1100, соответственно). Более того, в результате применения подхода, разработанного Сан-Мартином и соавторами, для оценки завершения превращения по кривой DRCL, было обнаружено, что превращение заканчивается через 2376 с для материала, изготовленного с применением

аддитивных технологий, и через 3530 с для материала, изготовленного по традиционной технологии.

На рисунках 6.12 и 6.13 показаны РЭМ-снимки микроструктуры образцов традиционного материала и материала, полученного по технологии L-PBF.

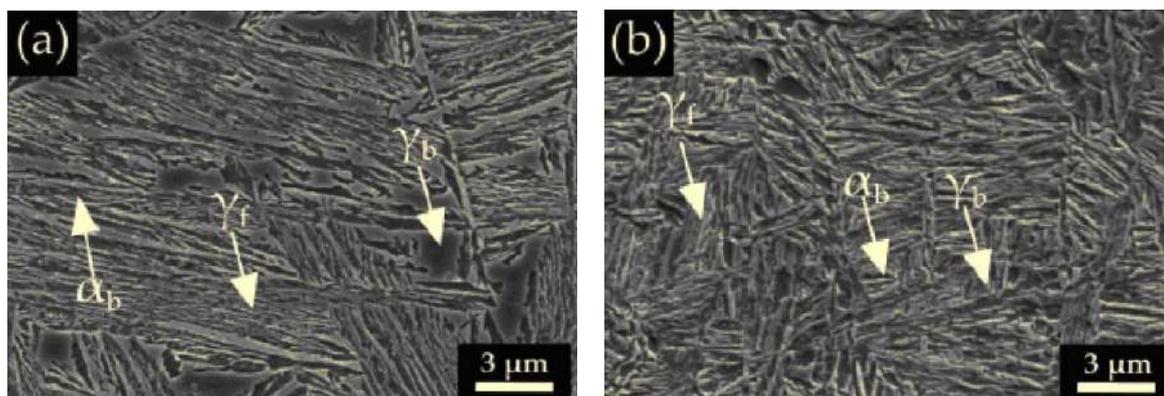


Рисунок 6.12 – РЭМ-снимок термообработанных образцов материала, полученного по традиционной технологии (a) и по технологии L-PBF (b)

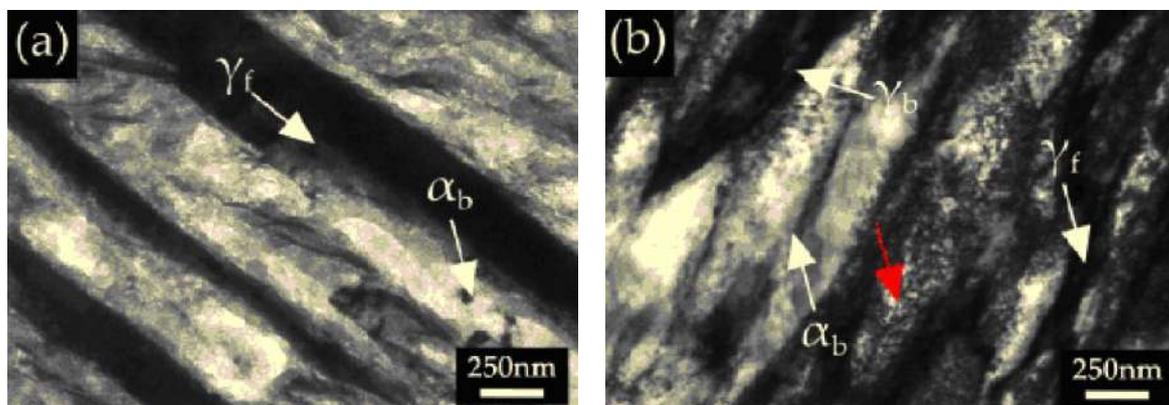


Рисунок 6.13 – Светлопольные ПЭМ-изображения термообработанных образцов материала, полученного по традиционной технологии (a) и по технологии L-PBF (b) (α_b - бейнитный феррит, γ_f - остаточный аустенит в форме пленок, γ_b - остаточный аустенит в форме блоков), красной стрелкой показано скопление дислокаций в бейнитном феррите

После изотермической закалки с выдержкой в бейнитной области традиционный материал приобретает бескарбидную бейнитную

микроструктуру, состоящую из бейнитного феррита и обогащенного углеродом остаточного аустенита как в форме пленок, так и в форме блоков. Аналогичным образом в центре предыдущих ванн расплава у образцов, изготовленных с использованием аддитивных технологий, формируется такая же микроструктура. Однако, несмотря на одинаковые микроструктурные составляющие, можно заметить несколько отличий в микроструктуре. На микрофотографии можно заметить, что пластины в образцах, полученных по технологии L-PBF, выглядели короче по сравнению с традиционным материалом. Толщина этих пластин у традиционного материала составляет 83 ± 39 нм, а у образцов, полученных с использованием аддитивной технологии, толщина составляет 72 ± 15 нм. Что касается морфологии аустенита, то в традиционном материале также появились более крупные блоки, расположенные между различными пучками и на границах зерен, а у образцов, полученных по технологии L-PBF, они кажутся меньше. Более того, судя по наблюдениям с помощью просвечивающего электронного микроскопа (см. рисунок 6.13, б), в образцах, полученных с использованием аддитивной технологии, по сравнению со стандартным материалом отмечались участки высокой плотности дислокаций бейнитного феррита.

Однако основные отличия микроструктуры отмечались у сохранившихся границ ванны расплава. На РЭМ-снимке (рисунок 6.14) можно заметить бимодальное распределение бейнитного феррита с толстыми ферритными пластинами.

