

На правах рукописи



**Кутенева Светлана Валерьевна**

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ И  
ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКОЙ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ  
НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ, МЕДИ, АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ**

05.16.09 – Материаловедение (в машиностроении)

**АВТОРЕФЕРАТ**

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Екатеринбург – 2018

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук.

Научный руководитель: доктор технических наук, доцент  
**Гладковский Сергей Викторович**

Официальные оппоненты: **Табатчикова Татьяна Иннокентьевна**,  
доктор технических наук,  
Федеральное государственное бюджетное  
учреждение науки Институт физики металлов  
имени М.Н. Михеева Уральского отделения  
Российской академии наук, г. Екатеринбург,  
заведующий лабораторией физического  
металловедения;

**Хотинов Владислав Альфредович**,  
кандидат технических наук, доцент,  
Федеральное государственное автономное  
образовательное учреждение высшего  
образования «Уральский федеральный  
университет имени первого Президента  
России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург,  
доцент кафедры термообработки и физики  
металлов Института новых материалов и  
технологий.

Ведущая организация: Федеральное государственное бюджетное  
образовательное учреждение высшего  
образования «Новосибирский государствен-  
ный технический университет»,  
г. Новосибирск.

Защита состоится «19» декабря 2018 г. в 16:00 ч на заседании диссертационного совета Д 212.285.04 на базе ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» по адресу: 620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19, ауд. И-420 (зал Ученого совета).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на сайте ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», <http://lib.urfu.ru/mod/data/view.php?id=51&rid=286329>

Автореферат разослан «\_\_» \_\_\_\_\_ 2018 г.

Ученый секретарь  
диссертационного совета



Селиванова Ольга Владимировна

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

### **Актуальность темы исследования**

Интенсивное развитие транспортного, химического, энергетического и атомного машиностроения, судостроения и авиастроения вызывает необходимость создания новых материалов, обладающих уникальным набором физико-механических и функциональных свойств. К таким материалам относится широкая группа слоистых металлических композиционных материалов (СМКМ) на основе разноименных и разнородных металлов и сплавов, которые благодаря наличию ламинированной и сэндвич-структуры позволяют получить в них комплекс трудносочетаемых свойств: высокую прочность, пластичность, ударную вязкость при низких климатических и криогенных температурах, износостойкость, тепло- и электропроводность. Одним из актуальных направлений современного материаловедения является разработка СМКМ многофункционального назначения со слоями из консолидированных смесей порошков Al и упрочняющих частиц  $Al_2O_3$ , SiC и  $B_4C$ , которые могут использоваться для производства изделий и конструкций с заданными трибологическими и теплофизическими характеристиками, высокой баллистической стойкостью, а также для изготовления радиационно-защитных элементов атомной и космической техники.

### **Степень разработанности темы исследования**

Фундаментальные основы формирования структуры и физико-механических свойств слоистых композитов конструкционного и функционального назначения заложены в работах отечественных и зарубежных ученых Ю.П. Трыкова, В.И. Лысака, С.В. Кузьмина, С.А. Голованенко, М.И. Карпова, А.Г. Колесникова, А.И. Плохих, Т.И. Табатчиковой, А.Г. Кобелева, А.А. Батаева, В.И. Мали, В.С. Ложкина, Б.А. Гринберг, А.М. Пацелова, М. Эшби, М. Ализаде, М. Пейдара, Р. Рамаати, М. Водсворта, Р. Ритчи и других. В результате проведенных исследований установлены основные закономерности по влиянию состава, толщины и характера чередования макро-, микро- и наноразмерных слоев, количество которых может достигать нескольких десятков тысяч, на строение межслойных границ, формирование структуры и физико-механических свойств СМКМ. К настоящему времени предложены традиционные и новые высокотехнологические методы получения СМКМ, в том числе с использованием интенсивного деформационного и высокоэнергетического воздействия. Среди инновационных способов получения слоистых материалов можно выделить накопительную пакетную прокатку с соединением слоев (ARB – accumulative roll bonding). Однако наибольшее техническое применение нашли высокопроизводительные методы получения СМКМ сваркой взрывом и горячей пакетной прокаткой. Вместе с тем, несмотря на значительных объем проведенных ранее экспериментальных и теоретических исследований, особенности строения межслойных границ, структура отдельных слоев и свойства ряда составов СМКМ на основе меди, низкоуглеродистых сталей, алюминия и его сплавов изучены недостаточно. Для сталеалюминиевых композитов отсутствуют данные исследований тонкой структуры слоев в составе композита и аналогичным образом деформированного монолитного материала. До настоящего времени не сопоставлялись структура и свойства стальных слоистых композитов

одинакового состава и конструкции, полученных альтернативными методами сварки взрывом и горячей пакетной прокатки. Недостаточно изучено влияние предварительного диспергирования структуры одного из компонентов композита и последующей термической обработки на формирование комплекса механических свойств СМКМ. Несмотря на хорошо известные данные об эффективном влиянии границ раздела слоев на ударную вязкость, особенности роста трещин и стадийность процесса динамического разрушения СМКМ на основе анализа диаграмм инструментированного ударного нагружения до настоящего времени не рассматривались. Значительный интерес представляет изучение структуры и оценка физико-механических свойств слоистых алюмоматричных композитов гибридного типа «АМгЗ-А1/В<sub>4</sub>С-АМгЗ» (боралей) с целью разработки нового способа получения горячей прокаткой нейтронозащитного материала для элементов конструкций атомного машиностроения.

**Цель диссертационной работы** – установление закономерностей структурообразования и формирования физико-механических свойств полученных методами сварки взрывом и пакетной прокатки СМКМ на основе меди, алюминия и его сплавов, низкоуглеродистых сталей и порошковых смесей А1 и В<sub>4</sub>С.

Для достижения поставленной цели решались следующие **задачи**:

1. Исследовать строение и химический состав межслойных границ слоистых медносталльных, сталеалюминиевых и стальных композитов, а также структуры их отдельных слоев в сравнении с исходными и модельными монолитными материалами.

2. Выявить закономерности формирования комплекса физико-механических свойств изученных слоистых материалов в процессе их получения методами сварки взрывом и пакетной прокатки с последующей деформационной и термической обработкой.

3. Определить составы, конструкции и режимы получения слоистых стальных и сталеалюминиевых композитов, обеспечивающие повышенный комплекс физико-механических свойств по сравнению с материалами основы.

4. С использованием методов инструментированных ударных испытаний и фрактографического анализа изучить механизмы роста трещины и стадийность процесса разрушения сварных и горячекатаных слоистых композитов из сталей 09Г2С и ЭП678.

5. Изучить структуру, физико-механические и теплофизические свойства слоистых композитов гибридного типа для атомного машиностроения с нейтронозащитной прослойкой из смеси порошков А1 и В<sub>4</sub>С и плакирующими слоями из А1-сплавов, полученных новыми предложенными способами на основе горячей пакетной прокатки.

**Научная новизна:**

1. Показано, что межслойные волнообразные границы в сварном композите «медь М1-сталь 20-медь М1», характеризующиеся узкой областью концентрационного перехода Cu-Fe, содержат участки локального расплавления меди с гетерофазной субмикроструктурной структурой и разноразмерными фрагментами стали 20.

2. Установлено, что достижение повышенных прочностных свойств 7-, 11- и 27-слойных сталеалюминиевых и стальных композитов по сравнению с монолитными составляющими связано с диспергированием структуры слоев в процессе их получения методом пакетной прокатки при температурах 520 °С и 600 °С, а также с введением в состав 5-слойных сварных композитов «09Г2С-ЭП678» слоев стали ЭП678 с ультрамелкозернистой структурой.

3. С использованием инструментированных ударных испытаний и фрактографического анализа впервые выявлена стадийность процесса разрушения изученных слоистых композитов, связанная с особенностями роста трещины в различных слоях композита и возникновением расслоений на межслойных границах. Показано, что слоистые композиты на основе сталей 09Г2С и ЭП678 сохраняют повышенные значения ударной вязкости до температуры –60 °С, а сталеалюминиевые – до температуры жидкого азота.

4. Установлено влияние состава порошков Al и В<sub>4</sub>С на формирование структуры и физико-механических свойств слоистых бороалюминиевых композитов с плакирующими слоями из Al-сплавов. Выявлена эффективность применения наноразмерного порошка В<sub>4</sub>С в консолидированной прослойке Al/В<sub>4</sub>С по сравнению с порошком В<sub>4</sub>С микрофракции с целью повышения прочностных свойств слоистого нейтронозащитного композита.

**Теоретическая значимость работы** состоит в том, что полученные данные являются научной основой дальнейшего совершенствования методов создания слоистых металлических соединений пакетной прокаткой и сваркой взрывом, вносят существенный вклад в понимании механизма структурообразования и формирования физико-механических свойств СМКМ на основе разнородных материалов, в том числе с порошковыми прослойками.

#### **Практическая значимость работы**

1. Предложены составы, конструкции и режимы обработки сварных и горячекатаных стальных, медносталевых и сталеалюминиевых слоистых композитов с повышенными по сравнению с монолитными составляющими прочностными свойствами и характеристиками ударной вязкости при пониженных климатических и криогенных температурах.

2. Показана возможность управления механическими свойствами слоистых композитов «09Г2С-ЭП678» за счет формирования в слоях стали ЭП678 диспергированной и ультрамелкозернистой структуры, а также проведения дополнительной термической обработки, оказывающей одновременно упрочняющее и разупрочняющее воздействие на слои сталей различного класса.

3. На основании проведенных исследований предложены защищенные патентами РФ №2465094 и №2528926 новые способы получения нейтронозащитных слоистых композитов «АМг3-Al/В<sub>4</sub>С-АМг3» для использования в атомном машиностроении при изготовлении транспортно-упаковочных комплектов для перевозки и хранения отработавшего ядерного топлива.

#### **Методология и методы исследования**

Для решения поставленных задач использовались современные методы оптической, электронной растровой и просвечивающей микроскопии. Применялись

стандартизованные и оригинальные методики определения микротвердости, физико-механических и теплофизических свойств СМКМ и их исходных составляющих.

#### **Положения, выносимые на защиту:**

1. Результаты изучения строения межслойных границ, тонкой структуры слоев и физико-механических свойств полученных сваркой взрывом и пакетной прокаткой медносталльных, сталеалюминиевых и стальных композитов, а также их исходных составляющих.

2. Данные инструментированных испытаний на ударную вязкость, выявленная стадийность и фрактографические особенности процесса динамического разрушения изученных сталеалюминиевых и стальных композитов при комнатной и пониженных температурах испытания.

3. Закономерности формирования структуры и комплекса физико-механических и теплофизических свойств слоистых композитов с функциональной прослойкой из консолидированной порошковой смеси Al/20-25%B<sub>4</sub>C и плакирующими слоями из Al-сплавов, полученных новыми защищенными патентами РФ способами на основе технологии горячей пакетной прокатки.

