

Власова Дарья Владимировна

**РАЗРАБОТКА МНОГОСЛОЙНОГО СТАЛЬНОГО МАТЕРИАЛА С
ВЫСОКИМ ЗАПАСОМ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ НИЗКИХ
ТЕМПЕРАТУРАХ**

Специальность 2.6.17 – Материаловедение (технические науки)

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук



Москва, 2022

Работа выполнена в федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего образования «Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана» (Национальный исследовательский университет).

Научный руководитель: Плохих Андрей Иванович,
кандидат технических наук, доцент,
ФГБОУ ВПО «Московский государственный
технический университет имени Н.Э. Баумана»,
кафедра «Материаловедение»

Официальные оппоненты: Матросов Юрий Иванович, доктор технических наук, профессор, главный научный сотрудник ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»

Харьков Олег Александрович, начальник сектора 371 научно-производственного комплекса №3 «Конструкционные стали и функциональные материалы для морской техники» НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей»

Ведущая организация: Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

Защита диссертации состоится «__» _____ 2022 г. в ____ час. ____ мин. на заседании диссертационного совета 24.2.331.01 при Московском государственном техническом университете имени Н.Э. Баумана по адресу: 105005, г. Москва, 2-я Бауманская, 5, стр. 1.

Ваш отзыв на автореферат в двух экземплярах, заверенных печатью, просим высылать по указанному адресу.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке МГТУ им. Н.Э. Баумана и на сайте www.bmstu.ru. Телефон для справок: 8 (499) 267-09-63.

Автореферат разослан «__» _____ 2022 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета
к.т.н., доцент



Плохих А.И.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. Для большинства машиностроительных сталей ферритного класса проявление хладноломкости представляет существенную опасность при эксплуатации машин и сооружений в условиях низких климатических температур. Известные эффективные металлургические способы повышения хладостойкости направлены в первую очередь на повышение чистоты металла, использование оптимального легирования и микролегирования, а также модифицирование микроструктуры, что привело к созданию группы сталей с наследственно мелкозернистой структурой, обладающих высоким уровнем механических свойств и надежности эксплуатации, в том числе в условиях климатического холода.

Как показывают результаты ряда исследований, существует возможность кардинального изменения характера температурной зависимости ударной вязкости, которую можно наблюдать в составных и слоистых композиционных образцах (Г.И. Погодин-Алексеев, J.D. Embury, Л.Р. Ботвина), которое выражается в росте энергии разрушения при понижении температуры испытания. Аналогичный эффект отмечен в ферритных сталях при образовании трещин расслоения (И.М. Счастливец, И.Л. Яковлева, Д.А. Мирзаев, П.Д. Одесский), а также при формировании ориентированной слоистой структуры методами ТМО (Y. Kimura), что приводит к возрастанию значений ударной вязкости в направлении, перпендикулярном плоскости проката, и снижению температуры вязко-хрупкого перехода (ВХП).

Фундаментальные основы создания металлических слоистых материалов заложены в работах современных ученых, таких как Ю.П. Трыков, В.И. Лысак, Л.М. Гуревич, А.А. Батаев, А.Г. Кобелев, С.В. Гладковский, А.А. Саркеева и ряд других. Среди методов получения гомогенных многослойных конструкционных материалов можно выделить ARB-технология (N. Tsuji), а также технологию получения многослойных конструкционных материалов методом горячей пакетной прокатки (А.Г. Колесников, А.И. Плохих).

Учитывая это, практический интерес представляет создание многослойных материалов высокопроизводительными методами горячей пакетной прокатки, имеющих высокие показатели ударной вязкости в области низких температур, применение которых возможно в условиях климатического холода.

Цель работы — разработка конструкционного стального материала со стабильным многослойным строением, обладающего высоким запасом вязкости разрушения при ударных нагрузках в направлении, перпендикулярном плоскости проката, в том числе в области низких климатических и криогенных температур.

Для достижения поставленной цели в диссертационной работе решались следующие **задачи**:

1. Установление закономерностей формирования и наследования многослойной структуры при горячей деформации стальных композитных заготовок.

2. Определение закономерностей межслойной диффузии легирующих элементов замещения и ее влияние на температурные интервалы фазовых превращений в исследуемых многослойных материалах.

3. Определение механических свойств и установление температурной зависимости ударной вязкости исследуемых многослойных стальных материалов.

4. Установление закономерностей изменения ударной вязкости исследуемых материалов в зависимости от состава и параметров многослойной структуры.

5. Разработка многослойного материала на основе сталей различных структурных групп для использования в машинах и агрегатах, работающих в области низких климатических и криогенных температур.

Научная новизна работы:

1. Впервые экспериментально установлено отсутствие порога ВХП в многослойных металлических материалах в направлении, перпендикулярном плоскости проката, обусловленное особым характером частичного разрушения и последующей пластической деформации испытуемых образцов.

2. В результате проведенных исследований установлен механизм наследования многослойного строения, основанный на роли межслойной границы, являющейся либо барьером для протекающей рекристаллизации в пределах слоя (сохранение структуры), либо источником зарождения новых зерен (перекристаллизация многослойной структуры).

Практическая значимость работы:

Разработаны рекомендации по осуществлению условий формирования и наследования многослойного строения в синтезируемом материале. Рекомендуется осуществлять горячую пакетную прокатку многослойных заготовок до толщины, не превышающей 10 мм, либо в условиях, предотвращающих их охлаждение до температуры протекания динамической полигонизации, например, путем пакетирования тонких заготовок, подогревом прокатных валков, либо с использованием иных технических приемов.

Апробация работы. Основные результаты и положения диссертации доложены и обсуждены на Международной научно-практической конференции «Ключевые тренды в композитах: новые материалы и технологии» (Москва, 2019 г.), IV Междисциплинарном научном форуме с международным участием «Новые материалы и перспективные технологии» (РАН Москва, 27-30 ноября 2018 г.), XXIV Уральской школе металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов» (Екатеринбург, 2018 г.), XII международной конференции «Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций» (Екатеринбург, 2018 г.), Международной научно-технической конференции «Проблемы и достижения в инновационных материалах и технологиях машиностроения» (Комсомольск-на-Амуре, 2015 г.), IV Международной научной конференции «Новые перспективные материалы и технологии их получения» (Волгоград, 2014 г.), IV Международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» (Москва, ИМЕТ РАН, 2011 г.), Международных научно-инновационных

молодежных конференциях «Современные твердофазные технологии: теория, практика и инновационный менеджмент» (Тамбов, ТГТУ, 2014, 2016 гг.), Международных конференциях молодых ученых и специалистов «Будущее машиностроения России» (Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана 2015, 2016, 2017, 2018, 2019 гг.).