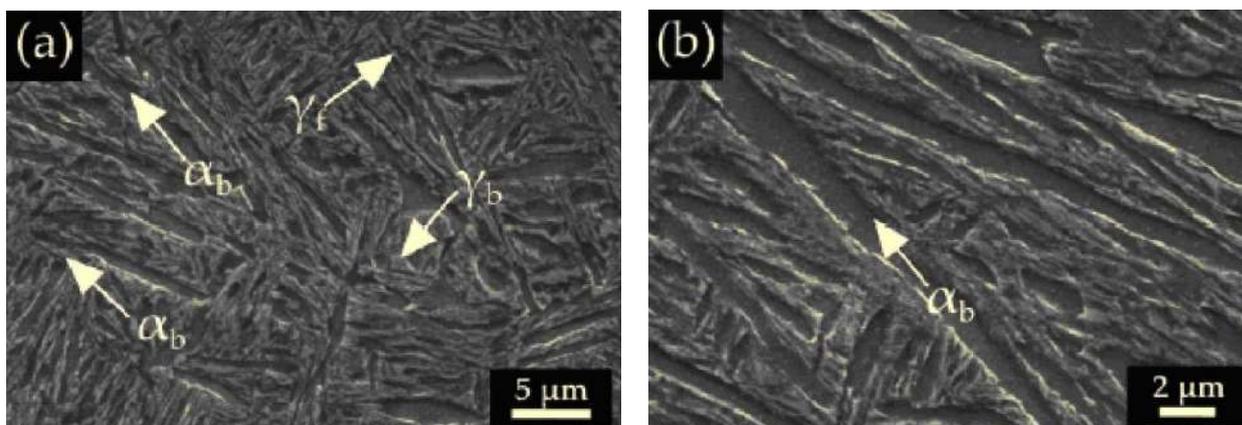


Рисунок 6.14 – Морфология бейнита по сохранившимся границам ванны расплава: (a) - слабое увеличение (b) - сильное увеличение

Результаты дифракционного рентгеновского анализа представлены на рисунке 6.15 и в таблице 6.5.

В результате уточнения по методу Ритвельда микроструктура материала, изготовленного и по традиционной технологии, и по технологии L-PBF, состоит из бейнитного феррита и обогащенного углеродом остаточного аустенита. В частности, что касается материала, изготовленного по традиционной технологии, указанное содержание углерода является средним как для фазы в форме пленок, так и в форме блоков; эти две совокупности не различимы при уточнении. Что касается бейнитного феррита, при уточнении по методу Ритвельда отмечалась тетрагональность и перенасыщение углеродом, что согласуется с результатами, полученными Ф.Г. Кабаллеро и другими в работе [27].

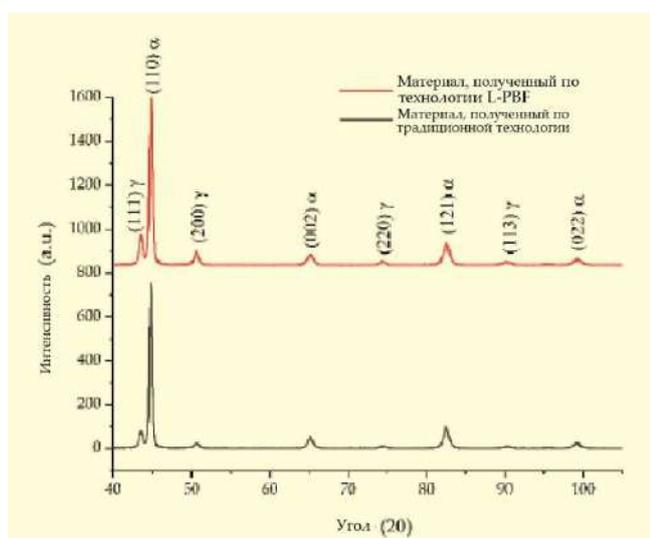


Рисунок 6.15 - Результаты дифракционного рентгеновского анализа кривых материала, изготовленного и по традиционной технологии, и по технологии L-PBF, после изотермической закалки с выдержкой в бейнитной области

Таблица 6.5 – Результаты уточнения рентгенограмм по методу Ритвельда

Образец	V _γ , %	C _γ , мас.%	V _{αb} , %	C _{αb} , мас.%
Материал, изготовленный по традиционной технологии	25 ±3	1,22±0,04	75±3	0,17±0,04
Материал, изготовленный по технологии L-PBF	21±3	1,06±0,04	79±3	0,16±0,04

6.2.1 Результаты: общие аспекты и сложности

С точки зрения оптимизации технологических параметров по результатам настоящего исследования можно отметить, что возможность получения компонентов максимальной плотности из новейшего бейнитного сплава очевидна с учетом сопоставимых механических и микроструктурных характеристик традиционного аналога. Необходимо подчеркнуть, что диапазон технологических параметров для получения высокой плотности без образования трещин и других дефектов довольно узкий для исследуемого материала. Как правило, в компонентах, полученных по технологии L-PBF, возникают остаточные напряжения в результате экстремальных перепадов температур в ваннах расплава, что приводит к значительному тепловому

расширению и усадке, а также неравномерной пластической деформации между соседними ваннами расплава [28–30]. Усадка в ходе затвердевания каждой ванны расплава ограничивается соседними затвердевшими ваннами расплава и последовательно изготовленными слоями. В целом, с увеличением мощности лазера или уменьшением скорости сканирования величина усадки существенно растёт, что приводит к образованию трещин, расслаиванию и деформации детали [28, 31]. Однако величина плотности и возможность образования трещин в ходе процесса L-PBF больше зависит от мощности лазера в результате более выраженного профиля температур, что хорошо согласуется с данными исследования [32]. Таким образом, более резкий перепад температур из-за более высокой мощности лазера впоследствии может привести к более высокому температурному градиенту, что приведет к более высоким значениям остаточных напряжений и, следовательно, увеличению риска образования трещин. Хотя в диапазоне технологических параметров, выбранном для настоящего исследования, трещины отмечались при слабой мощности лазера с низкой скоростью сканирования, что соответствует результатам предыдущих исследований. Судя по результатам экспериментов, можно сделать наиболее очевидный вывод о возможности получения компонентов по технологии L-PBF почти максимальной плотности из бейнитных сталей с небольшим количеством дефектов.