**Достоверность результатов работы** обеспечена использованием современного метрологически поверенного оборудования, взаимодополняющих методов структурного анализа (оптическая, растровая и просвечивающая электронная микроскопия), апробированных методов определения физико-механических свойств, а также соответствием полученных результатов с известными данными по структуре и свойствам СМКМ.

**Апробация работы.** Материалы диссертации докладывались и обсуждались на следующих российских и международных конференциях и семинарах: IV и VII Международных школах-конференциях «Физическое материаловедение» (г.Тольятти, 2009, 2016); XX и XXIII Уральских школах металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов» (г. Пермь, 2010; г. Тольятти, 2016); V, VI и VIII Евразийских научно-практических конференциях «Прочность неоднородных структур» (г. Москва, 2010, 2012 и 2016, 2018); XIX Петербургских чтениях по проблемам прочности (г. Санкт-Петербург, 2010); 52-и 53-й Международных научных конференциях «Актуальные проблемы прочности» (г. Уфа, 2012; Беларусь, г. Витебск, 2012); VI и VII Российских научно-технических конференциях «Механика микронеоднородных материалов и разрушение» (г. Екатеринбург, 2010, 2012); II Всероссийской молодежной школе-конференции «Современные проблемы металловедения» (г. Пицунда, 2011); XI и XII Международных молодежных конференциях «Junior Euromat» (Швейцария, г.Лозанна, 2012, 2014); 10-м Международном Уральском Семинаре «Радиационная физика металлов и сплавов» (г. Кыштым, 2013); XIII Европейском конгрессе по перспективным материалам и процессам «Euromat 2013» (Испания, г. Севилья, 2013); Научных сессиях НИЯУ МИФИ «Инновационные ядерные технологии» (г.Снежинск, 2015, 2016); V, IX, XI и XII Российских научно-технических конференциях «Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций» (г.Екатеринбург, 2011, 2015, 2017, 2018).

Исследования, представленные в диссертационной работе, выполнены в соответствии с основными направлениями научной деятельности Федерального

государственного бюджетного учреждения науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук в рамках госбюджетных тем №01201354598, №01201375904, проектов УрО РАН ОФИ №13-1-017-ЯЦ, №15-15-1-52, РФФИ-Урал №10-02-96041, РФФИ №12-03-31374 мол\_а, РФФИ №14-08-31673 мол\_а, РФФИ №16-38-00712 мол\_а.

### **Личный вклад автора**

Личный вклад автора состоит в участии в постановке задач исследования и планировании экспериментов, в пробоподготовке СМКМ и их исходных составляющих, проведении структурных и фрактографических исследований методами оптической и растровой электронной микроскопии, в том числе с применением EBSD-анализа, замерах микротвердости, обработке и анализе результатов определения физико-механических и теплофизических свойств и данных просвечивающей электронной микроскопии. Вошедшие в диссертационную работу результаты и выводы были получены и сформулированы совместно с научным руководителем и соавторами публикаций.

### **Публикации**

По теме диссертационной работы опубликовано 17 научных трудов, из них 10 статей в рецензируемых научных журналах из списка ВАК, получено 2 патента РФ на изобретение.

**Структура и объем диссертации.** Диссертационная работа состоит из введения, 6 глав, заключения, трех приложений и списка литературы, включающего 197 наименований. Общий объем диссертации – 145 страниц. Диссертация содержит 80 рисунков и 20 таблиц.

## **ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

Во **введении** обоснована актуальность темы диссертации, сформулированы цели и задачи работы, представлена научная новизна, практическая значимость, методология и методы исследования, приведены основные положения, выносимые на защиту, описан личный вклад соискателя, степень достоверности и апробация полученных результатов.

**Первая глава** посвящена аналитическому обзору научных работ по вопросам формирования структуры и физико-механических свойств слоистых композиционных материалов на различной основе. Рассмотрены существующие типы слоистых композитов и твердофазные методы их получения. Приведены результаты исследований строения межслойных границ, особенности структурообразования и механические характеристики СМКМ, полученных по различным технологиям. Отмечается недостаточная проработка вопросов формирования структуры и свойств слоистых бороалюминиевых композитов гибридного типа с функцией нейтронной защиты в условиях их получения методом горячей прокатки. На основании проведенного анализа сформулированы цель и основные задачи работы.

Во **второй главе** приведено описание материалов, методов получения, обработки и исследования структуры и свойств СМКМ и их исходных составляющих.

В качестве материалов для получения слоистых композитов были выбраны листовые низкоуглеродистые стали (сталь 20, IF(001ЮТ), 09Г2С, ЭП678), медь М1, алюминий АД0, алюминиевые сплавы (АМг3, АМц, АВ), а также порошки алюминия (АПВ-86, ПА-4) и карбида бора микрофракции двух составов и наноразмерной фракции. Исходные листовые заготовки стали ЭП678 с ультрамелкозернистой структурой были получены в ИПСМ РАН (г. Уфа).

Сварка взрывом выполнялась на предприятии ООО «Уралтехнопроект» (г. Екатеринбург) и в ИГиЛ СО РАН (г. Новосибирск) под руководством к.ф.-м.н. В.И. Мали. Изготовление СМКМ методом пакетной прокатки и деформационная обработка монолитных образцов проводились в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН с использованием прокатного стана Дуо с диаметром валком 255 мм в интервале температур 520-1050 °С с суммарным обжатием 42-70%. Слоистые бороалюминиевые композиты гибридного типа получали разработанными авторскими способами консолидирования смеси порошков алюминия и карбида бора (Al/20-25%B<sub>4</sub>C) различной дисперсности в процесс горячей прокатки с одновременным плакированием листовыми Al-сплавами (патенты РФ №2465094 и №2528926). Металлографические исследования макро- и микроструктуры образцов проводили с применением оптических микроскопов НЕОРНОТ-21 и MEIJI TECHNO в соответствии с требованиями ГОСТ 8233, 5639. В качестве дополнительных методов исследования микроструктуры на растровых электронных микроскопах TESCAN VEGA II XMU, TESCAN MIRA 3 LMH и TESCAN MIRA 3 LMU применялись методы ориентационно-фазового контраста и дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализ). Исследования методом просвечивающей электронной микроскопии осуществляли на электронных микроскопах JEM-2000 EX в ИПСМ РАН (г. Уфа) и JEM-200 CX в ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН (г. Екатеринбург). Анализ микроструктуры отдельных слоев СМКМ проводился на шлифах, выполненных в продольном направлении прокатки TD (transerver direction) и тонких фольгах из отдельных слоев композитов. Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 в CrK<sub>α</sub>-излучении. Дилатометрические исследования выполняли на высокотемпературном вертикальном дилатометре Linseis L75VS5LT в интервале температур 20-600 °С. Теплофизические свойства замерялись в температурном диапазоне 100-600 °С с помощью приборов лазерной вспышки Netzch LFA 457 и синхронного термического анализа Netzch STA 449C в ЦКП «УНИКУМ» УрФУ. Микротвердость определяли по отпечаткам алмазной пирамидки Виккерса по поперечному сечению композита на приборах Leica VMTH AUTO и Shimadzu HNV-G21DT. Механические испытания плоских образцов на одноосное растяжение проводили при комнатной температуре в соответствии с требованиями ГОСТ 1497-84 на универсальной испытательной машине Instron-8801. Для испытаний на ударную вязкость по ГОСТ 9454 в интервале температур +20...–196 °С использовали инструментированный маятниковый копер Tinius Olsen IT542M с записью диаграмм ударного нагружения и возможностью разделения энергии разрушения на составляющие. Использовались ударные образцы с V-образными надрезами, выполненными по «тормозящему» (crack-arrester) и «разветвляющему» (crack-divider) типу относительно плоскости границы раздела слоев. Разброс



механических свойств не превышал 5 %. Изучение микростроения изломов образцов после статических и динамических испытаний, а также микрорентгеноспектральный анализ зон, прилегающих к границам соединений, выполняли на растровом электронном микроскопе TESCAN VEGA II XMU, оснащенный энергодисперсионным (INCA Energy 450XT) и волнодисперсионным (INCA Wave 700) микроанализаторами. Измерение плотности композитов проводили методом гидростатического взвешивания согласно ГОСТ 18898.

В третьей главе определены строение межслойных границ, микроструктура, микротвердость, механические и фрактографические особенности разрушения 3-слойного композита «медь М1-сталь 20-медь М1», полученного по технологии сварки взрывом и дополнительной холодной прокатки с обжатием 50%, а также его исходных составляющих.

В результате сварки взрывом трехслойного медностального пакета сформировалась волнообразная граница (Рисунок 1а), которая после дополнительной холодной прокатки приобретает более сглаженный вид (Рисунок 1б).

При сварке взрывом на границе сопряжения слоев меди М1 и стали 20, характеризующейся резким концентрационным переходом, в результате сложного процесса структурообразования образуются диффузионные зоны шириной до 20 мкм и зоны локального расплавления с гетерофазной субмикроструктурой (Рисунок 2а).

Последние включают в себя внедренные в смесь твердых растворов железа и меди ( $\alpha + \epsilon$ ) разноразмерные частицы стали, образовавшиеся в результате фрагментации типа дробления под действием взрывной волны (Рисунок 2б).