Исследования, представленные в диссертационной работе, выполнены в рамках тематического плана Минобрнауки: проект № 01.02.2011 «Разработка технологии получения многослойных металлических материалов со стабильной субмикро- и наноразмерной структурой методами горячей прокатки», проект № 7.1949.2011 «Разработка научных основ создания нового класса конструкционных металлических материалов с ламинарной субмикро- и наноразмерной структурой» 2012–14 гг., а также в рамках ГК № 02.523.11.3010 (шифр 2011-2.3-523-019-003) «Создание комплекса вакуумных и ионно-вакуумных технологий химико-термической обработки (ХТО) деталей машин с получением наноструктурированного состояния диффузионных слоёв» 2011-13 гг. (в части разработки многослойных материалов с субмикронным строением слоев для проведения ХТО).

По итогам конкурса МГТУ им. Н.Э. Баумана за 2011 г. Власовой Д.В. (с соавторами) присуждена Вторая премия Ученого совета МГТУ им. Н.Э. Баумана по теме «Разработка технологии получения многослойных металлических материалов со стабильной субмикро- и наноразмерной структурой методами горячей прокатки».

Методы исследований и достоверность результатов. Достоверность результатов обеспечена использованием современного исследовательского оборудования, встроенных программ сбора и обработки данных и комплекса взаимодополняющих методов структурных исследований (сканирующей электронной и оптической микроскопии, рентгеноструктурными методами анализа). Обоснованность теоретических выводов подтверждена экспериментальными данными, полученными лично соискателем.

Личный вклад автора. Диссертантом лично проведены испытания по определению механических свойств, ударной вязкости при нормальной и пониженной температурах, теплофизические измерения и обработка полученных результатов, проведенные на оборудовании лаборатории «Прочность конструкционных материалов» УДЦ НУК МТ МГТУ им. Н.Э. Баумана. Металлографические исследования структуры многослойных материалов, подготовка образцов для электронной микроскопии были проведены автором с использованием оборудования кафедры «Материаловедение» МГТУ им. Н.Э. Баумана. Вошедшие в диссертационную работу результаты и выводы были получены автором лично.

Публикации. По материалам диссертации опубликованы 15 научных работ, в том числе, 5 статей в российских периодических рецензируемых изданиях,

рекомендуемых ВАК при Министерстве науки и высшего образования РФ, 4 статьи в изданиях, индексируемых в Scopus и WoS.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, пяти глав, общих выводов, списка литературы из 152 наименований. Работа содержит 158 страниц машинописного текста, 98 рисунков и 21 таблицу.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность проведенных исследований, сформулированы цели и задачи работы, определены ее научная новизна и практическая значимость.

В **первой главе** приведен обзор научных работ, посвященных вопросам создания конструкционных слоистых материалов, изготавливаемых различными методами. Показано, что получение материалов с аномальными характеристиками ударной вязкости, в том числе при пониженных температурах, зачастую связаны с созданием слоистых структур. На основе анализа литературных данных были сформулированы цели и основные задачи настоящего исследования.

Во **второй главе** содержится описание выбора объектов исследования, способа их получения и методов исследования. Для получения объектов исследования были выбраны стали различных структурных групп, из которых были составлены следующие композиции: 08X18H10+08кп, 08X18+08кп, 08X18H10+У8, 08X18+У8, 08X18H10+40X13, 08X18+40X13, 08X18+08X18H10, 08X18H10+30ХГСА, 08X18+30ХГСА. Дано описание экспериментальной технологии, в соответствии с которой были получены объекты исследования.

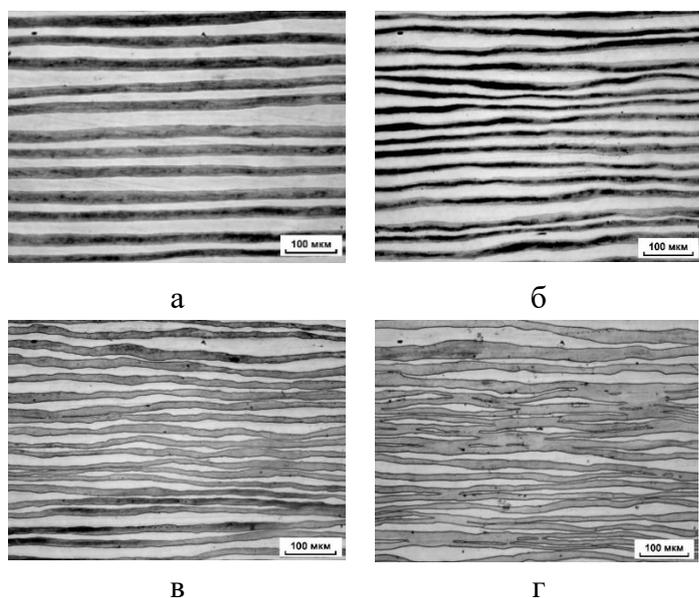


Рис. 1. Микроструктура композиции 08X18+08X18H10 после первого технологического цикла (заготовка толщиной 2 мм), проведенного при различных температурах прокатки: 800 °С (а), 1000 °С (б), 1100 °С (в), 1200 °С (г)

Предварительное исследование влияния температуры деформирования при горячей пакетной прокатке, основанное на известном положении о равенстве пределов текучести совместно деформируемых материалов, дало следующие результаты. Установлено, что с ростом температуры прокатки и увеличением разницы между пределами текучести сталей, входящих в состав исследуемой композиции 08X18+08X18H10, наблюдается изменение исходного многослойного строения, которое выражается в нарушении параллельного расположения слоев равной толщины (Рис.1). Сравнительный анализ кривых деформационного

упрочнения, проведённый на основе справочных данных, позволил выбрать температуру совместной деформации равной 1000 °С, скорость прокатки $v=0,1$ м/с, при этом скорость деформации варьировалась в интервалах от 0,8 до 2,1 с⁻¹.

