

*На правах рукописи*



**БУРОВ ВЛАДИМИР ГРИГОРЬЕВИЧ**

**Структура и свойства гетерофазных металлических материалов  
конструкционного и инструментального назначения после  
высокотемпературного нагрева с образованием локальных  
объемов жидкой фазы**

Специальность: 05.16.09 – материаловедение (в машиностроении)

Автореферат диссертации на соискание ученой степени  
доктора технических наук

Новосибирск – 2013

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего профессионального образования "Новосибирский государственный технический университет"

Научный консультант:

доктор технических наук, профессор **Батаев Анатолий Андреевич**

Официальные оппоненты:

**Сизова Ольга Владимировна**, доктор технических наук, профессор, Федеральное государственное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, главный научный сотрудник лаборатории физики упрочнения поверхности.

**Гнюсов Сергей Федорович**, доктор технических наук, профессор, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Национальный исследовательский Томский политехнический университет", профессор кафедры оборудования и технологии сварочного производства.

**Шевченко Олег Игоревич**, доктор технических наук, доцент, Нижнетагильский технологический институт (филиал) Федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего профессионального образования "Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина", заведующий кафедрой металлургической технологии.

Ведущая организация:

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Сибирский государственный индустриальный университет".

Защита состоится 19 декабря 2013 г. в 14<sup>00</sup> на заседании диссертационного совета Д 212.173.13 при Федеральном государственном образовательном бюджетном учреждении высшего профессионального образования "Новосибирский государственный технический университет" по адресу: 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Федерального государственного бюджетного образовательного учреждения высшего профессионального образования "Новосибирский государственный технический университет".

Автореферат разослан " \_\_\_\_ " \_\_\_\_\_ 2013 г.

Ученый секретарь  
диссертационного совета,  
доктор технических наук, доцент



Иванцевский В.В.

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

### Актуальность темы исследования

Важнейшей характеристикой качества машиностроительных материалов является их способность сопротивляться разрушению под действием внешней нагрузки. Характер деформирования и особенности поведения материала в процессе разрушения определяются его структурой и уровнем возникающих напряжений под действием приложенных нагрузок. Основное внимание специалистов на всех этапах разработки и изготовления материалов уделяется повышению показателей их надежности и долговечности, снижению скорости развития процессов разрушения при статических, циклических или динамических нагрузках. Потребителям предложено множество высококачественных машиностроительных материалов, характеризующихся рациональной структурой и обладающих высоким комплексом механических свойств. В значительной степени это относится к наиболее массовой продукции, выпускаемой по технологии прокатного производства. Используя различные методы термической и термопластической обработки, можно надежно управлять структурой материалов и, соответственно, их механическими свойствами. При изготовлении многих реальных изделий из структурно-неоднородных материалов часто используются технологии, предусматривающие высокотемпературный нагрев, сопровождающийся плавлением локальных объемов заготовок. В таких условиях формируется структура, характеризующаяся присутствием дефектов литейного происхождения и перегретых зон термического влияния. Таким образом, нагрев локальных объемов материала до появления жидкой фазы приводит к формированию структуры, приводящей к снижению показателей его трещиностойкости, прочностных и эксплуатационных свойств. В конечном итоге изменения такого рода являются причиной снижения надежности изделий. Сокращение времени воздействия высокой температуры и уменьшение объема расплава позволяют сформировать структуру, которая в промышленном производстве считается приемлемой. Тем не менее, структурные изменения, происходящие в микрообъемах в результате высокотемпературного воздействия, значительно снижают показатели конструктивной прочности основного материала.

Диссертационная работа ориентирована на решение задач, направленных на снижение негативного влияния локальных объемов материала, подвергнутых нагреву до температур плавления, на его конструктивную прочность.

Работа выполнена в Новосибирском государственном техническом университете в соответствии с:

- проектами в рамках ФЦП "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009-2013 годы: "Вневакуумное электронно-лучевое легирование поверхностных слоев титана и его сплавов карбидообразующими элементами с использованием промышленных ускорителей электронов", "Технологическое обеспечение высококачественных неразъемных соединений авиационных материалов методом лазерной сварки и ультразвуковой обработки сварных швов";
- интеграционным проектом СО РАН "Создание научно-технологических основ

применения лазерного излучения при сварке разнородных металлов и сплавов", 2012 г.;

– проектом "Обеспечение прочностных и функциональных свойств многокомпонентных металлокерамических покрытий с наноструктурными составляющими путем управления свойствами жидкой фазы при их формировании" в рамках АВЦП "Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010 г.г.)";

– государственным контрактом 02.438.11.7025 в рамках ФЦНТП "Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития науки и техники" на 2002-2006 г.г.