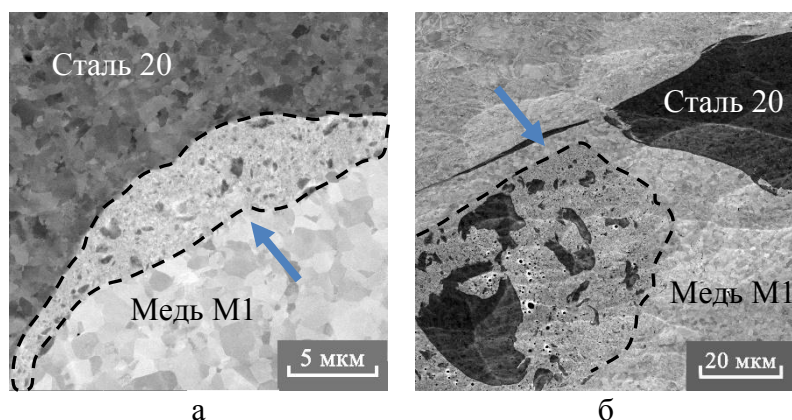


Рисунок 2 – Зоны локального расплавления меди с субмикроструктурой (а), в том числе с фрагментами стали (б)

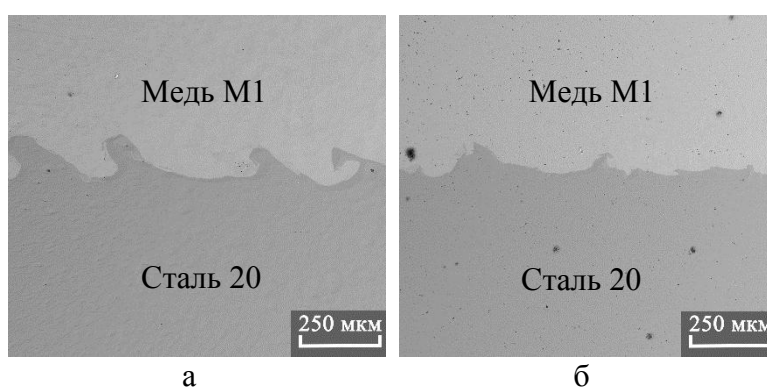


Рисунок 1 – Зона соединения меди М1 и стали 20 после сварки взрывом (а) и после дополнительной холодной прокатки с обжатием 50% (б)

Медь марки М1 в исходном состоянии содержит зерна  $\alpha$ -фазы равноосной формы со средним размером  $\sim 6$  мкм и долей малоугловых границ (МУГ)  $\sim 7\%$  (Рисунок 3а). После формирования композита сваркой взрывом микроструктура меди практически не меняется, средний размер зерна сохраняется на том же уровне (Рисунок 3б). Однако, увеличение доли МУГ с 7% до

23% в центральной части медного слоя свидетельствует о формировании ячеистой

дислокационной структуры в ходе взрывного нагружения. Под действием последующей холодной прокатки с обжатием 50% равноосная структура трансформируется в ламельную, в объемах исходных зерен идет развитие ячеистой структуры, что сопровождается увеличением МУГ до ~62% и ростом разориентировок субзерен с формированием новых зерен размером не более 1 мкм. (Рисунок 3в). Средний размер зерна уменьшается до ~3,3 мкм.

Сталь 20 в исходном горячекатаном состоянии представляет феррито-перлитную структуру со средним размером зерна феррита ~5,3 мкм и долей МУГ ~75%. После сварки взрывом в структуре стали происходит измельчение зерен феррита до ~4,2 мкм, а доля МУГ сохраняется на прежнем уровне. В результате холодной прокатки композита происходит вытягивание зерен феррита в направлении прокатки. Наблюдается интенсивное диспергирование ферритных зерен до ~2,5 мкм за счет появления новых зерен размером не более 1 мкм в условиях эволюции субзеренной структуры.

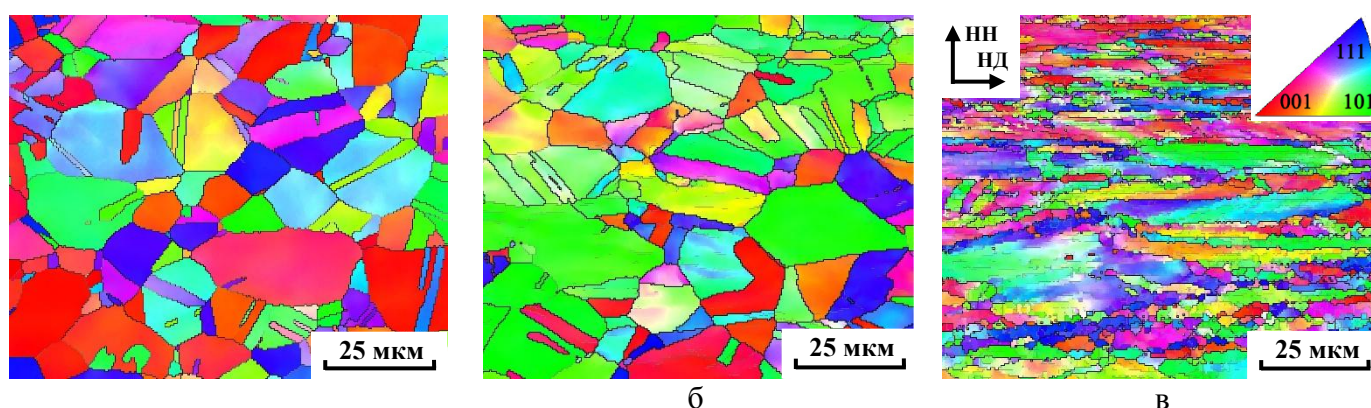


Рисунок 3 – EBSD-карты разориентировок меди М1 в исходном состоянии (а), в составе сварного композита (б), в составе сварного композита после холодной прокатки 50% (в)

Механические свойства трехслойного сварного композита близки по величине к более прочному исходному материалу (стали 20) и в 1,8 раза превосходит его основной компонент медь М1 при высоком уровне пластических свойств (Таблица 1). Значение временного сопротивления сварного композита, рассчитанное по правилу смесей, в 1,4 раза ниже экспериментальных данных, что свидетельствует о дополнительном упрочнении слоев в ходе взрывного нагружения. Холодная прокатка сварного композита приводит к заметному росту прочностных свойств при существенном снижении относительного удлинения.

Таблица 1 – Механические свойства стали 20 и меди М1 в исходном состоянии и композита (67% Медь М1-33% Сталь 20) после сварки взрывом и холодной прокатки 50%

Материал	Состояние	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
Медь М1	исходное	240	110	56	68
Сталь 20	исходное	495	360	35	49
Композит «Медь М1-Сталь 20»	сварка взрывом	440/323*	385	42	49
	сварка взрывом + холодная прокатка с обжатием 50 %	530	500	7	57

\* расчетное значение  $\sigma_B$ , вычисленное по правилу смесей

Полученные при комнатной температуре значения ударной вязкости композита при ориентации линии надреза по тормозящему типу ( $KCV=1,35 \text{ МДж/м}^2$ ) выше значений, характерных для стали 20 ( $KCV=0,85 \text{ МДж/м}^2$ ) и меди М1 ( $KCV=1,27 \text{ МДж/м}^2$ ), что связано с отклонением распространяющейся трещины от первоначального магистрального направления при вхождении трещины в новый слой. Значения ударной вязкости сварного композит снижаются в 3 раза при смене ориентации надреза от тормозящего к разветвляющему типу ( $KCV=0,42 \text{ МДж/м}^2$ ).

**В четвертой главе** определены строение межслойных границ, микроструктура, микротвердость, физико-механические свойства, характеристики ударной вязкости и фратографические особенности разрушения слоистых сталеалюминиевых композитов, полученных методом пакетной прокатки, а также их составляющих в исходном и деформированном состояниях.

Пакетная прокатка 7- и 27-слойных композитов на основе низкоуглеродистой стали IF(001ЮТ) и технически чистого алюминия АД0 (Рисунок 4а, б) проводилась при температуре 520 °С с суммарным обжатием 50 и 70%, соответственно, а 11-слойного композита на основе низкоуглеродистой стали 09Г2С и алюминиевого сплава АМц (Рисунок 4в) при температуре 600 °С с суммарным обжатием 45%.

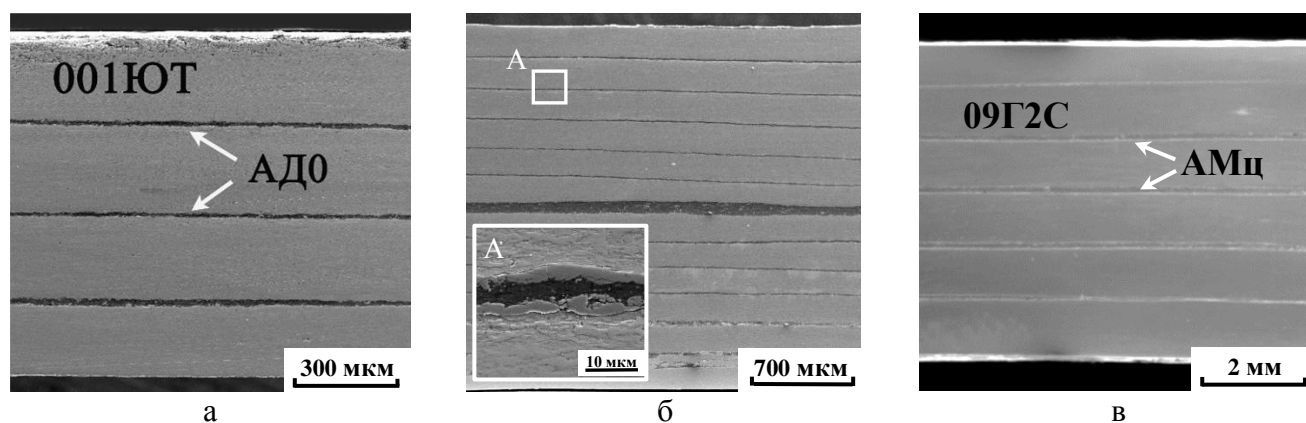


Рисунок 4 – Строение 7-слойного (а), 27-слойного (б) композитов «IF(001ЮТ)-АД0» и 11-слойного композита «09Г2С-АМц» (в)

С целью определения деформационного поведения и изучения эволюции структуры сталей IF(001ЮТ) и 09Г2С при деформации в монолитном материале и в составе слоистого материала была проведена теплая прокатка данных сталей по технологии получения 7- и 11-слойных композитов на их основе.

На границах слоев стали IF(001ЮТ) и алюминия АД0 в 7- и 27-слойных композитах формируются диффузионные прослойки на основе интерметаллидных фаз  $\text{Fe}_2\text{Al}_5(\eta)$ ,  $\text{FeAl}$  шириной ~5 и 10 мкм соответственно. Различие по ширине диффузионных зон в 7- и 27-слойных композитах объясняется разной продолжительностью технологического процесса их получения. Наличие интерметаллидной прослойки не снижает пластичность композита, которая соответствует величине относительного удлинения монолитного образца стали IF(001ЮТ) после обработки, моделирующей технологию получения 7-слойного композита.

Сталь IF(001ЮТ) в исходном отожженном состоянии характеризуется микроструктурой со средним размером зерна феррита ~10 мкм

(Рисунок 5а), а в составе 7- и 27-слойных композитов представляет собой диспергированную субмикроструктурную зеренно-субзеренную структуру со средним размером структурных элементов  $\sim 1$  мкм с преимущественно малоугловой разориентировкой границ и характерной вытянутостью вдоль направления прокатки (Рисунок 5б, в). Из-за разницы в степенях обжатия композитов зерна более деформированы в 27-слойном композите (70%), чем в 7-слойном композите (50%). В 7-слойном композите протяженность продольных границ зерен в 4 раза больше, чем протяженность поперечных границ зерен, а в 27-слойном композите – в 8 раз.