Исследование микроструктуры было проведено методом оптической микроскопии с использованием микроскопа Olympus GX51 с программным комплексом обработки изображения. Для изучения фрактографии изломов ударных образцов и проведения энерго-дисперсионного анализа использовался сканирующий электронный микроскоп VEGA TS5130. Рентгеноструктурный анализ проводился на дифрактометре D8 ADVANCE фирмы Bruker AXS с использованием фильтрованного Co K α излучения. На образцах размером 10x10x10 мм исследовалась поверхность, перпендикулярная направлению проката. Термический анализ был проведен с использованием дифференциального сканирующего калориметра DSC 404F1. Исследования проводили в интервале температур от комнатной до 1300 °С в условиях непрерывного нагрева и охлаждения со скоростью 5 K/min в атмосфере аргона. Измерение твердости по методу Бринелля были проведены в соответствии с ГОСТ 9012-59. Микротвердость была измерена на поперечном сечении шлифа в соответствии с ГОСТ 9450-76 с помощью микротвердомера EmcoTest DuraScan 20.

Испытания на одноосное статическое растяжение проводились на универсальной испытательной машине Zwick/Roell Z100 на плоских образцах размером 2x10x180 мм, вырезанных из центральной части многослойных полос

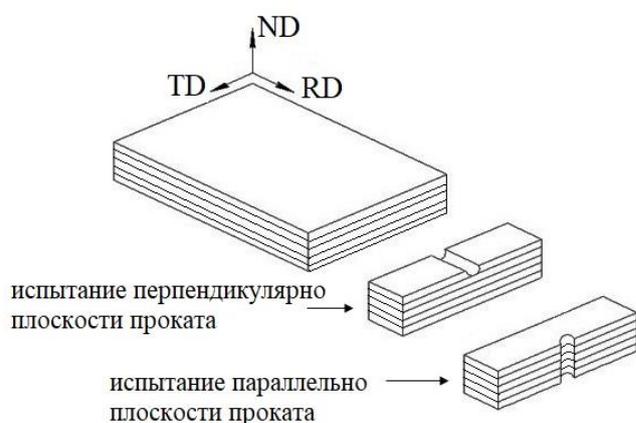


Рис. 2. Схема нанесения концентраторов на образцах для испытания на ударную вязкость

вдоль направления проката. Для проведения испытаний на ударную вязкость использовался маятниковый копер Walter+Bai модели PH 300 версии CHV с максимальным запасом потенциальной энергии 450 Дж. В соответствии с ГОСТ 9454-78 для испытания на ударную вязкость были изготовлены стандартные образцы размером 10x10x55 мм с U-образным и V-образным концентраторами, вырезанные в соответствии со схемой, представленной на Рис. 2. Образцы были вырезаны из горячекатаной полосы толщиной 10 мм после первого и второго циклов изготовления. Для обеспечения отрицательных температур использовалась твердая углекислота (минус 70 °С) и жидкий азот (минус 196 °С).

В третьей главе приведены результаты исследования структуры многослойных материалов после первого и второго циклов изготовления. Было установлено, что все образцы исследуемых композиций после реализации первого технологического цикла (толщина заготовки 2 мм, толщина слоя 20 мкм)

в поперечном и продольном сечении имеют слоистую структуру (Рис. 3, а). Структура многослойных материалов после второго цикла изготовления приведена на Рис. 3, б. Такую структуру имеют композиции, составленные из сталей 08X18H10+У8, 08X18H10+40X13, 08X18+08X18H10, в образцах которых

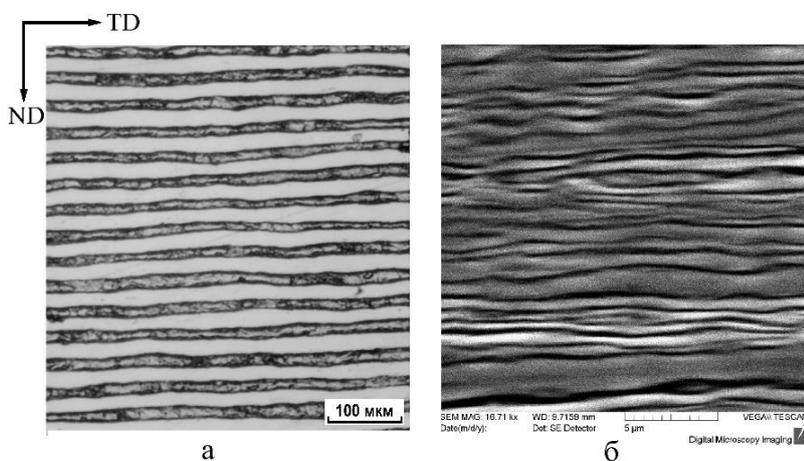


Рис. 3. Типичная структура многослойных стальных материалов первого (а) и второго (б) циклов, толщина образцов 2 мм

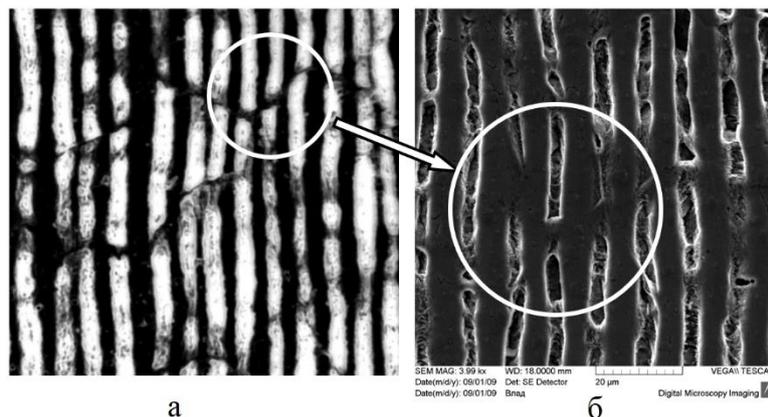
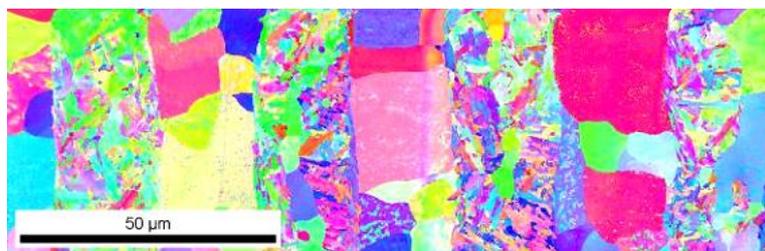