### **Степень разработанности темы исследования**

Структура и свойства металлических материалов подвержены значительным изменениям при контакте с металлическими расплавами. Открытый в 1928 году академиком П.М. Ребиндером эффект адсорбционного понижения прочности твердых материалов при контакте с поверхностно-активными веществами был положен в основу широкого круга исследований взаимодействия расплавов с металлами, результаты которых легли в основу разработки новых материалов с уникальными эксплуатационными свойствами.

Особенности структуры, формируемой в присутствии локальных объемов жидкой фазы, в наибольшей степени описаны в многочисленных трудах отечественных и зарубежных специалистов в области сварки. Значительный объем результатов теоретических и экспериментальных исследований получен специалистами, связанными с разработкой процессов лазерной, электронно-лучевой, плазменной наплавки. При всей широте проведенных исследований и полноте полученных знаний вопрос о влиянии жидкой фазы на структуру и свойства переходных зон, формируемых в основном металле, остается недостаточно изученным. Получение новых представлений о влиянии локальных объемов расплава на формирование переходных зон в металлических материалах, о закономерностях изменения структуры и свойств этих материалов является актуальной научной проблемой. Специалисты сталкиваются с необходимостью решения множества практических задач, связанных с резким снижением уровня механических свойств материалов, подвергнутых высокотемпературному воздействию. Степень решения такого рода задач определяет уровень конструктивной прочности многих деталей машин и элементов конструкций ответственного назначения.

**Цель работы** заключается в обосновании и разработке комплекса технологических решений, снижающих степень негативного влияния дефектов структуры на прочностные и эксплуатационные свойства гетерофазных металлических материалов при их нагреве до появления локальных объемов жидкой фазы в технологических процессах сварки, наплавки, жидкофазного спекания покрытий из порошковых композиций, вневакуумной электронно-лучевой термической обработки и поверхностного легирования.

Для достижения цели работы были сформулированы следующие **задачи**:

1) выявить закономерности формирования структуры локальных объемов

гетерофазных металлических материалов конструкционного и инструментального назначения, подвергнутых нагреву до температур плавления в процессах сварки, наплавки, жидкофазного спекания покрытий из порошковых композиций, электронно-лучевой термической обработки и поверхностного легирования;

2) исследовать влияние дефектов структуры, возникших в результате нагрева локальных объемов гетерофазных металлических материалов до температур появления жидкой фазы, на показатели конструктивной прочности;

3) исследовать наследственность дефектов структуры гетерофазных металлических материалов при высокотемпературном нагреве;

4) разработать технические решения, позволяющие снизить дефектность структуры гетерофазных металлических материалов, обусловленную формированием локальных объемов жидкой фазы.

### **Научная новизна:**

1. Выявлены закономерности формирования дефектов структуры в локализованных объемах гетерофазных металлических материалов после нагрева до температур появления жидкой фазы при реализации процессов сварки, жидкофазного спекания покрытий, наплавки, термической обработки и поверхностного легирования. Обоснованы технические решения, позволяющие уменьшить влияние дефектов, формируемых в результате плавления локальных объемов, на прочностные и эксплуатационные свойства гетерофазных металлических материалов. Показано, что наиболее эффективные решения связаны с изменением химического состава расплава и термомеханической обработкой локальных объемов, претерпевших структурные изменения.

2. Установлено, что при высокотемпературной обработке сталей с феррито-перлитной структурой в зонах, контактирующих с расплавом, типичным является образование по границам зерен бывшего аустенита кристаллов феррита видманштеттова типа, имеющих структуру пластинчатых построений толщиной 0,1...1,0 мкм с выделениями мелкодисперсных частиц цементита между слоями, значительно снижающих его пластичность. Факторами, способствующими формированию структуры сварных швов без выделений видманштеттова типа, являются интенсивная пластическая деформация и наличие аустенитного зерна размером менее 10 мкм. Экспериментально установлено, что технологией, в наибольшей степени удовлетворяющей данным требованиям, является сварка взрывом. При сварке взрывом стальных заготовок видманштеттов феррит не образуется даже в зонах, непосредственно контактировавших с микрообъемами расплавленного материала.

3. Показано, что при сварке разнородных гетерофазных металлических материалов, а также при жидкофазном спекании композиционных покрытий на поверхности стальных заготовок минимизация уровня внутренних напряжений и предотвращение образования низкопрочных хрупких фаз могут быть обеспечены изменением химического состава зоны расплава путем введения легирующих элементов и использования барьерных слоев. В качестве барьерных слоев рационально использовать металлические покрытия, вставки из металлических пластин, имеющих отличный от расплавляемых материалов химический

состав, модифицированные поверхностные слои основного материала.