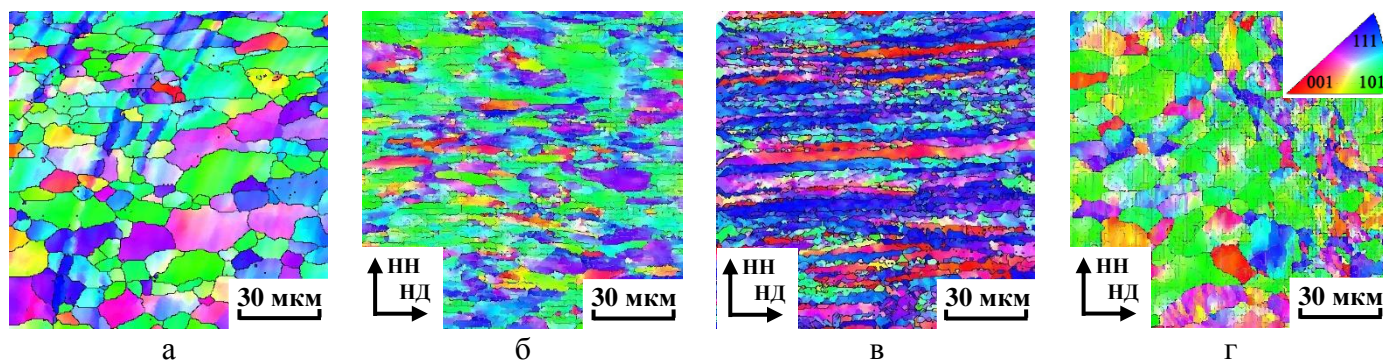


Рисунок 5 – EBSD-карты разориентировок стали IF(001ЮТ) в отожженном состоянии (а), в составе 7-слойного (б) и 27-слойного (в) композитов и в монолитном образце после прокатки 50% (г)

На электронно-микроскопических изображениях стальных слоев композитов (Рисунок 6а, б) различаются рекристаллизованные и фрагментированные структурные области, последние из которых содержат дислокационные субструктуры всех трех типов: сетчатой, ячеистой и полосовой. Присутствие различных типов дислокационных субструктур свидетельствует о том, что зерна находятся на разных стадиях пластической деформации, и подтверждает неоднородность процесса деформирования металла в конструкции многослойных композитов.

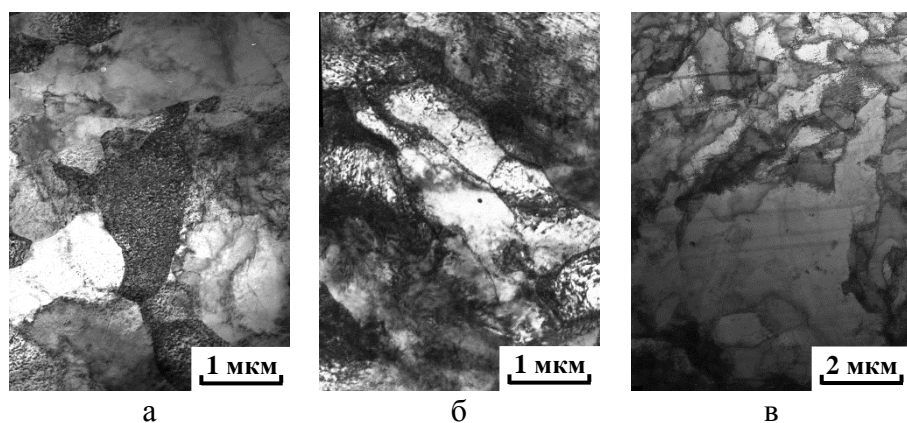


Рисунок 6 – Микроструктура стали IF(001ЮТ) (ПЭМ): в составе 7-слойного (а), 27-слойного (б) композитов и в монолитном образце после теплой прокатки 50% (в)

Результаты механических испытаний исследуемых материалов (Таблица 2) показали, что 7- и 27-слойные композиты «IF(001ЮТ)-АД0» характеризуются более высокими значениями прочностных свойств по сравнению со сталью IF(001ЮТ) в исходном отожженном состоянии, но уступают ей по величине относительного удлинения. Значения  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_B$  7-слойного композита в 1,2 и 1,3 раза соответственно превышают прочностные свойства монолитной стали IF(001ЮТ) после обработки, моделирующей технологический процесс его получения, что связано с более

интенсивным диспергированием структуры стальных слоев в составе композита, чем в монолитном материале.

Таблица 2 – Механические свойства сталеалюминиевых композитов и их исходных составляющих

Материал	Технология обработки	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
Алюминий АД0	отожженное состояние	40	80	20
Сталь IF(001ЮТ)	отжиг T=720 °С, 2 ч, вакуум	140	330	43
Сталь IF(001ЮТ)	прокатка T=520 °С, $\epsilon=50\%$	380	450	13
Композит «IF(001ЮТ)-АД0», 7 слоев		495	520	12
Композит «IF(001ЮТ)-АД0», 27 слоев	прокатка T=520 °С, $\epsilon=70\%$	452	492	11

Сталь 09Г2С в исходном состоянии имеет равноосную ферритно-перлитную структуру со средним размером зерна  $\sim 5$  мкм и преимущественно высокоугловыми границами  $\sim 95\%$  (Рисунок 7а). В процессе прокатки 11-слойного композита происходит вытягивание зерен в направлении прокатки и измельчение среднего размера зерна до  $\sim 3,5$  мкм (Рисунок 7б) и увеличение доли МУГ до  $\sim 80\%$  за счет протекания процессов динамической полигонизации и рекристаллизации.

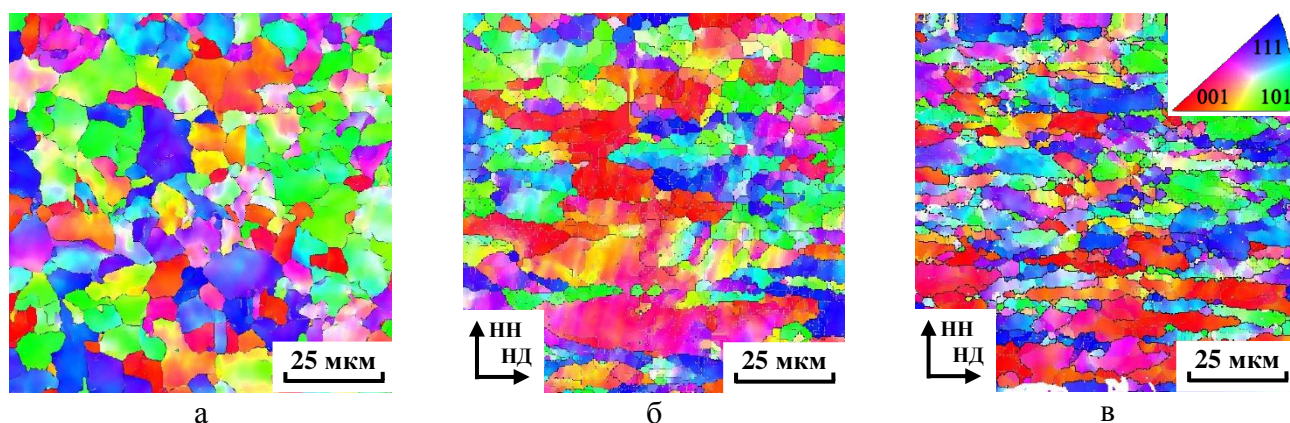


Рисунок 7 – EBSD-карты разориентировок 09Г2С в исходном состоянии (а), в составе композита (б) и в монолитном образце после теплой прокатки 45% (в)

В монолитном образце стали 09Г2С, прокатанном по технологии изготовления слоистого композита, средний размер зерна уменьшается до  $\sim 4,5$  мкм с увеличением доли МУГ до  $\sim 60\%$  (Рисунок 7в). Таким образом, в составе композита отмечается более интенсивное диспергирование структуры стали, чем при идентичной деформационно-термической обработке стального монолитного образца, что связано с различием в достигнутой степени деформации отдельных слоев композита и особенностями распределения температуры в многослойной конструкции композита при его охлаждении.

Слои алюминиевого сплава АМц претерпевает более сильную структурную трансформацию в ходе прокатки, чем стальные. Средний размер зерна в исходном состоянии составляет  $\sim 16$  мкм, а после прокатки уменьшается до  $\sim 4,5$  мкм за счет появления на границе деформированных зерен новых рекристаллизованных зерен (Рисунок 8). Выделившиеся при нагреве под прокатку интерметаллиды  $Al_6Mn$  сдерживают рост зерен в ходе динамической и постдинамической рекристаллизации.

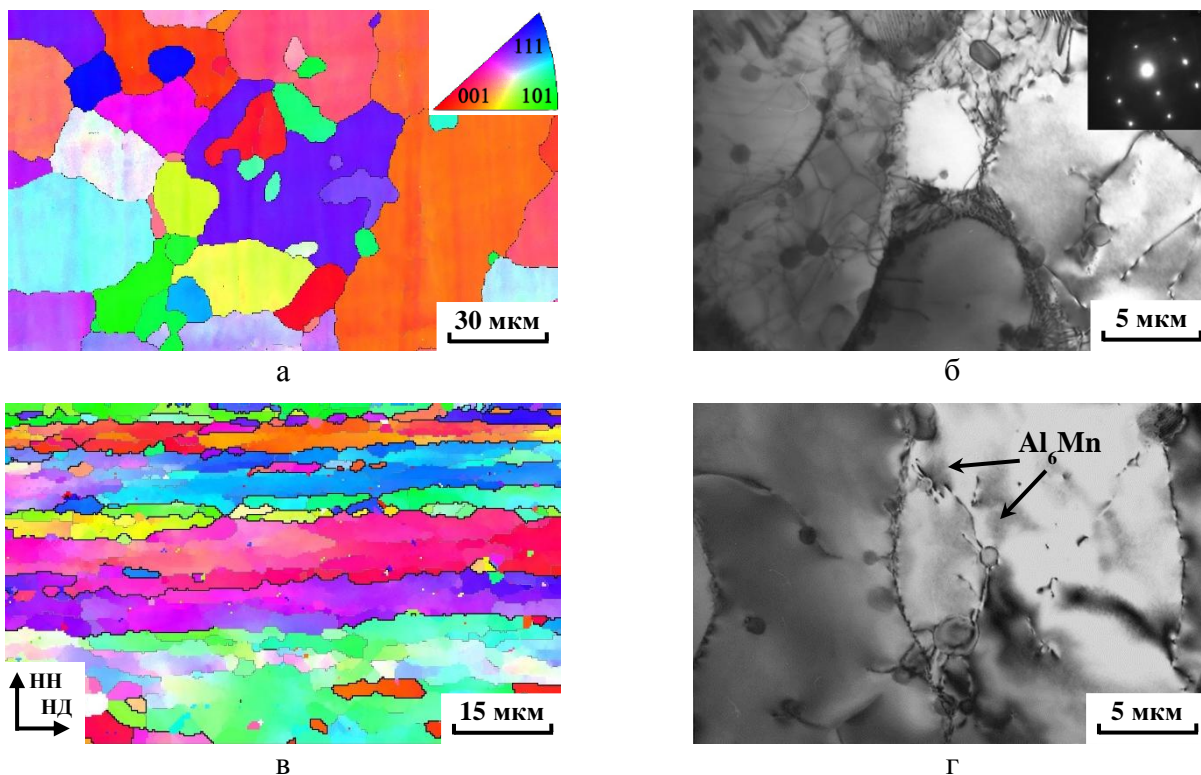


Рисунок 8 – Микроструктура алюминиевого сплава АМц в исходном состоянии (а, б) и в составе композита (в, г). EBSD-карты разориентировок – а, в; ПЭМ – б, г

Образцы 11-слоеного композита «09Г2С-АМц» с ориентацией надреза по тормозящему типу обладают повышенными характеристиками ударной вязкости вплоть до температур жидкого азота (Таблица 3). При этом полного разрушения данных образцов при всех изученных температурах испытания не происходило, а разрушалось от 3 до 7 слоев (Рисунок 9а).