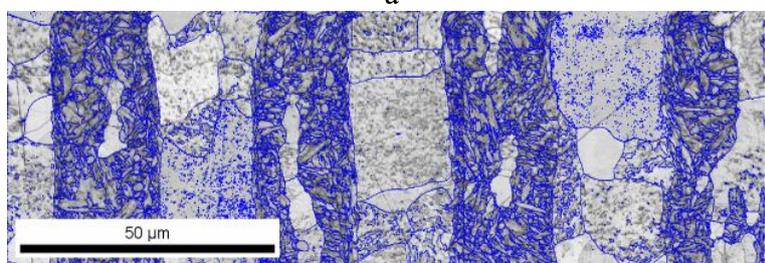
Рис. 4. Оптическое (а) и электронное (б) изображение участка микроструктуры образца многослойной композиции 30XГСА+08X18 после второго технологического цикла (толщина заготовки 10 мм, толщина слоя

получено многослойное строение с толщиной слоев 1,0...0,8 мкм при толщине заготовки, равной 2 мм. Наименьшая устойчивость структуры наблюдалась в композициях, в состав которых входила сталь 08X18. Было установлено, что при реализации второго технологического цикла эти образцы толщиной 10 мм не в полной мере наследуют многослойное строение, а имеют признаки нарушения межслойных границ (Рис. 4). Проведенный микродифракционный анализ (EBSD) образцов композиции 30XГСА+08X18 показал отсутствие преимущественной кристаллографической ориентировки в слоях (Рис. 5, а). Карта «качества», построенная по контрасту дифракционных пиков (Рис. 5, б), показала присутствие участков с малой дефектностью, имеющих более совершенную рекристаллизованную структуру (светлые пиксели на карте), по сравнению с участками, имеющими более низкую контрастность. Такие области присутствуют как в слоях стали, изначально бывшими сталью 08X18 (мелкие зерна в слоях), так и в слоях 30XГСА (крупные зерна в слоях). Для анализа превращений были использованы данные карт структурных состояний (КСС) сталей (по материалам работ д.т.н., проф. Добаткина С.В.), из которых были составлены композиции. Было установлено, что параметры горячей пакетной прокатки стали 08X18 до определенной толщины заготовки соответствуют условиям протекания динамической рекристаллизации (ДР) с образованием крупнозернистой структуры. Остатки этой структуры хорошо видно в центральной части слоев стали 08X18. Однако на последних проходах, когда

температура заготовки резко снижается из-за технологического подстуживания, начинают преобладать условия протекания динамической полигонизации (ДП). При помещении заготовки в печь, создаются условия для протекания статической рекристаллизации (СР), которая сопровождается образованием новых мелкокристаллических зерен на межслойной границе (Рис. 5, б). Одновременно с этим, учитывая данные КСС, эти условия продолжают соответствовать условиям протекания ДР для стали 30ХГСА, что приводит к сохранению сформированной крупнозернистой структуры (Рис. 5, б).



а



08Х18 30ХГСА 08Х18 30ХГСА 08Х18 30ХГСА 08Х18

б

Рис. 5. Результат микродифракционного анализа (EBSD) структуры поперечного сечения образца композиции 30ХГСА+08Х18, количество слоев 100, толщина слоя 20 мкм: восстановленная карта разориентировок кристаллитов в слоях образца (а), карта «качества» (б) с наложенными большими углами границами (разориентировка более 15°)

критических точек в исходных сталях не соответствует положению критических точек на термограммах многослойных композиций, что позволяет говорить об изменении химического состава в синтезируемых материалах.

В четвертой главе приведены результаты исследования послойного химического анализа многослойных стальных материалов и предложен механизм нарушения многослойного строения.

На примере многослойного материала, изначально состоящего из сталей 08кп и 08Х18, показано, что микрорентгеноспектральный анализ образцов проводился дискретно по точкам: первая точка начиналась в центре слоя стали 08Х18, линия сканирования проходила через центр слоя стали 08кп, и заканчивалась в центральной части другого слоя стали 08Х18. В каждом слое собиралась информация о химическом составе в трех областях: в центре слоя, на краю слоя и в области, лежащей на половине расстояния от центра до края, с

По результатам микрорентгеноспектрального анализа, проведенного на данном образце, становится понятным, что сохранение разного химического состава приводит к наследованию многослойного строения, независимо от типа протекающей рекристаллизации в каждом из слоев композиции. Однако анализ значений микротвердости в каждом слое исследуемых композиций установил, что в слоях преобладает ярко выраженное бимодальное распределение значений микротвердости, что говорит о неоднородном распределении легирующих элементов в этих слоях. Проведенный термический анализ (ДСК) показал, что положение

построением соответствующих концентрационных спектров. Анализ влияния кратности технологических циклов на послойное распределение легирующих элементов в композиции 08кп+08X18, основанной на сталях со сходным содержанием углерода и кардинально разным содержанием хрома, показал, что после проведения первого цикла концентрация хрома в стали 08кп повышается, а при реализации второго технологического цикла его концентрация практически выравнивается по сечению многослойного материала и приближается к значению 9% (Рис. 6).

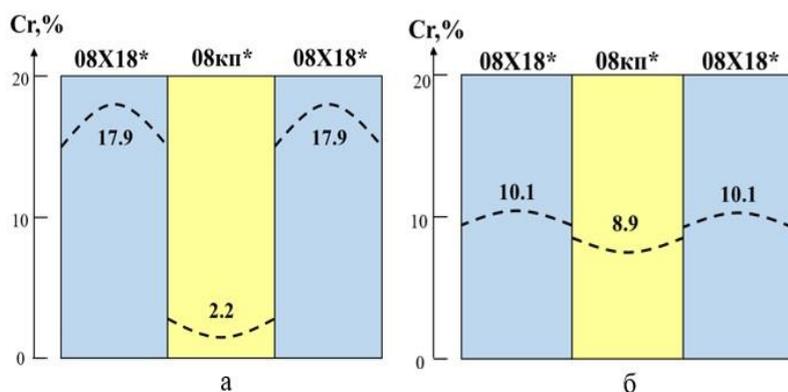


Рис. 6. Схематичное изображение, иллюстрирующее распределение хрома в слоях композиции 08кп+08X18 после первого (а) и второго (б) технологических циклов (* – слой, бывший ранее указанной сталью)

Полученные данные подтверждаются результатами рентгеноструктурного анализа, проведенного на данной композиции: на полученных дифрактограммах присутствуют максимумы α - и γ -фазы. Количественный анализ показал, что количество α -фазы является преобладающим: после первого цикла 91% α -фазы и 9% γ - фазы, после второго цикла 89% и 11 % α -фазы и γ - фазы соответственно. Объяснить это можно путем анализа разреза тройной диаграммы состояния Fe-Cr-C при постоянном содержании хрома, равном 0,1%: при содержании хрома, равном 9%, при комнатной температуре преобладает α -фаза. Наличие γ -фазы в количестве около 10% может являться следствием неравномерного распределения концентраций легирующих элементов. Исследования, проведенные на всех исследуемых композициях, показали, что в результате горячей пакетной прокатки в образцах многослойных материалов наблюдается существенное перераспределение легирующих элементов замещения.