4. Показано на примере электроконтактной сварки эвтектоидной углеродистой и высоколегированной хромоникелевой сталей, что основным фактором охрупчивания сварных соединений из разнородных материалов является формирование прослоек высокопрочного легированного мартенсита и, как следствие, возникновение напряжений растяжения критического уровня. Формированию высокопрочного мартенсита способствует образование в зоне сварного шва локальных объемов жидкой фазы, обеспечивающей ускоренный массоперенос и образование зон, обогащенных легирующими элементами и углеродом. Установлено, что восстановление пластичности сварных швов в процессе дополнительного высокотемпературного отжига не происходит. Эффективным решением проблемы повышения надежности сварных соединений высокоуглеродистых и легированных сталей является применение промежуточных вставок, обеспечивающих формирование в сварных швах низкоуглеродистого мартенсита.

5. Установлено, что при спекании вольфрамокобальтовых твердосплавных порошковых смесей на стальных заготовках физико-химическая совместимость железа основного металла и карбида вольфрама нарушается в результате их химического взаимодействия, которое начинается при температурах выше  $710\text{ }^{\circ}\text{C}$  и продолжается вплоть до появления жидкой фазы. В результате этого взаимодействия в переходной зоне между покрытием и основным металлом формируются и сохраняются после охлаждения композиции сложные карбиды  $(M)_nC$ , которые характеризуются низкими прочностными свойствами. Предотвращению образования низкопрочных хрупких карбидов способствует введение в спекаемую смесь порошка бора, а также предварительное насыщение поверхностного слоя стали бором и углеродом.

6. Предложен эффективный метод, обеспечивающий устранение дефектов литейного происхождения в локальных объемах поверхностных слоев низкоуглеродистых сталей, заключающийся в пластическом деформировании индентором, колеблющимся с частотой 18...22 кГц. Использование этой обработки позволяет сформировать градиентную структуру в слое толщиной до 450 мкм. В поверхностных слоях толщиной до 100 мкм происходит перестройка структуры с формированием дислокационных построений ячеистого типа. Дополнительная термическая обработка при температуре рекристаллизации способствует формированию в деформированных слоях структуры с зерном феррита 0,3...0,5 мкм и равномерно распределенными карбидными частицами со средним размером  $\sim 25$  нм, что снижает склонность материала к внезапному хрупкому разрушению и обеспечивает высокие значения усталостной трещиностойкости.

7. Доказана эффективность использования микролегирования углеродистых сталей титаном и ниобием с целью изменения химического состава переходных зон. Использование этого подхода позволяет ограничить рост аустенитного зерна при высокотемпературном нагреве и снизить степень охрупчивания материала переходных зон, образующихся в процессах сварки, наплавки, жидкофазного спекания покрытий из порошковых композиций, поверхностного легирования и термической обработки. Эффективность предложенного решения повышается с увеличением скорости нагрева материала.

8. Выявлен эффект эпитаксиального роста нанотрубок оксида вольфрама в порошковой смеси пассивированных наноразмерных частиц меди и крупных частиц карбида вольфрама при нагреве до температуры появления жидкой фазы. Синтезированные из нанотрубок наноразмерные частицы карбида вольфрама при использовании в качестве добавок к твердосплавным порошковым смесям обеспечивают возможность формирования в процессах жидкофазного спекания твердых сплавов и покрытий с субмикронным размером частиц без образования остаточных сложных карбидов, резко снижающих прочностные свойства композиций.

#### **Теоретическая и практическая значимость работы:**

- на основе результатов проведенных исследований разработан комплекс технологических решений, обеспечивающих уменьшение дефектности структуры гетерофазных металлических материалов при их нагреве до температур появления локальных объемов жидкой фазы в процессах сварки, наплавки, жидкофазного спекания покрытий из порошковых композиций, вневакуумной электронно-лучевой термической обработки и поверхностного легирования;

- выявлены причины охрупчивания микрообъемов структурно неоднородных материалов, подвергнутых высокотемпературному воздействию; обоснованы технологические способы повышения показателей надежности и долговечности деталей машин и элементов конструкций, при обработке которых используются процессы, сопровождающиеся образованием локальных объемов жидкой фазы;

- предложены методы повышения трещиностойкости сварных соединений из разнородных сталей; разработан и запатентован способ получения сварного соединения крестовины железнодорожного перевода из высокомарганцевистой стали с рельсом из углеродистой стали, обеспечивающий повышение надежности сварных конструкций ответственного назначения;