Таблица 3 – Результаты ударных испытаний образцов 11-слоеного композита «09Г2С-АМц»

Тип ориентации надреза	Т <sub>исп</sub> , °С	Работа зарождения трещины, А <sub>з</sub> , Дж	Работа распространения трещины, А <sub>р</sub> , Дж	Ударная вязкость KCV, МДж/м <sup>2</sup>
разветвляющийся	+20	5,31	27,5	0,42
тормозящий	+20	31,5	>131,1	>2,02
тормозящий	-40	40,4	>132,6	>2,18
тормозящий	-196	19,0	>118,2	>1,72

Высокие значения характеристик ударной вязкости композита связаны с введением пластичных прослоек алюминиевого сплава АМц, диспергированием структуры стальных и алюминиевых слоев в процессе получения композита методом пакетной прокатки и наличием межслойных границ раздела, способствующих диссипации энергии разрушения за счет отклонения фронта роста трещины вдоль границы слоев. Если на диаграмме ударного нагружения образцов с ориентацией надреза по разветвляющему типу (Рисунок 9б) процесс разрушения носит монотонный характер, то на диаграммах, соответствующих образцам с ориентацией надреза по тормозящему типу, наблюдаются отдельные срывы нагрузки, связанные с последовательным разрушением отдельных слоев композита (Рисунок 9в).

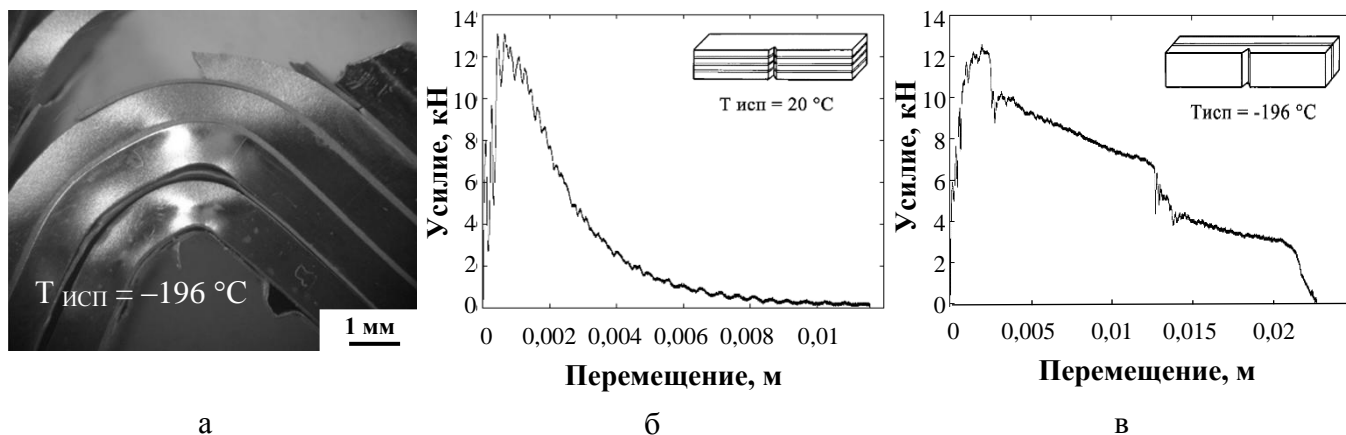


Рисунок 9 – Вид боковой поверхности образца (а) и диаграммы ударного нагружения композита «09Г2С-АМц» (б, в). Надрез по тормозящему типу – а, в; надрез по разветвляющему типу – б

В пятой главе проведена сравнительная характеристика полученных сваркой взрывом и горячей прокаткой 5- и 7-слойных композитов на основе мартенситно-старяющей стали (МСС) ЭП678 и низкоуглеродистой стали 09Г2С по результатам изучения строения, микротвердости и химического состава межслойных границ, микроструктуры сталей основы на различном удалении от границы раздела, механических свойств при растяжении и ударном изгибе, а также фрактографических особенностей разрушения композитов. Проведена оценка влияния ультрамелкозернистой структуры в слоях стали ЭП678 и дополнительной термической обработки (ТО) композитов на механические свойства СМКМ. В работе исследованы два типа сварных 5-слойных композитов, в составе которых использовали сталь ЭП678 с ультрамелкозернистой (УМЗ) или мелкозернистой (МЗ) структурой. Горячекатаные композиты были изготовлены при температуре прокатки  $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$  с суммарным обжатием около 42%. Объемная доля МСС в составе сварных и горячекатаных композитах составляла 25%. Схема компоновки слоев в изученных композитах «09Г2С-ЭП678» перед сваркой взрывом и горячей прокаткой приведена на рисунке 10. ТО готовых СМКМ проводилась с целью достижения максимального уровня прочностных свойств с сохранением высокой ударной вязкости композитов, реализация которой возможна за счет упрочнения стали ЭП678 при сохранении пластичности стали 09Г2С. Сварные композиты нагревались до  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ , с выдержкой в течение 3 ч. и охлаждением на воздухе, а горячекатаные композиты подвергались закалке от  $920\text{ }^{\circ}\text{C}$  в воду с последующим нагревом до  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ , выдержкой 3 ч. и охлаждением на воздухе.

В 5-слойных сварных композитах формируются волнообразные и плоские границы

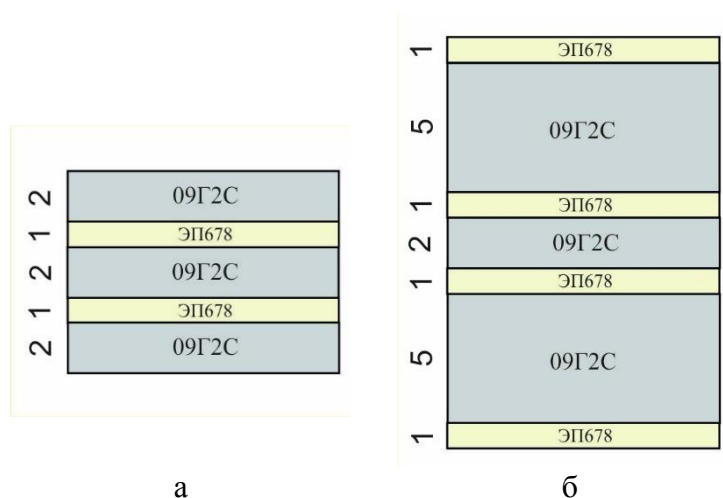


Рисунок 10 – Схема компоновки слоев в 5-слойных сварных (а) и 7-слойных горячекатаных (б) композитах «09Г2С-ЭП678». Слева указана толщина слоев в мм

соединения слоев (Рисунок 11а, б), характеризующиеся узкой диффузионной зоной (5-7 мкм), протяженность которой не меняется при последующей ТО. В 7-слойных горячекатаных композитах формируются плоские межслойные границы, характеризующиеся наличием цепочек пор и содержащих элементы смежных слоев (Mn, Si, Cr, Ti) включений, которые могут быть отнесены к карбидным и оксидным частицам (Рисунок 11в, г). Протяженность диффузионной зоны достигает 25 мкм и существенно не меняется при последующей ТО.

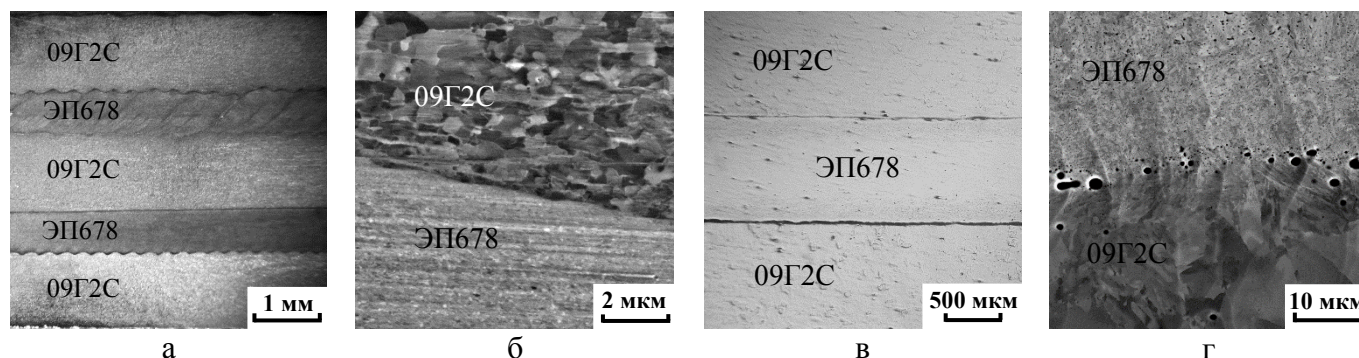


Рисунок 11 – Строение границ раздела 5-слойного сварного композита 1 (а, б) и 7-слойного горячекатаного композита (в, г)

Слои сталей 09Г2С и ЭП678 в составе сварных и горячекатаных композитов в своей основе имеют феррито-перлитную, троостито-ферритную и мартенситную структуры, формирование которых определяется деформационно-термическими режимами изготовления и последующей ТО. Размеры структурных элементов в сварных композитах в приграничной зоне сварного композита протяженностью до 10 мкм составляют 0,2...1 мкм, а по мере удаления от границ к центральной части слоев укрупняются до значений 12...20 мкм.

Наиболее высокий уровень прочностных свойств ( $\sigma_B=870...880$  МПа) достигается в сварных композитах, что в 1,5-1,8 раза превышает значения показателей  $\sigma_B$  основного компонента стали 09Г2С после различных режимов ТО (нормализация 920 °С + отпуск 500 °С, 3 ч; закалка 920 °С + отпуск 500 °С, 3 ч) и в 1,25 раза выше по сравнению с величиной временного сопротивления слоистого материала, рассчитанной по правилу смесей (Таблица 4).