6.2.2 Микроструктура образцов, полученных по аддитивной технологии

Микроструктура напечатанных образцов состоит из мартенсита из-за высокой скорости охлаждения на уровне $106-107^{\circ}\text{C}/\text{с}$ [33] во время процесса L-PBF. Однако микроструктура в центре ванны расплава и на её границе разная, что можно объяснить несколькими явлениями, происходящими во время производства образца. С одной стороны, необходимо учитывать, что во время послойного наращивания каждый слой проходит сложную и многократную термообработку, как при многопроходной сварке. Как

сообщается в работе [34], как только один слой получен, во время формирования следующего нового слоя его температура повышается из-за подводимой энергии, что приводит к аустенизации верхней части слоя, которая быстро охлаждается и превращается обратно в мартенсит. Кроме того, часть слоя, расположенная немного дальше от области аустенизации, закаляется за счет подводимого тепла, а центральная часть ванны расплава остается неотпущенной. С другой стороны, необходимо учитывать, что в процессе лазерной сварки в порошковом слое также может происходить обезуглероживание. К. Чжао и другие ученые в исследовании [35] отметили, что при повышенных температурах углерод ведет себя более активно в отношении железа, поскольку кислород присутствует в атмосфере и порошках, таким образом, углерод имеет тенденцию вступать в реакцию с кислородом, образуя СО и создавая обедненную углеродом зону на границах ванны расплава. К сожалению, нам не удалось четко определить, какое явление вносит больший вклад, потому что не было возможности измерить содержание углерода в таком масштабе с помощью методов, используемых в данном исследовании.

6.2.3 Реакция сплавов, полученных по технологии L-PBF и по традиционной технологии, на изотермическую закалку с выдержкой в бейнитной области

По результатам анализа дилатометрических кривых и РЭМ-изображений можно сделать вывод о том, что материалы, полученные по традиционной технологии, по технологии L-PBF, и макроматериал вели себя по-разному во время термообработки. С одной стороны, у материала, полученного по технологии L-PBF, кинетика быстрее, поэтому и превращение происходит быстрее. С другой стороны, справедливо, что после изотермической закалки с выдержкой в бейнитной области как макроматериал, так и образец, изготовленный с применением аддитивной технологии, проявили, как и ожидалось, бейнитную микроструктуру без

карбидов с бейнитным ферритом и обогащенным углеродом аустенитом, однако в первом случае микроструктура была более мелкозернистая.

Эти отличия связаны с влиянием наследуемой микроструктуры, в частности, разницы в размере зерна предыдущего аустенита и прочности, что влияет на рост бейнита и соотношение образования зародышей на границе зерна и автокаталитического эффекта, являющегося бейнитным превращением типа смещения. Так как микроструктура материала, полученного по технологии L-PBF, по своей природе многоуровневая [36], плотность дислокаций и малоугловых границ очень высокая по сравнению с материалом, полученным по традиционной технологии [37]. Более того, как отмечал Ли и другие исследователи в работе [37], в ситуациях с малоугловыми границами процесс аустенизации ускоряется, и образуются первичные аустенитные зерна (PAG) меньшего размера, что можно увидеть на примере термического травления. Фактически, из-за границ первичных аустенитных зерен меньшего размера (PAGB), как отмечают Ху и другие исследователи в работе [38], сформированные пучки становятся короче, что согласуется с результатами данной работы. Кроме того, вследствие более высокого предела текучести аустенита, обусловленного меньшим размером зерен и более высокой плотностью дислокаций, показанных на ПЭМ-изображениях (см. рисунок 6.13, b), которые действуют как центры зарождения бейнитного феррита, толщина пластины значительно ниже в случае образца, полученного по технологии L-PBF.

Кроме того, как сообщают Дж. Чакраборти и другие исследователи в работе [39], из-за наноразмерной толщины пластин бейнитного феррита в образцах, полученных по технологии L-PBF, заполненных клубками дислокаций, ограничено перемещение линейных дефектов, то есть препятствует пластической деформации, что приводит к возможному улучшению прочности. Кабальеро и Гарсия-Матео [40, 41] фактически отметили, что выдающиеся свойства наноструктурированного бейнита связаны со свойствами бейнитного феррита, который является

доминирующей фазой: чем меньше толщина и выше плотность дислокаций, тем выше предел текучести материала. При этом, как установили Лэнгфорд и Коэн в работах [40, 42–44], существует линейная зависимость, описывающая влияние толщины пластины бейнитного феррита (L , мкм), $\sigma = 115/L$, что повышает важность исследования марок стали, получаемых не только с использованием соответствующего состава сплава, но и с использованием методов аддитивного производства.

Более того, высокая плотность дислокаций, особенно в образцах, полученных по технологии L-PBF, играет важную роль в распределении углерода и выделении карбидов, поскольку ПЭМ-изображения и рентгеновская дифрактометрия как образцов, изготовленных по традиционной технологии, так и образцов, полученных по технологии L-PBF, не позволили обнаружить частицы цементита. С одной стороны, хорошо известно, что кремний предотвращает его выделение из-за его более низкой растворимости в цементите [45, 46], с другой стороны, как отмечают Кабальеро и Гарсия-Матео [40], углерод задерживается в дефектах кристаллической решетки, препятствующих его выделению. Отсутствие частиц цементита, распределенных в матрице бейнитного феррита, существенным образом влияет на ударную вязкость материала и реакцию на ударные нагрузки, как хорошо известно из работы Кабальеро и других [47]: цементит приводит к снижению ударной вязкости, поскольку он хрупкий и имеет высокую склонность к образованию трещин при ударной нагрузке и скоплению дислокаций. Наконец, примечательно, что такое распределение углерода положительно влияет на упрочнение материала, поскольку величина упрочнения за счет углерода в твердых растворах меняется в зависимости от квадратного корня из массовой доли [40].