- разработаны технологические рекомендации по исправлению дефектов структуры поверхностных слоев металлических материалов, подвергнутых высокотемпературному нагреву, основанные на пластической деформации материала индентором, колеблющимся с ультразвуковой частотой; практическое использование предложенных решений позволило в 1,5...3 раза повысить долговечность тяжело нагруженных деталей погружного перфоратора, втулок буровых насосов, роликов для ротационной раскатки трубных заготовок;

- разработан и запатентован способ соединения заготовок из разнородных металлических материалов, основанный на применении сваренных взрывом комбинированных промежуточных вставок; предложенный способ обеспечивает прочность соединения разнородных материалов на уровне, соответствующем наименее прочному элементу сварной конструкции;

- разработана технология упрочнения твердосплавными покрытиями стальных деталей машин, эксплуатируемых в условиях усталостного нагружения и абразивного изнашивания;

- разработан и запатентован способ получения наноразмерных трубок из оксида вольфрама, позволяющих синтезировать малодефектные частицы кар-

бида вольфрама, использование которых при жидкофазном спекании высокодисперсных твердых сплавов и покрытий из них ограничивает образование хрупких фаз.

### **Методология и методы исследования**

Задачи исследования диссертационной работы ориентированы на выявление влияния жидкой фазы, возникающей в локальных объемах гетерофазных материалов при их высокотемпературном нагреве, на их структуру и показатели конструктивной прочности. Экспериментальные исследования сопровождались теоретическим анализом напряженного состояния и оценкой изменений фазового состава в зонах, возникших на месте микрообъемов расплава, и в граничащих с ними зонах основного металла. Такого рода анализ был выполнен с использованием лицензионных программных пакетов *ANSYS 9.0* и *SYSWELD*. Выбор материалов исследования, способов их обработки и методов анализа структуры был выполнен с учетом поставленной цели и сформулированных задач.

Экспериментальные исследования проводились с использованием:

- технологического оборудования, в том числе: уникального ускорителя электронов ЭЛВ-6 (в Институте ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН), лазерного комплекса "Сибирь" (в Институте теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН); взрывной камеры (в Институте гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН); установки для контактной стыковой сварки рельсовых окончаний производства Института электросварки им. Е.О. Патона (на Новосибирском стрелочном заводе); вакуумных печей СШВЭ-1,25 и СГВ-2.4.2/15 И2; специальных установок для импульсного пластического деформирования поверхностных слоев индентором, колеблющимся с ультразвуковой частотой, созданных при участии автора;

- современного аналитического оборудования: оптических микроскопов *Axio Observer A1m*, *Axio Observer Z1m*; растрового электронного микроскопа *Carl Zeiss EVO 50 XVP*, оснащенного энерго- и волнодисперсионным анализаторами; трансмиссионного электронного микроскопа *Tecnai G2 20 TWIN*, оснащенного энергодисперсионным анализатором *EDAX*; рентгеновского дифрактометра *ARL X'TRA* с высокотемпературной камерой *Anton Paar HTK 200*; рентгеновского дифрактометра *BRUKER AXS D8 ADVANCE*; системы синхронного термического анализа *NETZSCH Jupiter STA 449 C*;

- лабораторного оборудования для определения механических характеристик материалов и их эксплуатационных свойств: установок для определения прочностных свойств *Instron 880*, *Instron 3369*, *Instron 300DX*; копра маятникового *Metro Com 06103300*; машин трения СМТ-1 и ИИ 5018; специального стенда МИИРС-2500К производства ОАО "Точмашприбор" для испытаний сварных соединений на трехточечный изгиб (с нагрузкой до 400 т); специально созданных установок для испытания на усталостную и ударно-усталостную трещиностойкость, контактно-усталостную выносливость, износостойкость при трении о закрепленные и нежестко закрепленные абразивные частицы.



### **На защиту выносятся:**

1. Закономерности формирования дефектной структуры в локальных объемах гетерофазных металлических материалов при реализации технологических процессов, сопровождающихся высокотемпературным нагревом заготовок и плавлением.

2. Результаты исследования влияния структурных дефектов локальных объемов гетерофазных металлических материалов, возникших в результате высокотемпературного нагрева с образованием жидкой фазы, на их прочностные и эксплуатационные свойства.

3. Результаты исследования влияния исходной структуры гетерофазных материалов, подвергаемых высокотемпературному нагреву, на характер протекающих процессов и дефектность структуры, формируемой при нагреве.

4. Комплекс технологических решений, обеспечивающих повышение конструктивной прочности материалов с гетерофазной структурой, локальные объемы которых подвергнуты высокотемпературному нагреву в процессах сварки, наплавки, спекания покрытий из порошковых композиций, электронно-лучевой термической обработки и поверхностного легирования.