Результаты, полученные на образцах композиции 30ХГСА+08X18, на которых был проведен детальный МРСА и EBSD анализы, дает возможность предложить механизм нарушения межслойной границы в многослойном материале. Как было установлено, в образцах первого технологического цикла изготовления (толщина заготовки 2 мм, количество слоев 100, толщина слоя 20 мкм) ДР протекает по-разному, что определяется различным химическим составом слоев, но при этом локализуется в пределах слоя (Рис. 5, б). При этом зарождение и рост новых зерен начинается от границ и развивается к центру слоя (Рис. 7, а). В образцах второго цикла (толщина заготовки 10 мм, количество слоев не менее 1500, толщина слоя 5 мкм) наблюдаются нарушение многослойного строения и при последующей прокатке до 2 мм фиксируется полная деградация многослойной структуры.

Причина становится понятной, если учесть установленный факт перераспределения легирующих элементов замещения, имеющие тенденцию к выравниванию средней концентрации в слоях. Если это происходит в полной

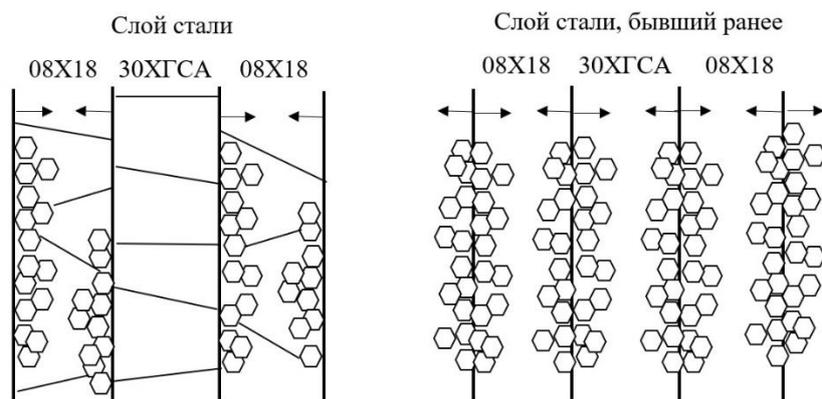


Рис. 7. Схема рекристаллизации в многослойных стальных материалах: а – первый технологический цикл (толщина заготовки 2 мм, количество слоев 100, толщина слоя 20 мкм), б – второй технологический цикл (толщина заготовки 10 мм, количество слоев не менее 1500, толщина слоя 5 мкм). Стрелкой указано направление движения фронта рекристаллизации

за счет локализации процессов рекристаллизации в пределах слоя.

Пятая глава посвящена описанию результатов исследования механических свойств исследуемых композиций. Исследование механических свойств многослойных материалов при одноосном статическом растяжении в направлении проката показало, что в исследуемых композициях наблюдается снижение модуля упругости, повышение пределов текучести и прочности и снижение характеристик пластичности по сравнению с исходными сталями, входящими в состав данных композиций. Характерным для всех композиций является повышение характеристик твердости и прочности с увеличением количества слоёв при резком снижении характеристик пластичности (Табл. 1).

Для оценки термической стабильности исследуемых материалов, образцы, полученные после второго цикла горячей пакетной прокатки, осуществляемой при температуре 1000 °С, со структурой, состоящей не менее чем из 1500 слоев, подвергались повторным нагревам в температурном интервале до 600 °С с выдержкой не менее 1 часа при каждой из температур. Было установлено, что отклонение значений твердости от исходных значений на большинстве композиций составляет не более 5-10 %. Такую стабильность свойств можно объяснить перераспределением хрома и его выравниванием в слоях до 9 %. Как известно, в сталях с такой концентрацией хрома практически любая скорость охлаждения приводит к мартенситному превращению, и проведение отпуска не оказывает существенного влияния на свойства мартенсита. Исходя из этого можно сделать вывод о том, что исследуемые композиции обладают высокой термической стабильностью в исследованном интервале температур.

мере, то начинаясь, ДР развивается в обе стороны от межслойной границы (Рис. 7, б), которая становится не барьером, а протяженным источником зарождения новых зерен, общих для примыкающих слоев с близким химическим составом. Если же сопрягающиеся слои сохраняют разницу в химическом составе, либо за счет элементов замещения или внедрения, то следствием этого будет сохранение межслойных границ и многослойной структуры соответственно,

Таблица 1.

Механические свойства исследуемых композиций

Композиция	Количество слоёв	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	НВ
			МПа		%		
08кп+08X18	100	175	500	730	2,5	15	180
	1500	180	930	1100	1,2	13	360
У8+08X18	100	153	800	1240	1,2	13	280
	1500	176	865	1290	3,3	11	430
08кп+08X18Н10	100	155	420	624	17	43	180
	1500	163	830	980	11	39	360
У8+08X18Н10	100	150	560	960	7,0	44	110
	1500	180	880	1470	4,0	18	450
08X18+08X18Н10	100	160	520	780	8	43	180
	1500	170	600	800	4,5	48	370
40X13+08X18Н10	100	150	860	1250	3,5	28	260
	1500	180	970	1280	1,0	16	440

Установлено, что исследуемые многослойные материалы обладают значительным запасом вязкости разрушения в направлении, перпендикулярном плоскости проката, после завершения второго цикла изготовления (Табл. 2). Неразрушенные образцы испытывают частичное разрушение в концентраторе, а затем подвергаются изгибной деформации. Учитывая существующие требования ГОСТ по выбраковке образцов такого рода, для дальнейшего анализа ударной вязкости КСУ (КСУ) была использована величина приведенной работы А_{пр}, имеющая ту же размерность, что и ударная вязкость.

Полученные результаты могут быть объяснены тем, что при динамическом нагружении многослойных образцов с надрезом, расположенным в поперечном направлении, поверхности межслойных границ служат барьерами на пути распространения трещины. Возникающие на пути трещины расслоения останавливают ее, и для дальнейшего развития разрушения необходимо зарождение трещины на новой поверхности, для чего требуется дополнительная энергия. Сопротивление разрушению в этом случае повышается, и оно тем больше, чем больше слоев в структуре материала и чем чаще проявляется эффект его расслоения.