Кроме того, несмотря на то, что существует разница в итоговом расширении образцов материалов, изготовленных по традиционной технологии и по технологии L-PBF, она не отражает изменение объемной доли образующегося бейнитного феррита, как подтвердили результаты

рентгеновской дифрактометрии, а является результатом влияния первичных зерен аустенита. Объемная доля бейнита не зависит от размера PAG, потому что она регулируется химической движущей силой бейнитного превращения, то есть, с другой стороны, температурой изотермического превращения [48]. Что касается неоднородности бейнитной микроструктуры при аддитивном производстве, то её можно объяснить сочетанием двух возможных конкурентных явлений. Во-первых, сфероидизация бейнита аналогична случаю сварки [49–53]. Бхадешиа и соавторы показали и подтвердили возможность того, что бейнитные пластины с одинаковой кристаллографической ориентацией могут объединяться на ранней стадии превращения, когда нет сильного соударения. С другой стороны, такая морфология бейнита может быть связана с процессом обезуглероживания во время нанесения слоя, как было описано ранее. Однако для проверки последней гипотезы нужно проводить дополнительное исследование. Более того, такие участки с бейнитной морфологией отличаются от показателей материалов, изготовленных по традиционной технологии, и могут иметь разные механические свойства, как говорится в исследовании Бхадешиа.

Кроме того, уточнение полученной рентгенограммы по методу Ритвельда может поспособствовать объяснению микроструктуры. В частности, более низкое значение обогащения углеродом в остаточном аустените может быть результатом локального обезуглероживания, которое произошло в образцах во время изготовления методом аддитивного производства.

Таким образом, основные выводы по данному исследованию можно сформулировать следующие:

- Пористость уменьшается при уменьшении плотности подводимой энергии.
- У образцов, изготовленных по технологии L-PBF, формируется бейнитная микроструктура без карбидов с тонкими пластинами бейнитного феррита по сравнению с материалом, изготовленным по традиционной

технологии, что объясняется присутствием более мелких зерен аустенита, образованных в результате процесса L-PBF.

- У образцов, изготовленных по технологии L-PBF, отмечается более высокий уровень кинетики бейнитного превращения из-за ускорения в результате наличия более мелких зерен аустенита.

Несмотря на обнадеживающие результаты, полученные в данном исследовании, важно учитывать тот факт, что аддитивное производство предназначено для производства компонентов, готовых к эксплуатации в сфере желаемого применения. В этой связи не следует проводить термообработку в целях получения желаемой микроструктуры, а необходимо получить бейнит в результате применения технологии. Для этого приемлемым вариантом может считаться исследование, связанное с сочетанием технологии LPBF с изотермической закалкой и выдержкой в бейнитной области. В частности, идея состоит в том, чтобы при изготовлении образцов предварительно нагревали и подложку, и порошок при температуре изотермического превращения. Это позволило бы снизить скорость охлаждения после создания нового слоя, и, с другой стороны, преобразовать аустенит в бескарбидный бейнит.

Результаты, представленные иностранным партнером, Падуанским университетом, соответствуют требованиям, указанным в подпунктах 4.2.6 – 4.2.7 пункта 4 приложения 9 к соглашению № 075-15-2021-1031 от «04» октября 2021 г.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Проведены дополнительные патентные исследования по тематике возможности изготовления из TRIP-сталей деталей методом 3D-печати, которые подтвердили, что перспективным направлением развития 3D-печати порошковыми материалами на основе металлов является разработка технологии наложения слоев (режимы и порядок наложения), а также технологии дополнительной сопутствующей и последующей обработки изделий. При этом, определяющим признаком порошковых материалов на основе металлов для аддитивных технологий является их химический и гранулометрический состав, а определяющим признаком технологий создания металлических изделий методом 3D-печати является комплекс управляемых характеристик, обеспечиваемых основным и вспомогательным оборудованием.

Результаты дополнительных патентных исследований оформлены в виде самостоятельного отчета о патентных исследованиях в соответствии с ГОСТ Р 15.011-96. На основании проведенных дополнительных патентных исследований была подана заявка на изобретение «Способ получения изделия из порошковой ТРИП-стали» (№ 2023116224 от 21.06.2023) и получен патент «Порошковый сплав на основе железа» (№ 2805734 от 23.10.2023).

2. В результате исследования технологических возможностей восстановления узлов и агрегатов с использованием порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера, методом лазерной наплавки были изготовлены детали узлов и агрегатов, восстановленные методом лазерной наплавки сталей с TRIP-эффектом. Акт изготовления образцов представлен в приложении 1. Экспериментально были установлены рациональные параметры наплавки (скорость 10 мм/с, диаметр луча при этом составляет 3 мм, мощность лазерного излучения 1200 Вт, смещение между проходами лазерной головкой составляет 1,4 мм.), которые обеспечивают необходимый

для дальнейших исследований и эксплуатации уровень адгезии и сплошности наплавленного металла.

3. Геометрия восстановленных деталей была оцифрована в компьютерные модели посредством 3D-сканирования, на основании которых был разработан комплекс мультимасштабных конечно-элементных моделей. Модель трехточечного изгиба продемонстрировала возможность восстановленной детали изменять своё деформационное поведение в условиях нагрузки за счет перераспределения напряжений и деформаций в наплавленной части. За счет реализации TRIP -эффекта в наплавленной части детали трансформация остаточного аустенита, наблюдаемая в репрезентативных объемах микроструктуры, позволяет избежать инициации и развития разрушения в условиях неблагоприятного напряженно-деформированного состояния. Модель нарезки внутренних зубьев конической передачи показала достижимость полного восстановления геометрии восстановленной детали, а также возможность получения поверхностного упрочнения восстановленных элементов, что является потенциально благоприятным для дальнейшей эксплуатации. В подтверждение этого наблюдения, модель проворачивания абсолютно твердой внутренней оси продемонстрировала способность восстановленных элементов не только подстраиваться под механические характеристики исходного материала детали, но и замедление разрушения во всей детали в экстремальных условиях эксплуатации за счет локальных трансформаций остаточного аустенита и, как следствие, перераспределения нагрузки во всех зубьях. На основании этого было выдвинуто и теоретически расчётно подтверждено предположение о возможности программирования деформации при восстановлении деталей подобным способом, что было наглядно продемонстрировано в конечно-элементной модели разрушения турбокомпрессора. Также посредством модели процесса обработки резанием восстановленного зуба установлено, что несмотря на то, что в процессе резания отрыв частиц из-за реализации TRIP-эффекта сильно замедлен,

удается получить довольно точную геометрию восстановленного зуба. При этом сам зуб будет обладать поверхностным упрочнением и реализовывать все те же механизмы как и в случае с ранее описанным случаем зубьев конической передачи.