### **Степень достоверности и апробация результатов работы.**

Достоверность результатов исследований обеспечена: использованием современного поверенного аналитического оборудования, статистической обработкой результатов экспериментальных измерений; соответствием результатов, полученных различными методами исследований; отсутствием противоречий между сделанными выводами по работе и современными представлениями о природе процессов, происходящих в зонах высокотемпературного воздействия.

Основные положения и результаты работы докладывались на следующих конференциях, симпозиумах и семинарах: III всесоюзной конференции по применению ультразвука "Прочность и пластичность материалов в ультразвуковом поле", Алма-Ата, 1980 г.; II всесоюзном совещании "Защитные технологические покрытия металлов", Москва, 1981 г.; I всесоюзной научно-технической конференции "Современные методы наплавки и наплавочные материалы", Киев, 1978 г.; 10 всесоюзном совещании по жаростойким покрытиям, Ленинград 1983 г.; VI международной конференции по компьютерному проектированию современных материалов и технологий, Томск, 1997 г.; всероссийской научной конференции "Актуальные проблемы материаловедения в металлургии", Новокузнецк, 1997 г.; международной научно-технической конференции "Научные основы высоких технологий", Новосибирск, 1997 г.; IV и V международных конференциях "Актуальные проблемы электронного приборостроения", Новосибирск, 1998 и 2000 г.г.; Второй международной научно-технической конференции «Экспериментальные методы в физике структурно-неоднородных конденсированных сред», Барнаул, 2001 г.; международной конференции "Слоистые композиционные материалы - 2001", Волгоград, 2001 г.; всероссийских научно-практических конференциях "Проблемы повышения эффективности металлообработки в промышленности на современном этапе", Новосибирск, 2005-2013 гг.; XVIII, XIX и XX Уральских школах металловедов-термистов, Тольятти, 2006 г., Екатеринбург, 2008 г., Пермь, 2010 г.; XVI международной конференции "Компьютер-

ные технологии в сварке и производстве" и VI международной конференции "Математическое моделирование и информационные технологии в сварочных и родственных им процессах", Киев, 2006 г.; XVI международном симпозиуме по лазерам высокой мощности, Вена, 2006 г.; 3-ем международном конгрессе по стратегическим технологиям – Новосибирск - Томск, 2008 г.; 15-й международной научно-практической конференции "Технологии упрочнения, нанесения покрытий и ремонта: теория и практика" - Санкт-Петербург, 2013 г.

**Публикации:** по результатам исследований опубликовано 90 печатных работ, из них: 40 научных статей в изданиях, рекомендованных ВАК РФ; 3 патента и 2 авторских свидетельства на изобретения; 3 статьи в зарубежных изданиях, 8 - в вузовских и академических журналах и сборниках научных трудов, 34 - в трудах международных и всероссийских конференций. В автореферате приведен список из 60 основных публикаций.

**Структура и объем работы:** диссертация состоит из введения, шести разделов, заключения, списка литературы из 268 наименований, приложений, изложена на 432 страницах основного текста, содержит 196 рисунков и 19 таблиц.

## ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

**Во введении** обоснована актуальность темы диссертационной работы, отражена степень ее разработанности, методология и методы исследования, степень достоверности и апробация результатов; сформулированы: цель и задачи исследования, научная новизна, теоретическая и практическая значимость работы; изложены положения, выносимые на защиту.

**В первом разделе** "Структура и свойства металлических материалов, подвергнутых высокотемпературному нагреву (аналитический обзор)" проведен анализ научно-технической литературы по проблемам формирования структуры и свойств металлических материалов в условиях высокотемпературного локального нагрева. Такое воздействие на материалы осуществляется при реализации многих технологических процессов, в том числе процессов сварки, наплавки, жидкофазного спекания композиционных покрытий на углеродистых сталях, поверхностного легирования металлов и сплавов с использованием различных источников энергии. Проблемам сварки и наплавки посвящены многие работы, выполненные коллективами отечественных и зарубежных материаловедов. Результаты обширных исследований реализованы в целом комплексе упрочняющих технологий, основанных на локальном высокоэнергетическом воздействии на поверхностные слои металлических изделий.