Для определения порога вязко-хрупкого перехода (ВХП) были проведены испытания при температуре минус 196 °С на композициях 08X18+08X18Н10, У8+08X18Н10 и 40X13+08X18Н10, поскольку остальные составы показали резкое снижение ударной вязкости уже при температуре минус 70 °С. При понижении температуры испытания значения приведенной работы А_{пр} образцов данных композиций, полученных в результате проведения первого технологического цикла (значения в числителе), продолжают снижаться и в

продольном, и в поперечном направлении, и достигают минимального значения при температуре испытания минус 196 °С (Табл. 2). Иное поведение демонстрируют образцы, прошедшие дополнительный второй технологический цикл, которые имеют в сечении 1500 слоев (значения в знаменателе). В направлении, перпендикулярном плоскости проката, образцы композиций 08X18+08X18N10 и У8+08X18N10 не претерпевают разрушения до температуры минус 196 °С, что говорит об отсутствии формального порога ВХП в исследуемом температурном диапазоне. У образцов композиции 40X13+08X18N10 при этой температуре наблюдается нормальное разрушение образцов, что для исследуемой композиции можно считать достижением порога ВХП. При этом в направлении, параллельном плоскости проката, образцы всех композиций разрушаются нормальным образом.

Таблица 2.

Значения ударной вязкости исследуемых композиций при различных температурах

Композиция	Расположение концентратора	Апр (КСУ), Дж/см ²		
		20°С	-70°С	-196°С
08X18+08X18N10	⊥	$\frac{350^*}{350^*}$	$\frac{350^*}{350^*}$	$\frac{160}{350^*}$
	//	$\frac{350^*}{83}$	$\frac{150}{79}$	$\frac{30}{70}$
У8Г+08X18N10	⊥	$\frac{80}{350^*}$	$\frac{47}{350^*}$	$\frac{13}{350^*}$
	//	$\frac{57}{80}$	$\frac{43}{60}$	$\frac{25}{30}$
40X13+08X18N10	⊥	$\frac{55}{350^*}$	$\frac{40}{350^*}$	$\frac{18}{100}$
	//	$\frac{53}{70}$	$\frac{47}{58}$	$\frac{16}{50}$

* – образец не разрушен

в числителе – образцы первого цикла (100 слоев)

в знаменателе – образцы второго цикла (1500 слоев)

Характер деформации образцов композиции 08X18+08X18N10, которые не удалось разрушить, с общим количеством слоев 1500, показывает (Рис. 8, а), что при отсутствии изменений в значениях Апр при различных температурах испытаний, с понижением температуры испытания от 20 °С до минус 196 °С остаточный угол загиба образца изменяется от 110° до 120°. Прежде всего, это говорит об увеличении энергоемкости процесса деформации, что является следствием возрастания напряжения старта дислокаций при понижении температуры. Результаты испытаний образцов в направлении, параллельном плоскости проката, характеризуются существенно более низкими значениями Апр, при этом характер разрушения также остается одинаковым (Рис. 8, б), что говорит о едином механизме разрушения, энергоемкость которого обусловлена работой по формированию внутренних шеек и расслоению на границах пакетов многослойных композиций.

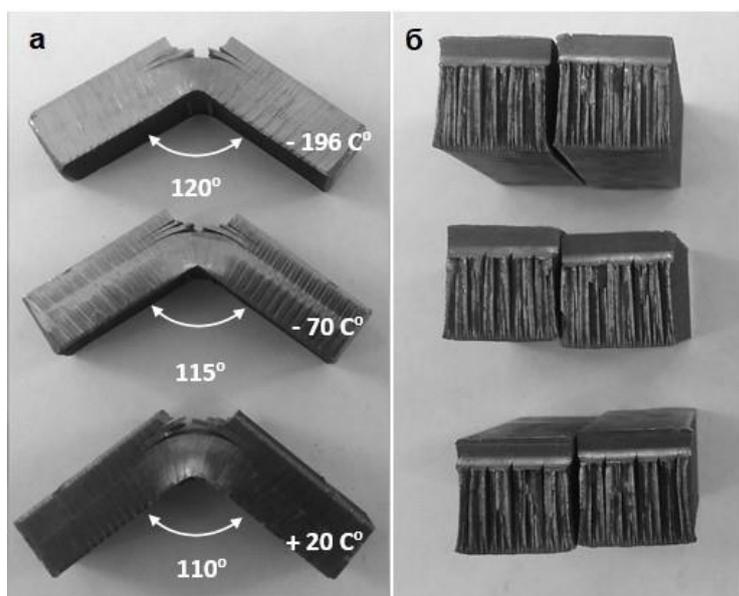


Рис. 8. Образцы композиции 08X18+08X18N10 с количеством слоев 1500 после испытания на ударный изгиб перпендикулярно (а) и параллельно (б) плоскости проката

Поскольку при испытаниях на ударную вязкость образцы с U-образным концентратором разрушить не удалось, были проведены испытания образцов выбранных композиций в более жестких условиях, с V-образным концентратором.

Было установлено, что образцы композиций У8+08X18N10 и 08X18+08X18N10, прошедшие второй и третий технологические циклы, также не разрушаются (Табл. 3). При этом сохраняется тенденция на повышение энергоемкости разрушения многослойных стальных материалов при увеличении количества слоев с одновременным утонением

слоев как при комнатной температуре, так и при температуре испытания минус 196 °С.

Таблица 3.