4. С использованием оптической и электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, измерения твердости было проведено комплексное металлографическое исследование микроструктуры образцов деталей узлов и агрегатов, восстановленных методом лазерной наплавки с применением порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера. Установлено, что структура состоит преимущественно из мартенсита. В отдельных участках встречается мартенситно-ферритная микроструктура, что обусловлено влиянием тепловых воздействий от предыдущих слоев и нагревом этой области до температуры из межкритического интервала A_{c1} - A_{c3} . Твердость HV_1 в этих областях изменяется от 5218 до 6436 МПа. Микрорентгеноспектральный анализ показал, что наплавляемый материал в своем составе кроме железа и углерода, содержит марганец и кремний. Также в отдельных участках встречаются титан, алюминий и оксид, т.е. можно предположить присутствие в составе сплава оксида алюминия Al_2O_3 и карбидов титана TiC. Рентгеноструктурный анализ выявил, что исследуемый образец состоит из одной фазы α -Fe с объемно-центрированной кристаллической решеткой, микроискажения в которой приводят к сохранению сжимающих остаточных напряжений, значение которых составило 135,2 МПа. Установленные закономерности локальной кинетики микроструктурных превращений в зависимости от схемы напряженно-деформированного состояния и энергосиловых параметров обработки образцов TRIP-стали, полученных по различным технологиям, верифицируют результаты компьютерного моделирования состояния материала на микроуровне.

5. Проведены исследования свойств наплавленных покрытий и объемного образца из порошка TRIP-стали, полученного от иностранного

партнера. Полученные результаты свидетельствуют о том, что данный порошок TRIP-стали, можно использовать для восстановления стальных деталей. Установлены закономерности изменения свойств TRIP-стали в покрытиях и объемных образцах, полученных лазерной наплавкой. В процессе холодной пластической деформации прокаткой полученного образца наблюдается преобразование остаточного аустенита в мартенсит, о чем свидетельствуют характерные для мартенсита значения напряжений. При этом наблюдается значительное увеличение пластичности, о чем свидетельствуют результаты измерения микротвердости и серия экспериментов по холодной пластической деформации прокаткой. Понимание закономерностей мартенситных превращений позволяет научно обосновать разработку новых составов TRIP-сталей и режимов их обработки и подтвердить общую гипотезу проекта. Протоколы испытаний в приложении 2.

6. На основании анализа и обобщения данных совместных исследований получены данные о технологических основах производства самоадаптирующихся под внешнее экстремальное воздействие деталей аэрокосмической индустрии на основе 3D-печати на основе стали высокой прочности с TRIP-эффектом. Посредством разработанных моделей адаптивного управления качеством были формализованы принципы технологической адаптации при управлении показателями качества в технологической системе «восстановление узлов и агрегатов с использованием порошка TRIP-стали», на основании которых даны рекомендации к построению технологического процесса получения изделий SLM-методом.

7. Иностранным партнером (Падуанским университетом, Италия) получены детали комплексной формы из порошков TRIP-сталей с традиционным (химический состав $C = 0.3-0.6\%$, $Mn = 2.5 - 4.0\%$ и Si до 4.0%) и модифицированным (химический состав $C = 0.3-0.6\%$, $Mn = 2.5 - 4.0\%$, Si до 4.0% ; Al до 5%) составами. Полученные результаты представлены

в виде итогового аннотационного отчета об особенностях микроструктуры деталей комплексной формы для аэрокосмической индустрии из TRIP-сталей с традиционным и модифицированным составами, что позволило верифицировать результаты компьютерного моделирования, проведенного в МГТУ им. Г. И. Носова и установить закономерности локальной кинетики микроструктурных превращений в зависимости от схемы напряженно-деформированного состояния деталей в ходе эксплуатации.

Таким образом, в ходе выполнения третьего (итогового) этапа научно-исследовательской работы по теме «Исследование 3D-печати прогрессивными сталями высокой прочности с TRIP-эффектом для изготовления самоадаптирующихся конструкционных элементов аэрокосмической отрасли», выполняемой совместно с Падуанским университетом (Италия), были получены научные результаты, которые полностью отражают содержание требований, указанных в пункте 4 Приложения 9 к соглашению № 075-15-2021-1031 от «04» октября 2021 г.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Полиенко А.А., Тихомирова О.Г. Металлическое литье или металлическая 3D-печать // Тенденции развития науки и образования. 2019. № 50-2. С. 52-56.
2. Запорожан Д.Ю., Канатов А.В. Особенности развития различных видов 3D-печати в производстве изделий народного потребления // Инновационное развитие техники и технологий в промышленности (ИНТЕКС-2022). – 2022. – С. 44-49.
3. Нижник Ю. Н., Муравьёв А. В. Аддитивные технологии и перспективы их применения. – 2021.
4. Чукин М.В., Голубчик Э.М., Кузнецова А.С. Разработка модели адаптивного управления качеством крепежных изделий на основе моделирования в среде DEFORM-3D // Сталь. - 2014. - № 4. - С. 61-65.
5. Голубчик Э.М., Кузнецова А.С., Хенрик Д. Применение методологии адаптивного управления качеством в процессе объемной холодной штамповки крепежных изделий из стали с ультрамелкозернистой структурой // Обработка сплошных и слоистых материалов. - 2014. - № 2 (41). - С. 32-41.
6. Голубчик Э.М. Развитие методологических основ адаптивного управления качеством металлопродукции в многовариантных технологических системах: дис. Магнитогорск. гос. техн. ун-т им. ГИ Носова, 2014.
7. Голубчик Э.М. Современные концепции адаптивного управления качеством металлопродукции // Качество в обработке материалов. - 2015. - № 1 (3). – С. 68-75.
8. Narasimharaju S.R. et al. A comprehensive review on laser powder bed fusion of steels: Processing, microstructure, defects and control methods, mechanical properties, current challenges and future trends // Journal of Manufacturing Processes. - 2022. - Vol. 75. - Pp. 375-414.