С позиций обеспечения качества гетерофазных металлических материалов актуальна разработка обобщенных подходов к проблеме оптимизации технологий, использующих нагрев локальных объемов материалов до температур плавления. Как правило, происходящие при этом структурные преобразования сопровождаются снижением ряда важных показателей конструктивной прочности материалов, в том числе предела текучести, статической и усталостной трещиностойкости. Образование литой структуры с дефектами в виде пор, раковин, микротрещин является причиной снижения пластичности и ударной вяз-

кости. Анализ процессов, имеющих место в расплаве и в зонах термического влияния, позволяет обосновать технологические решения, обеспечивающие повышение качества материала. На основе анализа, проведенного в первом разделе работы определен перечень наиболее технологичных способов, пригодных для решения задач по снижению дефектности структуры материалов, подвергнутых нагреву до температур плавления. Степень применимости и эффективности этих способов необходимо оценивать применительно к гетерофазным материалам, подвергнутым расплавлению в локальных объемах. К этим способам относятся: изменение температурно-временных режимов процессов расплавления и кристаллизации путем применения различных схем подвода энергии и регулирования режимов нагрева и охлаждения материалов; введение инокуляторов; подбор исходного структурного состояния материалов; термическое и деформационное воздействие на материал, претерпевший структурные изменения после высокотемпературного нагрева и др. В разделе показано, что описанные в литературе технические решения по устранению степени дефектности материалов, доведенных до состояния локального плавления, не систематизированы. В литературе отсутствуют обобщенные подходы к решению отмеченных проблем. Степень влияния негативных факторов, сопутствующих различным технологическим процессам, не обсуждается. Для многих технологических процессов нет обобщенных представлений о целесообразности учета физико-химической и термомеханической совместимости компонентов получаемых композиций. С учетом данных, представленных в литературном обзоре, сформулированы цель и задачи исследования, направленные на разработку общих подходов к снижению дефектности структуры гетерофазных металлических материалов конструкционного и инструментального назначения, подвергаемых высокотемпературному нагреву вплоть до появления локальных объемов жидкой фазы.

**Во втором разделе** "Материалы и методы проведения исследований" описаны материалы, выбранные для проведения экспериментальных работ и методы их исследования. Задачи, поставленные в диссертационной работе, предполагают необходимость использования широкого спектра материалов. Номенклатура использованных материалов превышала двадцать наименований. В качестве основных материалов были выбраны техническое железо и стали: 09Г2С, 20, 30ХГСА, 45, 40Х, У8, М76, Э76, 12Х18Н10Т, 20Х23Н18, 110Г13Л. Техническое железо выполняло функцию модельного материала. Кроме сталей для исследований были использованы титановые (BT1-0, BT6, BT20) и алюминиевые сплавы (01420, Д16Т, АМг2М, АМцН).

В работе применялись технологические процессы высокотемпературного нагрева гетерофазных материалов, приводящие к плавлению их локальных объемов: сварка (электродуговая, электроконтактная, лазерная, взрывом), наплавка порошковых композиций (в вакуумных печах; лазерным лучом; пучком электронов, выведенным в воздушную атмосферу). Технологические эксперименты были выполнены на современном оборудовании, включая уникальное (промышленный ускоритель ЭЛВ-6 производства ИЯФ СО РАН, лазерный технологический комплекс "Сибирь" производства ИТПМ СО РАН и камеры для сварки взрывом Института гидродинамики СО РАН). Для изучения

структурных преобразований в исследуемых материалах использовали комплекс современного аналитического оборудования: металлографические и электронные микроскопы с энергодисперсионными анализаторами, рентгеновский дифрактометр с высокотемпературной камерой, атомно-эмиссионный и рентгенофлуоресцентный спектрометры, система синхронного термического анализа. В качестве основных методов исследования свойств материалов применяли прочностные испытания на растяжение, изгиб, трещиностойкость и триботехнические испытания в различных условиях внешнего воздействия.

**В третьем разделе "Роль жидкой фазы в формировании структуры и обеспечении комплекса механических свойств металлических материалов в процессах сварки плавлением и наплавки"** представлены результаты изучения закономерностей формирования дефектов структуры сварных швов, полученных с использованием различных источников энергии, и способы снижения негативного влияния этих дефектов на свойства полученных композиций.

Наиболее характерные дефекты структуры, обусловленные высокотемпературным нагревом материалов, образуются при реализации процессов сварки. Большинство видов сварки сопровождается формированием локальных объемов расплава соединяемых заготовок, первичной кристаллизацией расплава и перекристаллизацией материала в переходных зонах. При сварке низкоуглеродистых сталей плавлением, вне зависимости от типа источника энергии и других параметров процесса, формируется явно выраженная градиентная структура. Материал, контактирующий с расплавом, под действием отводящегося тепла подвергается полной перекристаллизации. Периферийные участки зоны термического влияния приобретают структуру, характерную для неполной перекристаллизации, в которой тонкие прослойки материала имеют уникальную феррито-перлитную структуру с особо мелкими колониями перлита (менее 2...3 мкм). Однако комплекс свойств материала с градиентным строением определяется поведением структурной составляющей, обладающей худшими свойствами. В большинстве сварных швов такой структурной составляющей является феррит видманштеттова типа (рисунок 1).