Значения ударной вязкости образцов многослойных композиций с V-образным концентратором при испытании в направлении, перпендикулярном плоскости проката

Композиция	Количество слоев	Толщина слоя, мкм	Апр (KCV), Дж/см ²		Состояние образца (-196 °C)
			20 °C	-196 °C	
08X18+08X18N10	100	100	140	80	разрушен
	1 500	5,0	260	180	не разрушен
	30 000*	0,35*	280	310	
У8+08X18N10	100	100	80	15	разрушен
	1 500	5,0	230	290	не разрушен
40X13+08X18N10	100	100	45	15	разрушен
	1 500	5,0	250	85	

* – по расчету

Фрактограммы разрушенных участков образцов композиции 08X18+08X18N10, испытанных при температуре минус 196 °С, показывают

изменение характера разрушения с уменьшением толщины слоев. Необходимо отметить, что на разрушенных участках образцов второго цикла, имеющих в сечении 1500 слоев с толщиной отдельных слоев 5 мкм, можно наблюдать вязкий характер разрушения, идущего по механизму образования шейки (тип «лезвие ножа») в каждом слое, что приводит к формированию специального вида излома, имеющего террасное строение (Рис. 9). При этом следует отметить, что работа разрушения в этом случае затрачивается не только на формирование шейки, но и на отрыв слоев друг от друга, который также происходит вязко, с образованием ямочного рельефа. Аналогичная картина наблюдается и для композиции У8+08Х18Н10. При температуре испытания минус 196 °С, также по мере уменьшения толщины слоев наблюдается рост значений Апр, но для данной композиции он более существенный: с 15 до 290 Дж/см². При этом характер изменения структуры изломов ударных образцов является весьма схожим с композицией 08Х18+08Х18Н10.

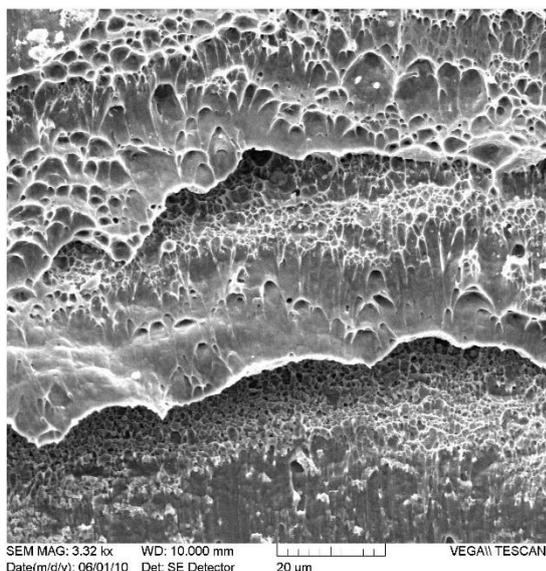


Рис. 9. Электронное изображение излома образцов композиции 08Х18+08Х18Н10 после испытания при -196°С в направлении, перпендикулярном плоскости проката с количеством слоев 1500

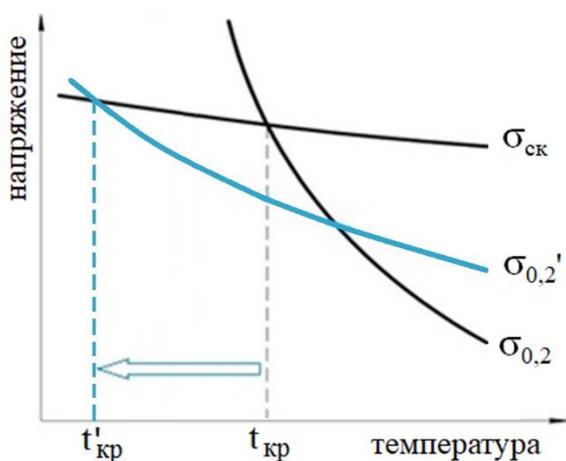


Рис. 10. Схема изменения температуры вязко-хрупкого перехода: $\sigma_{0,2}$ – предел текучести поликристаллического материала; $\sigma_{ск}$ – напряжение скола; $\sigma_{0,2}'$ – предел текучести многослойного материала

пологой, что и позволяет сместить порог ВХП в область более низких температур. Таким образом, полученные результаты полностью согласуются с

Такое поведение материалов формально противоречит общим представлениям схемы вязко-хрупкого перехода, который у поликристаллического материала характеризуется резким возрастанием предела текучести и достижением напряжения скола при температуре ВХП (Рис. 10). Однако анализ изломов показывает, что энергия удара, подводимая к многослойному образцу, затрачивается лишь частично на его разрушение, а последующая работа идет на пластическое деформирование не разрушенной части образца. Учитывая рост предела текучести, в соответствии с положениями теории ВХП, можно ожидать, что температурная зависимость предела текучести многослойных материалов будет более

известной схемой вязко-хрупкого перехода и позволяют говорить о том, что конструкционные материалы со слоистой структурой обладают повышенной надежностью, в том числе при работе в области отрицательных температур.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. При горячей пакетной прокатке, проводимой при температуре 1000 °С с дробной деформацией, не превышающей 10 % для исследуемых материалов установлено:

- в заготовках толщиной 2 мм с количеством слоев 100 формируется многослойная структура с чередующимися между собой слоями толщиной около 20 мкм, имеющих химический состав, близкий к составу исходных сталей;
- в заготовках толщиной 10 мм с количеством слоев не менее 1500 и толщиной слоев около 5 мкм в ряде исследуемых составов наблюдается частичное нарушение многослойной структуры, которое сопровождается изменением химического состава слоев и протеканием процессов рекристаллизации;
- на примере многослойной композиции 30ХГСА+08Х18 с применением МРСА и EBSD-методов анализа, с использованием имеющихся КСС показано, что многослойная структура наследуется в случае локализации процессов рекристаллизации в пределах слоя, что возможно либо при сохранении, либо при формировании слоев, имеющих разные химические составы. В противном случае, в соответствии с предложенной схемой, межслойная граница из барьера для рекристаллизации превращается в протяженный источник зарождения новых зерен, что при проведении дальнейшей прокатки до толщины заготовки 2 мм приводит к полной перекристаллизации и потере многослойной структуры.

2. Методами ДСК и МРСА показано, что в результате горячей пакетной прокатки в образцах многослойных материалов наблюдается существенное перераспределение легирующих элементов замещения, что влияет на положение критических точек на термограммах и на изменение химического состава слоев. Установлено, что на сохранение многослойного строения, учитывая предложенную схему рекристаллизации в исследуемых материалах, оказывают влияние следующие факторы:

- высокий градиент концентрации углерода на межслойной границе и присутствие элемента, повышающего его термодинамическую активность: например, в композиции У8+08Х18Н10 это углерод и никель;
- низкая диффузионная подвижность одного из элементов: например, в композиции 08Х18+08Х18Н10 это никель, что дало для этой композиции возможность реализовать три полных технологических цикла и получить максимальную энергоемкость при испытании на ударный изгиб.