9. Haase C. et al. Exploiting process-related advantages of selective laser melting for the production of high-manganese steel // *Materials*. - 2017. - Vol. 10. - No 1. - Pp. 56.
10. Ferretto I. et al. Laser powder bed fusion of a Fe–Mn–Si shape memory alloy // *Additive Manufacturing*. - 2021. - Vol. 46. - Pp. 102071.
11. Spierings A. B., Herres N., Levy G. Influence of the particle size distribution on surface quality and mechanical properties in AM steel parts // *Rapid Prototyping Journal*. - 2011. - Vol. 17. - No 3. - Pp. 195-202.
12. Liu B. et al. Investigation the effect of particle size distribution on processing parameters optimisation in selective laser melting process // 2011 International Solid Freeform Fabrication Symposium. – University of Texas at Austin, 2011.
13. Gu D. Laser additive manufacturing of high-performance materials. Berlin; Heidelberg: Springer-Verlag, 2015. – XVII, 311 p.
14. Yap C. Y. et al. Review of selective laser melting: Materials and applications // *Applied physics reviews*. - 2015. - Vol. 2. - No 4. - Pp. 041101.
15. Zhou X. et al. Balling phenomena in selective laser melted tungsten // *Journal of Materials Processing Technology*. - 2015. - Vol. 222. - Pp. 33-42.
16. Shiomi M. et al. Residual stress within metallic model made by selective laser melting process // *Cirp Annals*. - 2004. - Vol. 53. - No 1. - Pp. 195-198.
17. Sendino S., Martinez S., Lamikiz A. Characterization of IN718 recycling powder and its effect on LPBF manufactured parts // *Procedia CIRP*. 2020. Vol. 94. Pp. 227-232.
18. Schneider, C.A.; Rasband, W.S.; Eliceiri, K.W. NIH Image to ImageJ: 25 years of image analysis. *Nat. Methods* 2012, 9, 671–675, doi:10.1038/nmeth.2089.
19. Franceschi, M., Bettanini, A.M., Pezzato, L., Dabalà, M., Jacques, P.J.P.J. Effect of multi-step austempering treatment on the microstructure and mechanical properties of a high silicon carbide-free bainitic steel with bimodal bainite distribution. - *Metals (Basel)*. - 2021, 11, 17, doi:10.3390/met11122055.

20. Kempen, K., Yasa, E., Thijs, L., Kruth, J.P., Van Humbeeck, J. Microstructure and mechanical properties of selective laser melted 18Ni-300 steel. *Phys. Procedia* - 2011, 12, 255–263, doi:10.1016/j.phpro.2011.03.033.
21. Lutterotti, L. Maud: a Rietveld analysis program designed for the internet and experiment integration. *Acta Crystallogr. Sect. A Found. Crystallogr.* 2000, 56, s54–s54, doi:10.1107/s0108767300021954.
22. Cheng, L., Bottger, A., Keijser, de, T.H., Mittemeijer, E.J. Lattice parameters of iron-carbon and iron-nitrogen Martensites and austenites // *Scr. Metall. Mater.* - 1990, 24, 509–514.
23. Garcia-Mateo, C., Jimenez, J.A., Lopez-Ezquerria, B., Rementeria, R., Morales-Rivas, L., Kuntz, M., Caballero, F.G. Analyzing the scale of the bainitic ferrite plates by XRD, SEM and TEM // *Mater. Charact.* - 2016, 122, 83–89, doi:10.1016/j.matchar.2016.10.023.
24. Dilip, J.J.S., Ram, G.D.J., Starr, T.L., Stucker, B. Selective laser melting of HY100 steel: Process parameters, microstructure and mechanical properties // *Addit. Manuf.* - 2017, 13, 49–60, doi:10.1016/j.addma.2016.11.003.
25. San-Martin, D., Kuntz, M., Caballero, F.G., Garcia-Mateo, C. A new systematic approach based on dilatometric analysis to track bainite transformation kinetics and the influence of the prior austenite grain size // *Metals (Basel)*. - 2021, 11, 1–13, doi:10.3390/met11020324.
26. Xu, Y., Xu, G., Mao, X., Zhao, G., Bao, S. Method to evaluate the kinetics of bainite transformation in low-temperature nanobainitic steel using thermal dilatation curve analysis // *Metals (Basel)*. - 2017, 7, 1–13, doi:10.3390/met7090330.
27. Caballero, F.G., Miller, M.K., Garcia-Mateo, C. Carbon supersaturation of ferrite in a nanocrystalline bainitic steel // *Acta Mater.* - 2010, 58, 2338–2343, doi:10.1016/j.actamat.2009.12.020.
28. Kruth, J.-P., Deckers, J., Yasa, E., Wauthlé, R. Assessing and comparing influencing factors of residual stresses in selective laser melting using a novel analysis method: In Proceedings of the Proceedings of the Institution of

Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture; SAGE Publications Sage UK: London, England, 2012; Vol. 226, pp. 980–991.

29. Gu, D.D., Meiners, W., Wissenbach, K., Poprawe, R. Laser additive manufacturing of metallic components: Materials, processes and mechanisms // *Int. Mater. Rev.* - 2012, 57, 133–164, doi:10.1179/1743280411Y.0000000014.

30. Mercelis, P., Kruth, J.P. Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting // *Rapid Prototyp. J.* - 2006, 12, 254–265, doi:10.1108/13552540610707013.

31. Engeli, R., Etter, T., Hövel, S., Wegener, K. Processability of different IN738LC powder batches by selective laser melting // *J. Mater. Process. Technol.* - 2016, 229, 484–491, doi:10.1016/j.jmatprotec.2015.09.046.