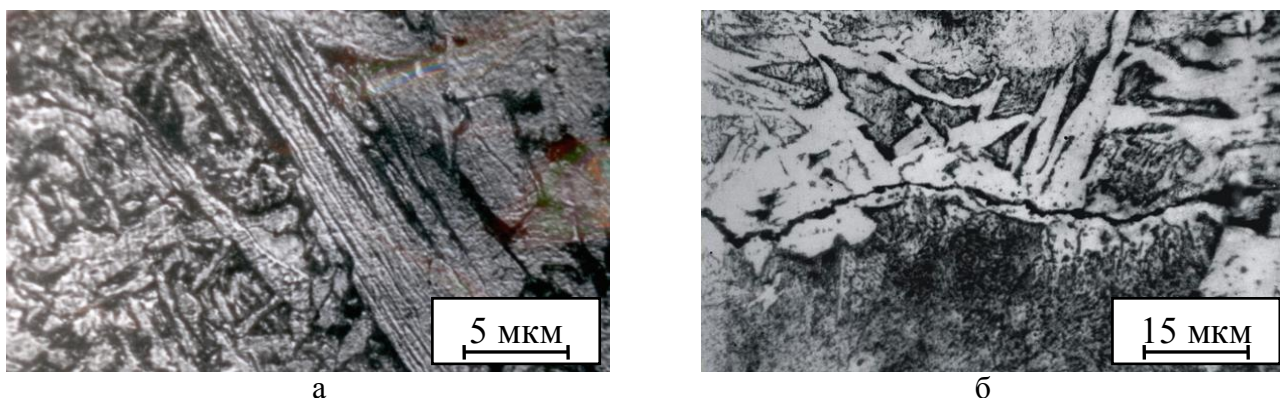


Рисунок 1 – Структура феррита видманштеттова типа, окаймляющего бывшие аустенитные зерна (а) и разрушение зоны термического влияния стыкового сварного шва стали 20 при усталостных испытаниях (б)

Причиной формирования кристаллов такого типа является перегрев основного материала, обусловленный его контактом с ванной жидкого расплава.

Обладая невысокими прочностными свойствами и пониженной пластичностью, видманшеттов феррит приводит к снижению показателей надежности сварных швов (ударной вязкости, трещиностойкости). Такое поведение кристаллов видманшеттова феррита обусловлено выделением мелкодисперсных частиц цементита вдоль границ слоев толщиной 300...1000 нм.

При сварке плавлением сталей с высоким содержанием углерода, а также сварке легированных сталей, наибольшую проблему составляет формирование закалочных структур, склонных к хрупкому разрушению, и напряжений высокого уровня. В работе показано, что практика регулирования термических циклов путем предварительного нагрева, медленного охлаждения и последующей термической обработки сварных швов позволяет обеспечить достаточный уровень качества соединения из однородных сталей. В то же время, использование методов управления термическими циклами при сварке разнородных по составу металлических материалов является малоэффективным. Во многих случаях при сварке разнородных материалов формируются швы со структурой, охрупченной выделениями высокопрочных фаз, в частности, карбидами и интерметаллидами. При сварке легированных сталей с углеродистыми проблема осложняется образованием микрообъемов закаленного материала с высоким уровнем напряжений. Присутствие жидкой фазы обеспечивает повышение скорости массопереноса и приводит к образованию термически стабильных зон, обогащенных легирующими элементами и углеродом. Особенности, характерные для сварки разнородных сталей, были подробно изучены на примере стыковой контактной сварки заготовок из высокоуглеродистой рельсовой стали М76 и хромоникелевой стали 12Х18Н10Т. Методами структурного анализа установлено, что даже в условиях замедленного охлаждения сварных соединений в сварном шве и в зоне термического влияния со стороны хромоникелевой стали формируются микрообъемы высокопрочного мартенсита (рисунок 2).