3. При определении механических свойств многослойных стальных материалов установлено:

- значения модуля нормальной упругости многослойных образцов в среднем на 25 % меньше по сравнению со сталями, входящими в состав исходных композиций, и имеют тенденцию к росту после завершения второго цикла;

– увеличение прочностных характеристик от первого цикла ко второму сопровождается резким снижением характеристик пластичности, в особенности после завершения второго технологического цикла;

– условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ данных материалов лежит в пределах от 420 до 860 МПа после первого, и от 600 до 970 МПа после второго цикла соответственно, аналогично предел прочности σ_B от 624 до 1250 МПа и от 800 до 1470 МПа, относительное удлинение δ от 17 % и до 4,5 %, относительное сужение ψ от 48 % до 18 %, после первого и второго цикла соответственно.

4. Результаты испытаний по определению значений ударной вязкости стандартных образцов с U- и V-образными концентраторами, сечением 10x10 мм, с многослойной структурой (количество слоев не менее 1500 шт., толщина слоя 5 мкм) в направлении, перпендикулярном плоскости проката, при температурах плюс 20°C, минус 70°C и минус 196 °C показали:

– образцы композиций 08X18H10+08X18 и У8+08X18H10 не претерпевают полного разрушения, демонстрируя высокий запас ударной вязкости. При этом, с понижением температуры наблюдается рост работы, затрачиваемой на частичное разрушение и последующую деформацию испытуемого образца, что свидетельствует об отсутствии формального порога ВХП, и характеризует повышенную надежность разработанных материалов.

– аналогичное поведение наблюдается у образцов композиции 40X13+08X18H10, испытанных при температурах плюс 20°C и минус 70°C. С понижением температуры до минус 196 °C, образцы разрушаются нормальным образом ($KCV = 85$ Дж/см²), что свидетельствует о преодолении порога ВХП в температурном интервале от минус 70°C до минус 196 °C.

5. На основании проведенных исследований, многослойные стальные материалы композиций 08X18H10+08X18, У8+08X18H10 и 40X13+08X18H10 могут быть рекомендованы для изготовления листовых деталей, работающих в области низких климатических температур, при условии ударного нагружения в направлении, перпендикулярном плоскости проката. Например, в качестве футеровки кузовов бортовых карьерных самосвалов, других транспортных систем, испытывающих неконтролируемые повторяющиеся ударные нагрузки, а также в качестве оболочек емкостей, перевозящих сжиженные газы.

Основные положения диссертации отражены в указанных ниже работах

1. Плохих А.И., Власова Д.В. Исследование процесса перекристаллизации в многослойных металлических материалах // Заготовительные производства в машиностроении. 2022. Т. 20, № 2. С. 90-96 (0,5 п.л. / 0,25 п.л.).

2. D.V. Vlasova [et al.] Effect of Diffusion Processes During Pack Rolling on Multilayer Material Stability // Metallurgist 2018. Vol. 62, Issue 5-6. P. 432–439. DOI: 10.1007/s11015-018-0678-y (0,5 п.л. / 0,1 п.л.; Scopus).

3. Власова Д.В., Плохих А.И. Хладостойкость многослойных стальных материалов // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2018. № 4. С. 66-73 (0,5 п.л. / 0,25 п.л.).

4. Власова Д.В., Плохих А.И. Исследование послойного распределения значений микротвердости в стальных многослойных материалах // Инженерный

журнал: наука и инновации. 2018. № 8 (80). С. 10. DOI: 10.18698/2308-6033-2018-8-1792, страница размещения: <http://www.engjournal.ru/catalog/msm/smme/1792.html> (1 п.л. / 0,5 п.л.).

5. Колесников А.Г., Плохих А.И., Власова Д.В. Многослойные конструкционные материалы с ламинарным строением // *Металлургия машиностроения*. 2016. № 2. С. 20-22 (0,2 п.л. / 0,1 п.л.; СА(pt)).

6. Плохих А. И., Власова Д.В., Ховова О.М., Полянский В.М. Исследование влияния диффузионной подвижности легирующих элементов на стабильность структуры многослойных металлических материалов // *Наука и образование: электронное научно-техническое издание*. 2011. № 11. Эл № ФС 77 – 30569, № гос. регистрации 0421100025, страница размещения: <http://technomag.edu.ru/doc/262116.html>

7. Vlasova D. V., Plokhikh A. I. Impact toughness of multilayer steel materials at low temperatures // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 683 (2019), 012046. DOI: 10.1088/1757-899X/683/1/012046 (0,25 п.л. / 0,125 п.л.; Scopus).

8. Mechanical properties of multilayer materials / *Vlasova D. V. [et al.] // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 525 (2019), 012045. DOI: 10.1088/1757-899X/525/1/012045 (0,37 п.л. / 0,1 п.л.; Scopus).

9. Vlasova D. V., Plokhikh A. I. Research of the mechanism of increasing the impact toughness in steel-based multilayer materials in cryogenic and climatic conditions // *AIP Conference Proceedings* 2053 (2018), 040101 DOI: 10.1063/1.5084539 (0,25 п.л. / 0,125 п.л.; Scopus).

10. Власова Д. В., Цветкова Е. В., Плохих А. И. Структура и фазовый состав многослойного стального материала // *Новые материалы и технологии в машиностроении*. 2019. №. 30. С. 3-7 (0,31 п.л. / 0,1 п.л.).

11. Власова Д. В., Плохих А. И. Хладостойкость многослойных металлических материалов с ламинарным строением // *Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов*. 2018. С. 122-124 (0,19 п.л. / 0,1 п.л.).

12. Власова Д. В., Плохих А. И. Исследование аномалий вязко-хрупкого перехода в многослойных металлических материалах на основе конструкционных легированных сталей // *Четвертый междисциплинарный научный форум с международным участием "Новые материалы и перспективные технологии"*. 2018. С. 49-54 (0,37 п.л. / 0,18 п.л.).

13. Власова Д.В., Плохих А.И., Минаков А.А. Исследование прочностных и ударных свойств в многослойных материалах на основе сталей // *Новые материалы и технологии в машиностроении*. 2018. № 27. С. 9-12 (0,25 п.л. / 0,1 п.л.).

14. Власова Д.В. [и др.] Влияние термической обработки на механические свойства многослойных материалов // *Новые материалы и технологии в машиностроении*. 2018. № 28. С. 9-13 (0,31 п.л. / 0,1 п.л.).

15. Власова Д.В. Хладостойкость многослойных металлических материалов с ламинарным строением // *Будущее машиностроения России: Сборник трудов 9-й Всероссийской конференции молодых ученых и специалистов - М.: Изд-во МГТУ*, 2016. С. 205-208 (0,25 п.л.).