32. Harrison, N.J., Todd, I., Mumtaz, K. Reduction of micro-cracking in nickel superalloys processed by Selective Laser Melting: A fundamental alloy design approach // *Acta Mater.* - 2015, 94, 59–68, doi:10.1016/j.actamat.2015.04.035.

33. Hyer, H., Zhou, L., Mehta, A., Park, S., Huynh, T., Song, S., Bai, Y., Cho, K., McWilliams, B., Sohn, Y. Composition-dependent solidification cracking of aluminum-silicon alloys during laser powder bed fusion // *Acta Mater.* - 2021, 208, 116698, doi:10.1016/j.actamat.2021.116698.

34. Deb, P., Challenger, K.D., Therrien, A.E. Structure-property correlation of submerged-arc and gas-metal-arc weldments in HY-100 steel // *Metall. Trans. A*, - 1991, 18, 987–999, doi:10.1007/BF03325708.

35. Zhao, X., Song, B., Zhang, Y., Zhu, X., Wei, Q., Shi, Y. Decarburization of stainless steel during selective laser melting and its influence on Young's modulus, hardness and tensile strength // *Mater. Sci. Eng. A* - 2015, 647, 58–61, doi:10.1016/j.msea.2015.08.061.

36. Bajaj, P., Hariharan, A., Kini, A., Kürnsteiner, P., Raabe, D., Jäggle, E.A. Steels in additive manufacturing: A review of their microstructure and properties // *Mater. Sci. Eng. A* - 2020, 772, doi:10.1016/j.msea.2019.138633.

37. Li, Z. Xing; Li, C. Sheng; Ren, J. Yi; Li, B. Zhou; Zhang, J.; Ma, Y. Qiang Effect of cold deformation on the microstructure and impact toughness during the austenitizing process of 1.0C–1.5Cr bearing steel // *Mater. Sci. Eng. A* - 2016, 674, 262–269, doi:10.1016/j.msea.2016.07.105.
38. Hu, F., Hodgson, P.D., Wu, K.M. Acceleration of the super bainite transformation through a coarse austenite grain size // *Mater. Lett.* - 2014, 122, 240–243, doi:10.1016/j.matlet.2014.02.051.
39. Chakraborty, J., Chattopadhyay, P.P., Bhattacharjee, D., Manna, I. Microstructural refinement of bainite and martensite for enhanced strength and toughness in high-carbon low-alloy steel // *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* - 2010, 41, 2871–2879, doi:10.1007/s11661-010-0288-1.
40. Garcia-Mateo, C., Caballero, F.G. Understanding the Mechanical Properties of Nanostructured Bainite // *Handb. Mech. Nanostructuring* - 2015, 1, 35–65, doi:10.1002/9783527674947.ch3.
41. Garcia-Mateo, C., Sourmail, T., Caballero, F.G., Smanio, V., Kuntz, M., Ziegler, C., Leiro, A., Vuorinen, E., Elvira, R.; Teeri, T. Nanostructured steel industrialisation: Plausible reality // *Mater. Sci. Technol. (United Kingdom)* 2014, 30, 1071–1078, doi:10.1179/1743284713Y.0000000428.
42. Langford, G.; Cohen, M. Strain hardening of iron by severe plastic deformation // *ASM Trans Quart* - 1969.
43. Langford, G. A study of the deformation of patented steel wire // *Metall. Mater. Trans. B* - 1970, 1, 465–477, doi:10.1007/BF02811557.
44. Langford, G., Cohen, M. Calculation of cell-size strengthening of wire-drawn iron // *Metall. Mater. Trans.* - 1970, 1, 1478–1480, doi:10.1007/BF02900287.
45. Qian, L.; Zhou, Q.; Zhang, F.; Meng, J.; Zhang, M.; Tian, Y. Microstructure and mechanical properties of a low carbon carbide-free bainitic steel co-alloyed with Al and Si // *Mater. Des.* - 2012, 39, 264–268, doi:10.1016/j.matdes.2012.02.053.

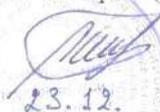
46. Xiao-ying, H., Yun-bo, X., Yan-feng, Z., Di, W. Science direct microstructure and mechanical properties of hot rolled low silicon TRIP steel containing phosphorus and vanadium. - 2011. - Vol. 18.
47. Caballero, F.G., Chao, J., Cornide, J., García-Mateo, C., Santofimia, M.J., Capdevila, C. Toughness deterioration in advanced high strength bainitic steels // Mater. Sci. Eng. A - 2009, 525, 87–95, doi:10.1016/j.msea.2009.06.034.
48. Bhadeshia, H.K.D.H. Bainite in steels: theory and practice; Maney Publishing, 2006; Vol. 19; ISBN 9781909662742.
49. Keehan, E., Karlsson, L., Andren, H.O., Bhadeshia, H.K.D.H. Understanding mechanical properties of novel high strength steel weld metals through high-resolution microstructural investigation. – 2005. - pp. 16–20.
50. Keehan, E., Karlsson, L., Bhadeshia, H.K.D.H., Thuvander, M. Electron backscattering diffraction study of coalesced bainite in high strength steel weld metals // Mater. Sci. Technol. - 2008, 24, 1183–1188, doi:10.1179/174328407X226572.
51. Pak, J.H., Bhadeshia, H.K.D.H., Karlsson, L., Keehan, E. Coalesced bainite by isothermal transformation of reheated weld metal // Sci. Technol. Weld. Join. - 2008, 13, 593–597, doi:10.1179/136217108X338926.
52. Bhadeshia, H.K.D.H., Keehan, E., Karlsson, L., Andrén, H.O. Coalesced bainite // Trans. Indian Inst. Met. - 2006, 59, 689–694.
53. Pak, J., Suh, D.W., Bhadeshia, H.K.D.H. Promoting the coalescence of bainite platelets // Scr. Mater. - 2012, 66, 951–953, doi:10.1016/j.scriptamat.2012.02.041.