Таблица 4 – Механические свойства 5-слойных сварных и 7-слойных горячекатаных композитов до и после термообработки

Материал и режим обработки		$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
1	5-СМКМ (УМЗ ЭП678), сварка взрывом	770	880/700*	7	27
2	5-СМКМ (УМЗ ЭП678), сварка взрывом + 500 °С, 3 ч.	700	870/700*	15	36
3	5-СМКМ (МЗ ЭП678), сварка взрывом	710	750/630*	15	46
4	5-СМКМ (МЗ ЭП678), сварка взрывом + 500 °С, 3 ч.	770	860/750*	10	31
5	7-СМКМ, прокатка + закалка 920 °С + 500 °С, 3 ч.	560	750/810*	29	44

\* расчетное значение  $\sigma_B$ , вычисленное по правилу смесей



Повышенная прочность данных СМКМ определяется наличием слоев УМЗ стали ЭП678 с размером структурных элементов 50...200 нм, а также упрочняющим эффектом процесса сварки взрывом. Композиты, полученные горячей прокаткой, по сравнению со сварными характеризуются в 1,2 раза меньшим уровнем прочности ( $\sigma_B=750$  МПа), что может быть связано с присутствием на границах раздела слоев горячекатаных композитов некоторой доли пор и неметаллических включений, но имеют более высокие пластические свойства ( $\delta=29\%$  и  $\psi=44\%$ ).

Изученные 5- и 7-слойные композиты в интервале температур  $-60 \dots +20$  °С при ориентации надреза по тормозящему типу, обладают высоким уровнем характеристик ударной вязкости (Таблица 5).

Таблица 5 – Результаты ударных испытаний образцов 5-слойных сварных и 7-слойных горячекатаных композитов с надрезом по тормозящему типу

Композит	Т <sub>исп</sub> , °С	Характеристики ударной вязкости			
		KCV, МДж/м <sup>2</sup>	A, Дж	A <sub>з</sub> , Дж	A <sub>р</sub> , Дж
1 5-СМКМ (УМЗ МСС) сварка взрывом	+20	>0,92	>40,56	12,01	-
	-60	>1,09	>44,96	12,70	-
2 5-СМКМ (УМЗ МСС) сварка взрывом + ТО	+20	>1,23	>51,6	12,05	-
	-60	>1,29	>53,15	20,54	-
3 5-СМКМ (МЗ МСС) сварка взрывом + ТО	+20	>0,67	>25,55	8,90	-
	-60	0,42	16,49	4,25	12,24
4 7-СМКМ горячая прокатка + ТО	+20	>2,54	>188,30	25,21	-
	-60	>2,26	>168,69	24,70	-

Присутствие неметаллических включений на границах соединения слоев способствует расслоению горячекатаных композитов при прохождении трещины через границу раздела и, тем самым, способствует торможению роста трещины (Рисунок 12а).

В связи с этим горячекатаные композиты не подвергаются полному разрушению. В сварных композитах расслоения на межслойных границах и соответствующее отвлечение трещины при ударных испытаниях развиваются в меньшей степени, что способствует получению более низких показателей ударной вязкости по сравнению с горячекатаными компо-

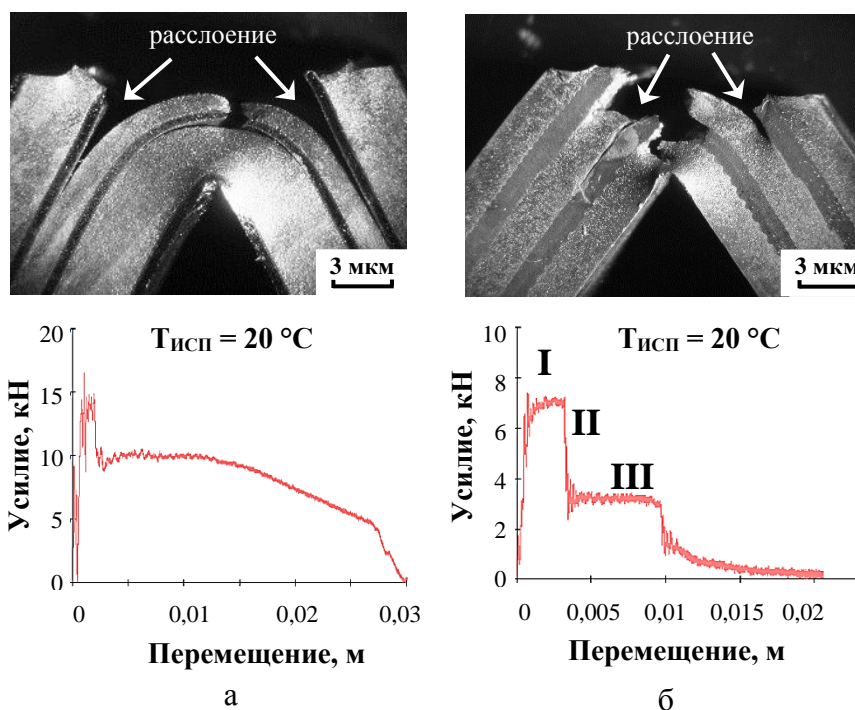


Рисунок 12 – Диаграммы ударного нагружения и боковой вид испытанных образцов: а) 7-слойного горячекатаного композита; б) 5-слойного сварного композита (УМЗ МСС)

итами. Трещины при этом проходит почти через все слои сварного композита (Рисунок 12б).

Стадийность процесса продвижения трещины в СМКМ прослеживается на диаграммах ударного нагружения (Рисунок 12б) и обуславливается последовательно развивающимися стадиями, связанными с формированием острой трещины и ее продвижением в начальном слое в магистральном направлении (Стадия I), падением нагрузки при торможении и смене направления трещины за счет образования расслоения на границе стальных слоев (Стадия II) и продвижением трещины в последующем слое до образования расслоения на новой межслойной границе и далее вплоть до полного снятия нагрузки и остановки трещины (Стадия III).

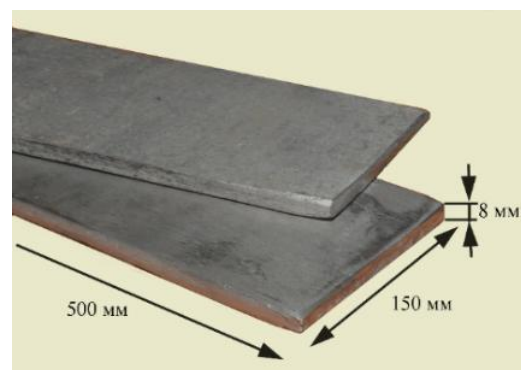
В шестой главе исследованы структура, механические и теплофизические свойства слоистых Al/B<sub>4</sub>C-композитов (боралей), относящихся к классу гибридных слоистых композитов и представляющих собой сэндвич-структуру из внешних слоев алюминиевых сплавов и центральной прослойки из консолидированных порошков Al и B<sub>4</sub>C.

Разработка и исследование боралей выполнялась в рамках совместной НИР с РФЯЦ-ВНИИТФ им. академика Е.И. Забабахина с целью создания нового листового нейтронозащитного материала для чехловых корзин транспортно-упаковочных комплектов (ТУК) нового поколения для перевозки и хранения отработавшего ядерного топлива реакторных установок, как заменителя используемой в РФ для этих целей боросодержащей стали ЧС82 (04Х14ТЗР1Ф).

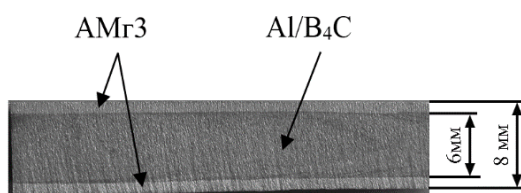
Трех- и пятислойные Al/B<sub>4</sub>C-композиты были изготовлены по технологии горячей прокатки путем консолидирования смеси порошков Al и 20-25 вес. % B<sub>4</sub>C в замкнутой оболочке из листового проката алюминиевых сплавов (патент №2465094 и №2528926) (Рисунок 13). Предложен метод проведения гранулометрического анализа порошков Al и B<sub>4</sub>C с использованием данных РЭМ (Рисунок 14) в программе обработки изображений SIAMS 700 и определены параметры порошковых частиц (круглый фактор формы, фактор компактности, удлинения, изрезанности, средний внешний и внутренний диаметр), что позволило обосновать выбор состава, морфологии и размерных параметров исходных порошков алюминия (ПА-4 и АПВ-86) и карбида бора для получения Al/B<sub>4</sub>C-композитов.



а



б



в

Рисунок 13 – Макет чехловой корзины ТУК (а), общий вид (б) и поперечное сечение композита «AMg3-Al/B<sub>4</sub>C-AMg3» (в)

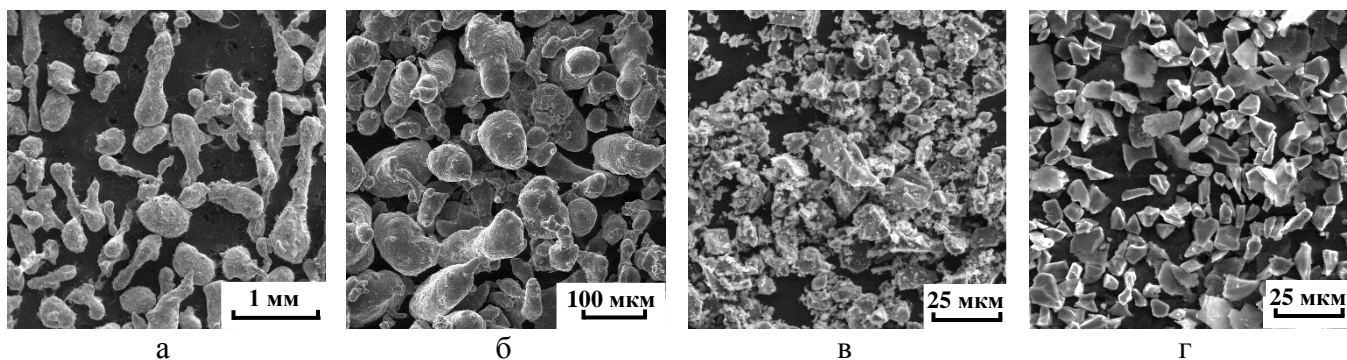


Рисунок 14 – Морфология порошков алюминия ПА-4 (а), АПВ-86 (б) и карбида бора состава 1 (в) и состава 2 (г)

Рентгенофазовый анализ Al/B<sub>4</sub>C прослойки показал наличие двух фаз: алюминия и карбида бора. В результате последовательного развития процессов уплотнения, спекания, деформационного упрочнения и рекристаллизации порошковой смеси в замкнутой металлической оболочке при горячей прокатке формируется монолитная прослойка Al/B<sub>4</sub>C-композиата, имеющая зерненно-субзерненную структуру твердого раствора алюминия с равномерно распределенными в нем частицами карбида бора. Зерна алюминия имеют средний размер ~5,5 мкм и характеризуются 60% долей высокоугловых границ (Рисунок 15).