ПРИЛОЖЕНИЕ 1

Акт изготовления образцов

СОГЛАСОВАНО **УТВЕРЖДАЮ**

Начальник управления научной и инновационной деятельности
ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)» Ректор
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»

 Л.В. Шипулин  Д.В. Терентьев

23.12. 2023 г. 23.12.2023 г.

АКТ
изготовления образцов

Договор от 30 ноября 2023 г. № 2023478/Д-1166-23

№ 1

22 декабря 2023 г.

г. Магнитогорск

Комиссия в составе:

Председатель	Проректор по НИИР	Тулупов Олег Николаевич
члены комиссии:	Руководитель проекта	Полякова Марина Андреевна
	Ответственный исполнитель проекта	Константинов Дмитрий Вячеславович

в период с 01 декабря 2023 г. по 20 декабря 2023 г. проверила факт наличия образцов деталей узлов и агрегатов, восстановленных методом лазерной наплавки сталей с TRIP-эффектом.

1 Комиссии предъявлены:

1.1. Образцы деталей узлов и агрегатов, восстановленных методом лазерной наплавки сталей с TRIP-эффектом (далее - Образцы), полученные для проведения исследований технологических возможностей восстановления узлов и агрегатов с использованием порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера, методом лазерной наплавки по соглашению о предоставлении гранта в форме субсидии от 4 октября 2021 г. № 075-15-2021-1031 (внутренний номер соглашения 13.2251.21.0107, шифр «2021-2251-ПП4-0005) на реализацию проекта «Исследование 3D-печати прогрессивными сталями высокой прочности с TRIP-эффектом для изготовления самоадаптирующихся конструктивных элементов аэрокосмической отрасли»:

- 1) деталь типа коническая шестерня прямозубая;
- 2) деталь типа полумуфта зубчатая;
- 3) деталь типа вал с проточкой.

1.2 Технологические режимы лазерной наплавки представлены в таблице.

Лазерная наплавка порошка Pometon, Polvere Metallica 3D printing tipo 11356 осуществлялась с помощью роботизированного комплекса лазерной наплавки FL-Clad-R4. Оптимальным является режим прямого движения лазерного луча по поверхности подложки со скоростью 10 мм/с, диаметр луча при этом составляет 3 мм, мощность лазерного излучения 1200 Вт, смещение между проходами лазерной головкой составляет 1,4 мм, подача порошка в зону наплавки осуществлялась непрерывно с помощью четырехосевой питающей насадки (таблица).

Технологические режимы лазерной наплавки порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера

Подложка	Порошок	Положение коллиматора	Мощность (Ватт)	RPM %	V (мм/с)	d пятна, мм	Смещение	Наклон	Высота наплавленного слоя, мм	Расход порошка(г/мин)
жаропрочный сплав	Pometon, Polvere Metallica 3D printing tipo 11356	0	1000	4	8	2	1,4	0	1	6,0
жаропрочный сплав	Pometon, Polvere Metallica 3D printing tipo 11356	0	1400	6	12	2	1,4	0	0,8	9,0
жаропрочный сплав	Pometon, Polvere Metallica 3D printing tipo 11356	0	1200	5	10	2	1,4	0	1	7,5

2 В результате проверки установлено:

2.1 Образцы деталей узлов и агрегатов получены ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова» в период с 01 декабря 2023 г. по 20 декабря 2023 г. восстановлены методом лазерной наплавки стали с TRIP-эффектом из порошка, полученного от иностранного партнера.

2.2. Комплектность образцов соответствует условиям договора.

3 Вывод

Образцы пригодны для проведения исследований технологических возможностей восстановления узлов и агрегатов с использованием порошка TRIP-стали, полученного от иностранного партнера, методом лазерной наплавки.

Председатель комиссии

Члены комиссии

 О.Н. Тулупов
 М.А. Полякова
 Д.В. Константинов

ПРИЛОЖЕНИЕ 2

Протоколы механических испытаний образцов, полученных от иностранного партнера и изготовленных методом 3D-печати, и полученных традиционной технологией металлургического производства

ПРОТОКОЛ испытаний образцов

№ 1

30 ноября 2023 г.

1. Объект испытания: Образцы, полученные от иностранного партнера и изготовленные методом 3D-печати, и полученные традиционной технологией металлургического производства.

2. Цель испытания: сравнительные исследования свойств образцов, полученных от иностранного партнера и изготовленных методом 3D-печати, и полученных традиционной технологией металлургического производства.

3. Дата начала испытания: 01.11.2023

4. Дата окончания испытания: 30.11.2023

5. Место проведения испытания: ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»

6. Средства проведения испытаний: микротвердомер BuehlerMicromet 5103 Buehler (Бельгия) для измерения микротвердости металлов и сплавов по шкалам Виккерса и Кнупа в соответствии с ГОСТ Р ИСО 9450-2007

7. Результаты испытания

Наименование параметра	Ед. изм.	Вид обработки	Значение
Микротвердость	МПа	Традиционная технология металлургического производства	665
		Селективное лазерное плавление (SLM)	480 - 505
		Лазерная наплавка Отжиг при температуре 1000°C Выдержка Медленное охлаждение в печи	530 - 545
		Лазерная наплавка Отжиг при температуре 1000°C Выдержка Медленное охлаждение в печи Пластическая деформация (суммарная степень обжатия 24%)	360 - 375

8. Замечания и рекомендации

Замечаний нет

9. Выводы

9.1 Микротвердость образцов, полученных от иностранного партнера и изготовленных методом 3D-печати, и полученных традиционной технологией металлургического производства, имеет один порядок величин.

9.2 Микротвердость позволяет судить об уровне механических свойств образцов, полученных от иностранного партнера и изготовленных методом 3D-печати, и полученных традиционной технологией металлургического производства, а также подверженных различным видам термомеханического воздействия.

Испытание проводили

Канд. техн. наук



О.А. Куприянова

Канд. техн. наук



Д.А. Горленко