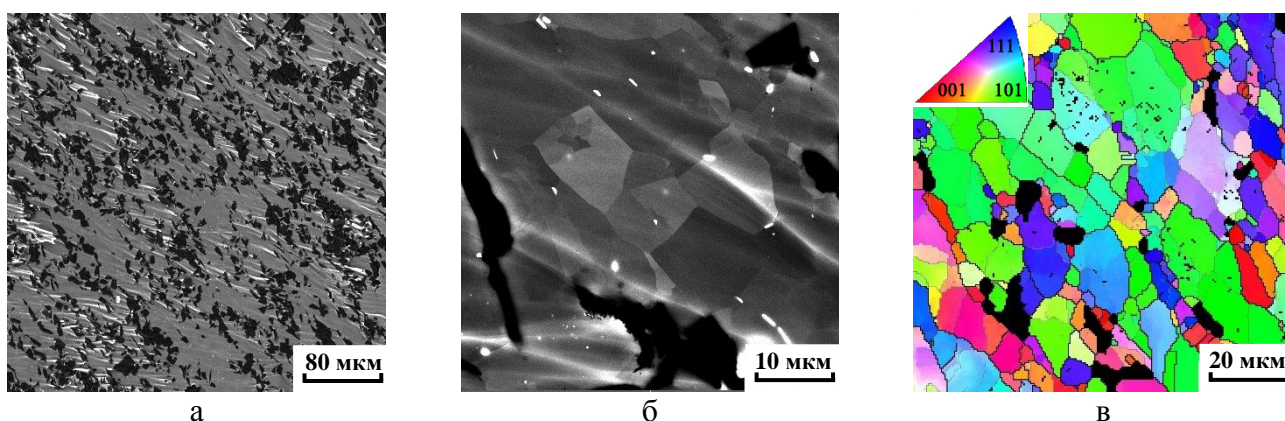


Рисунок 15 – Микроструктура порошковой прослойки (ПА-4 + В<sub>4</sub>С состав 2) 3-слойного бороалюминиевого композиата, полученная с применением РЭМ: а) во вторичных электронах; б) ориентационно-фазовый контраст; в) EBSD-карта разориентировок

На примере модельных образцов слоистых Al/B<sub>4</sub>C-композиатов с объемной долей порошковой прослойки 14% (толщина 0,3 мм) показано, что применение наноразмерных порошков карбида бора по сравнению с порошками микрофракции позволило повысить уровень прочностных свойств слоистого Al/B<sub>4</sub>C-композиата в 1,2-1,3 раза (Таблица 6, №1 и №2). Использование порошков В<sub>4</sub>С состава 1 и 2, различающихся химической чистотой, показало, что повышенное суммарное содержание примесей (В<sub>2</sub>О<sub>3</sub>, W, Со) до 10% в В<sub>4</sub>С состава 1 снижает прочностные свойства композиата по сравнению с В<sub>4</sub>С состава 2, содержащего 4% данных примесей (Таблица 6, №3 и 4). Следует отметить, что центральная прослойка Al/B<sub>4</sub>C-композиата в составе полученных образцов боралей толщиной 6 мм согласно нейтронно-физическим расчетам и по данным работы (H.S. Chen et al. Journal of Alloys and Compounds, 632, 2015, 23-29) гарантированно обеспечивает защиту элементов конструкций ТУК от остаточного нейтронного излучения. Рост объемной доли

порошковой прослойки в композите с 14% до 75% приводит к понижению прочностных свойств композита практически в 2 раза (Таблица 6, №1-4). По уровню прочностных свойства боросодержащая сталь ЧС82 ( $\sigma_{0,2}=245$  МПа,  $\sigma_B=440$  МПа) превосходит Al/V<sub>4</sub>C-композит ( $\sigma_{0,2}=92$  МПа,  $\sigma_B=157$  МПа). Однако, удельная прочность (отношение прочности к удельному весу) полученного композита «АМг3-Al/V<sub>4</sub>C-АМг3» ( $\sigma_B/\gamma=61,6$  МПа·см<sup>3</sup>/г) превышает удельную прочность стали ЧС82 ( $\sigma_B/\gamma=56,4$  МПа·см<sup>3</sup>/г).

Таблица 6 – Механические свойства слоистых Al/V<sub>4</sub>C-композитов и их исходных составляющих

№	Порошковая прослойка		Композиты и алюминиевые сплавы	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_B$	$\delta$
	об. доля, %	толщина, мм		МПа		%
1	14	0,3	АМг3-(АПВ-86 + V <sub>4</sub> C состав 1 микрофракция)-АМг3	176	226	5
2	14	0,3	АМг3-(АПВ-86 + V <sub>4</sub> C состав 1 наночастица)-АМг3	236	273	3
3	75	6	АМг3-(ПА-4 + V <sub>4</sub> C состав 1 микрофракция)-АМг3	82	85	8
4	75	6	АМг3-(ПА-4 + V <sub>4</sub> C состав 2 микрофракция)-АМг3	92	157	7
5	-	-	Сплав АМг3	126	230	27
6	-	-	Сталь ЧС82	245	440	11

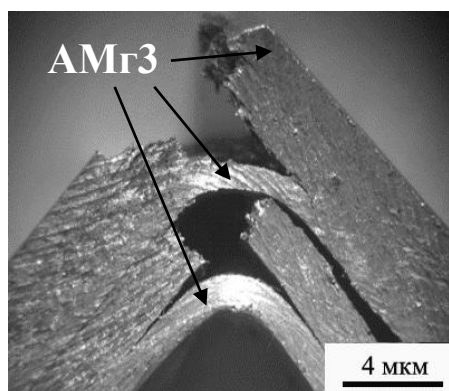
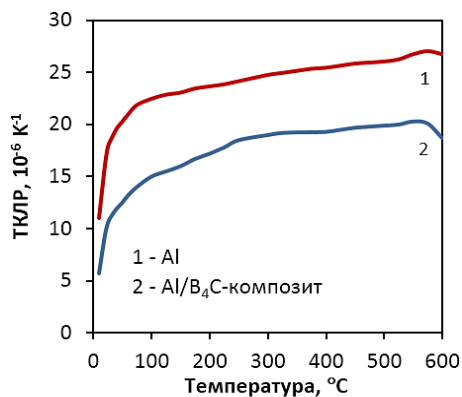


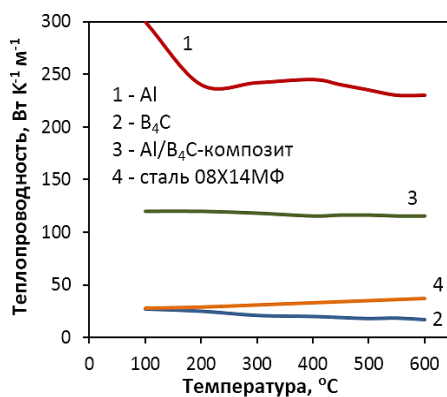
Рисунок 16 – Боковой вид ударного образца 5-слоистого Al/V<sub>4</sub>C-композита

Разрушение 5-слоистого Al/V<sub>4</sub>C-композита при ударных испытаниях не реализуется в полной мере за счет многослойной конструкции композита с пластичными слоями из алюминиевых сплавов, которые в процессе ударного нагружения пластически деформируются (Рисунок 16). Ударная вязкость 5-слоистого Al/V<sub>4</sub>C-композита ( $KCV>130$  кДж/м<sup>2</sup>) более чем в 3 раза превышает ударную вязкость 3-слоистого композита аналогичного состава.

Исследования теплофизических свойств проводились на образцах технически чистого Al и Al/V<sub>4</sub>C-композита, полученных по технологии порошковой металлургии методом горячей прокатки порошков (Рисунок 17). В интервале вероятных температур эксплуатации ТУК 20-600 °С характеристики теплового линейного расширения спеченного технически чистого Al и Al/V<sub>4</sub>C-композита возрастают качественно одинаковым образом. Средний температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) для Al/V<sub>4</sub>C-композита  $\alpha=15 \times 10^{-6}$  К<sup>-1</sup> несколько ниже, чем для Al  $\alpha=18,4 \times 10^{-6}$  К<sup>-1</sup>, за счет наличия карбида бора в составе композита. По параметру теплопроводности Al/V<sub>4</sub>C-композит несколько уступает чистому алюминию, но превосходит по этому показателю аналог нейтронозащитной стали ЧС82 (Рисунок 17б) и полностью соответствует нормативам ядерной безопасности, предъявляемым к нейтронозащитным материалам ( $\lambda=1,2$  Вт/К·м).



а



б

Рисунок 17 – Температурные зависимости ТКЛР Al и Al/B<sub>4</sub>C-композита (а) и теплопроводности Al, Al/B<sub>4</sub>C-композита, B<sub>4</sub>C\* и стали 08X14MФ\* (б)

\*справочные данные

Полученные при выполнении диссертационной работы результаты исследования структуры, физико-механических и теплофизических свойств слоистых Al/B<sub>4</sub>C-композитов могут быть использованы в РФЯЦ-ВНИИТФ им. академика Е.И. Забабахина при разработке новой деформационной технологии процесса получения листовых бороалюминиевых нейтронозащитных композитов для чехловых корзин транспортно-упаковочных комплектов, предназначенных для перевозки и хранения обработавшего ядерного топлива.

## ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. Сформированные при сварке взрывом в 3-слойном композите «медь М1-сталь 20» волнообразные межслойные границы характеризуются резким концентрационным переходом и наличием зон локального расплавления меди с гетерофазной субмикроструктурной структурой со средним размером структурных элементов  $\leq 1$  мкм. Полученный сварной композит по прочности ( $\sigma_B=440$  МПа) в 1,8 раза превосходит его основной компонент медь М1.

2. Предложенный режим получения 7-, 11- и 27-слойных сталелюминиевых композитов «IF(001ЮТ)-АД0» и «09Г2С-АМц» при температуре 520-600 °С методом горячей (для алюминиевых слоев) и теплой (для стальных слоев) пакетной прокатки с обжатием 45-70% позволил объединить в одном технологическом цикле процессы создания неразъемных соединений и формирования в их слоях диспергированной в 1,5-10 раз зеренно-субзеренной структуры, способствующей повышению прочностных свойств до уровня ( $\sigma_{0,2}=495\dots 670$  МПа и  $\sigma_B=520\dots 725$  МПа) и значений ударной вязкости ( $KCV>1,7-2,2$  МДж/м<sup>2</sup>) по сравнению с исходными материалами.

3. Установлено, что при ориентации надреза по тормозящему типу полного разрушения всех слоев у большинства образцов изученных композитов не происходит за счет возникновения расслоений по межслойным границам, диспергирования структуры слоев и наличия пластичных прослоек из Al-сплава. Стальные 5- и 7-слойные композиты «09Г2С-ЭП678» сохраняют высокое сопротивление хрупкому разрушению при температурах от комнатной до -60 °С ( $KCV>1,1-2,3$  МДж/м<sup>2</sup>), а 11-слойные сталелюминиевые композиты «09Г2С-АМц» до температуры -196 °С ( $KCV>1,7$  МДж/м<sup>2</sup>).

4. Впервые проведенное сравнение структуры и свойств сварных и горячекатаных 5- и 7-слойных композитов на основе сталей 09Г2С и ЭП678 показало, что сварка взрывом обеспечивает в 1,2-1,4 раза более высокие прочностные свойства

слоистого материала по сравнению с горячей прокаткой. При этом горячая прокатка позволяет получить почти в 2 раза более высокие значения KCV при температурах +20 и -60 °С, что связано с усилением торможения трещины в горячекатаных композитах протяженными участками расслоений на границах раздела слоев.

5. При сопоставлении диаграмм ударного нагружения и строения изломов ударных образцов сварных композитов «09Г2С-ЭП678» установлена стадийность процесса роста трещины при прохождении границ раздела слоев. Показана эффективность введения в сварные композиты прослоек стали ЭП678 с ультрамелкозернистой структурой (размер структурных элементов 50...200 нм), позволяющих повысить по сравнению с прослойками из мелкозернистой стали ЭП678 прочностные свойства в 1,1-1,2 раза и значения ударной вязкости в 1,8-3,1 раза.

6. Определено влияние состава, чистоты, дисперсности исходных порошков Al и В<sub>4</sub>С на структуру и физико-механические свойства слоистых композиционных материалов «АМг3-Al/В<sub>4</sub>С-АМг3». Установлено, что применение наноразмерных порошков В<sub>4</sub>С по сравнению с порошками микрофракции позволяет повысить уровень прочностных свойств модельных слоистых композитов в 1,2-1,3 раза.

7. Показано, что при горячей прокатке смеси порошков Al и В<sub>4</sub>С в металлической оболочке формируется консолидированная прослойка Al/В<sub>4</sub>С-композита, содержащая зеренно-субзеренную структуру алюминия с средним размером зерна ~5,5 мкм и равномерно распределенными в ней частицами В<sub>4</sub>С, обеспечивающая требуемый комплекс физико-механических и функциональных свойств нейтронозащитного гибридного композита типа «бораль» для использования в атомной промышленности.

## **СПИСОК ОСНОВНЫХ РАБОТ, ОПУБЛИКОВАННЫХ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ**

**Статьи, опубликованные в рецензируемых научных изданиях, определенных ВАК РФ:**

1. Смирнова (Кутенева) С.В. Прочность и разрушение металлического композита на основе меди М1 и стали 20 / С.В. Гладковский, Т.А. Трунина, Е.А. Коковихин, С.В. Смирнова (Кутенева), Д.И. Вичужанин // Известия Самарского научного центра РАН. – 2010. – Т.12. – №1(2). – С. 321-325 (0,31 п.л./0,06 п.л.).

2. Смирнова (Кутенева) С.В. Структура и свойства боралюминиевых композитов, полученных горячей прокаткой / С.В. Гладковский, Т.А. Трунина, Е.А. Коковихин, С.В. Смирнова (Кутенева), И.С. Каманцев // Известия Самарского научного центра РАН. – 2011. – Т.13. – №1(2). – С. 361-364 (0,25 п.л./0,05 п.л.).

3. Смирнова (Кутенева) С.В. Технология получения и свойства слоистых сталеалюминиевых композитов / С.В. Гладковский, Т.А. Трунина, Е.А. Коковихин, С.В. Смирнова (Кутенева) // Производство проката. – 2011. – №12. – С. 25-29 (0,31 п.л./0,08 п.л.).

4. Смирнова (Кутенева) С.В. Механические свойства и структура слоистых сталеалюминиевых композитов на основе стали 09Г2С, полученных пакетной прокаткой / С.В. Гладковский, Т.А. Трунина, Е.А. Коковихин, С.В. Смирнова

(Кутенева), И.С. Каманцев, Е.М. Бородин // Производство проката. – 2012. – №4. – С. 32-37 (0,38 п.л./0,06 п.л.).

5. Смирнова (Кутенева) С.В. Слоистые сталеалюминиевые композиты конструкционного назначения на основе сверхнизкоуглеродистой стали 006/IF / С.В. Гладковский, Т.А. Трунина, Е.А. Коковихин, С.В. Смирнова (Кутенева), И.С. Каманцев, А.В. Горбунов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2013. – №1. – С. 3-7 (0,31 п.л./0,05 п.л.; Scopus, WoS).

6. Кутенева С.В. Исследование свойства Al/V<sub>4</sub>C композитов, полученных горячей прокаткой / С.В. Гладковский, Т.А. Трунина, Е.А. Коковихин, С.В. Кутенева, И.С. Каманцев // Перспективные материалы. – 2014. – №2. – С. 18-25 (0,5 п.л./0,1 п.л.).

7. Кутенева С.В. Исследование влияния конструктивных элементов и способа изготовления на формирование структуры и свойств слоистых металлокомпозитов / С.В. Гладковский, Т.А. Трунина, Е.А. Коковихин, С.В. Кутенева, И.С. Каманцев // Производство проката. – 2014. – №3. – С.28-36 (0,56 п.л./0,11 п.л.).

8. Кутенева С.В. Повышение конструкционной прочности системно-легированных мартенситно-старяющих сталей на Fe-Cr-Ni-Mo-основе / С.В. Гладковский, Е.А. Ишина, С.В. Кутенева // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2015. – №11 (725). – С. 26-32 (0,44 п.л./0,15 п.л.; Scopus, WoS).

9. Кутенева С.В. Влияние пластической деформации на структуру и механические свойства сверхнизкоуглеродистой IF-стали в монолитном материале и в составе слоистого композита / С.В. Гладковский, С.В. Кутенева, И.С. Каманцев, С.Н. Сергеев, И.М. Сафаров // Физика металлов и металловедение. – 2016. – Т.117. – №10. – С. 1105-1112 (0,5 п.л./0,1 п.л.; Scopus, WoS).

10. Кутенева С.В. Структура и сопротивление динамическому нагружению многослойного сталеалюминиевого композита, полученного методом пакетной прокатки / С.В. Гладковский, С.В. Кутенева, В.Е. Веселова, Е.А. Коковихин // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. – 2016. – Т.18. – №3. – С.77-91 (0,94 п.л./0,23 п.л.).

#### **Патенты:**

11. Патент 2465094 Российская Федерация, МПК В22F 3/14, С22С 1/05, В22F 3/18. Способ получения листового боралюминиевого композита / С.В. Гладковский, Т.А. Трунина, Е.А. Коковихин, С.В. Смирнова (Кутенева); заявитель и патентообладатель ИМАШ УрО РАН (RU), №2011123237/02, заявлен 08.06.2011, опубликован. 27.10.2012. Бюл. № 30. – 9 с.

12. Патент 2528926 Российская Федерация, МПК В22F 3/14, С22С 1/05, В22F 3/18. Способ получения металломатричного композиционного материала / С.В. Гладковский, Т.А. Трунина, Е.А. Коковихин, С.В. Кутенева, И.С. Каманцев; заявитель и патентообладатель ИМАШ УрО РАН (RU), № 2013120162/02, заявлен 30.04.2013, опубликован. 20.09.2014. Бюл. № 26. – 8 с.

#### **Статьи, опубликованные в других изданиях:**

13. Смирнова (Кутенева) С.В. Механические свойства и особенности разрушения слоистых металлических композитов после сварки взрывом и пакетной прокатки / С.В. Смирнова (Кутенева), С.В. Гладковский // Труды 5-ого Международного форума «Актуальные проблемы современной науки»:

Естественные науки: Математика. Математическое моделирование. Механика. – Самара: Изд-во СамГТУ, 2010. – С.214-218 (0,31 п.л./0,16 п.л.).

14. Смирнова (Кутенева) С.В. Структура и механические свойства слоистых металлических композитов, полученных с помощью сварки взрывом и пакетной прокатки / Э.С. Горкунов, С.В. Гладковский, Е.А. Коковихин, Т.А. Трунина, С.В. Смирнова (Кутенева) // Научни известия на НТСМ. 2010. – XVII. – №5(115). – С.46-51 (0,38 п.л./0,08 п.л.).

15. Кутенева С.В. Структура и свойства бороалюминиевого (Al/B<sub>4</sub>C) композиционного материала, полученного компактированием порошковых смесей методом горячей прокатки / С.В. Гладковский, Т.А. Трунина, Е.А. Коковихин, И.С. Каманцев, С.В. Кутенева // Материалы III Международной конференции «Инновационная деятельность предприятий по исследованию, обработке и получению современных материалов и сплавов», Оренбург, 3-5 февраля, 2014 г. – Оренбург: ООО «Университет», 2014. – С. 81-88 (0,44 п.л./0,09 п.л.).

16. Kuteneva S.V. The thermal expansion and thermophysical properties of an aluminum and Al/B<sub>4</sub>C composite / Gladkovsky S.V., Kamantsev I.S., Kuteneva S.V., Veselova V.E., and Ryzhkov M.A. // AIP Conference Proceedings of the 11th International Conference on Mechanics, Resource and Diagnostics of Materials and Structures (MRDMS-2017), 11-15 December 2017. – Publisher Logo Conference Proceedings, 2017.- V.1915, 030005; <https://aip.scitation.org/doi/pdf/10.1063/1.5017325> (0,25 п.л./0,05 п.л.; WoS).

17. Kuteneva S.V. Formation of the Mechanical Properties and Fracture Resistance Characteristics of Sandwich Composites Based on the 09G2S Steel and the EP678 High-Strength Steel of Various Dispersion [Electronic resource] / Gladkovsky S.V., Kuteneva S.V., Kamantsev I.S., Galeev R.M., Dvoynikov D.A. // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2017. – Iss. 6. – P. 71-90. – DOI:10.17804/2410-9908.2017.6.071-090. – URL: [http://dream-journal.org/issues/2017-6/2017-6\\_155.html](http://dream-journal.org/issues/2017-6/2017-6_155.html) (1,25 п.л./0,25 п.л.).