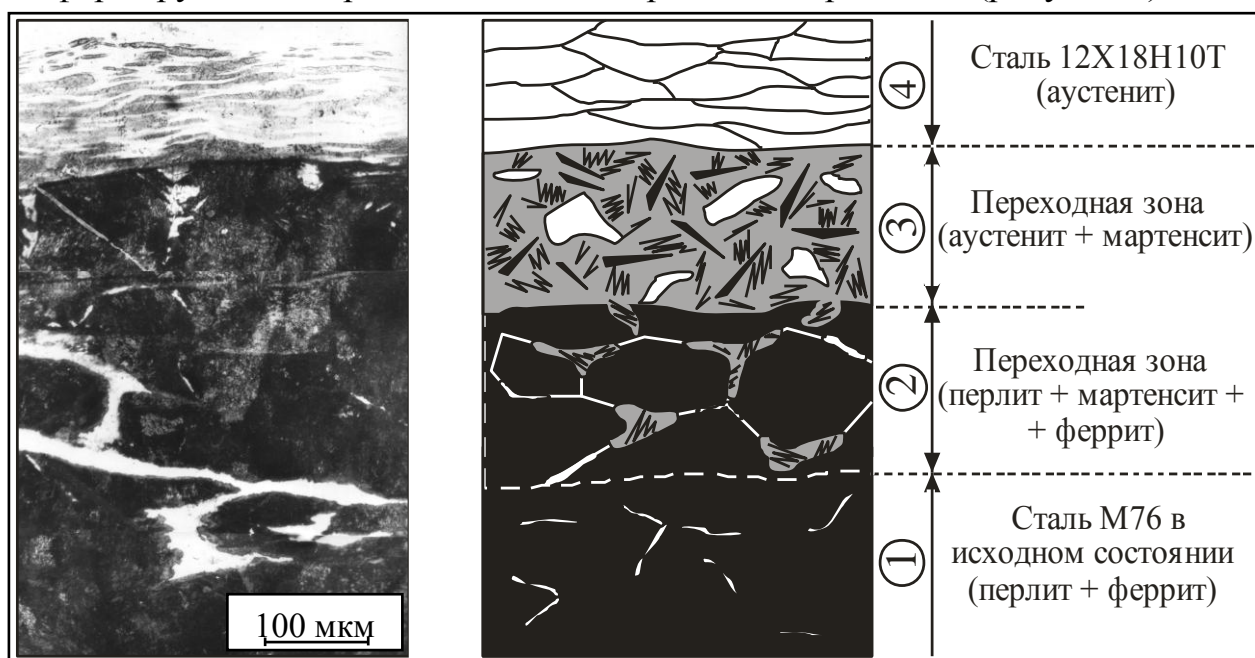


Рисунок 2 - Строение сварного шва “сталь М76 - сталь 12Х18Н10Т”, полученного по технологии стыковой контактной сварки: а - общий вид, б - схема шва

Выделения мартенсита имеют форму узких прослоек твердостью 4500...6000 МПа, ориентированных параллельно поверхности контакта стальных заготовок. В зоне термического влияния микрообъемы мартенсита преимущественно располагаются в виде сетки по границам бывших аустенитных зерен. Образование высокопрочного мартенсита приводит к формированию напряжений, являющихся причиной образования микротрещин в зоне сварного шва. Исследования показали, что образование прослоек мартенсита является результатом обогащения хромоникелевой стали углеродом, поступающим в шов из высокоуглеродистой стали. Высокая термическая стабильность мартенсита не позволяет избавиться от него даже при использовании длительного отпуска при 700 °С и высокотемпературного отжига полученных соединений (с нагревом до 1000 °С).

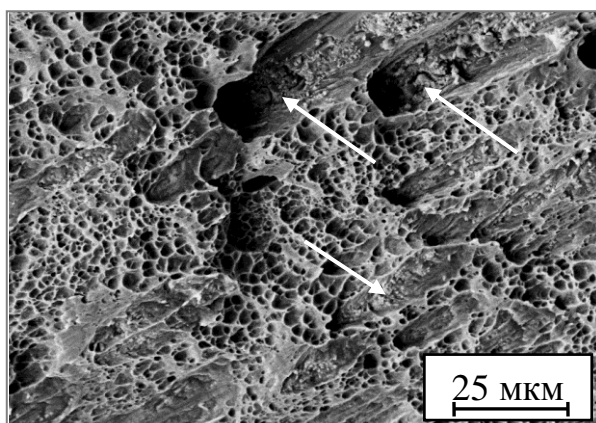
Наличие в рельсовой стали примесей серы приводит к образованию в сварных швах включений сульфида титана, являющихся дополнительными центрами зарождения трещин в сварном шве. С целью минимизации негативного влияния неметаллических включений на свойства сварных швов в стальных заготовках должно быть уменьшено содержание вредных примесей.

Сварка плавлением легированных сталей и металлических сплавов с повышенным содержанием легирующих элементов сопровождается снижением комплекса механических свойств сварных соединений вследствие проявления процессов ликвации и образования дефектов в виде хрупких фаз и пор. Эти дефекты являются типичными при использовании источников энергии высокой концентрации. При стыковой лазерной сварке пластин из нержавеющей хромоникелевой стали зоны термического влияния не имеют ярко выраженных структурных отличий от основного металла и прочность сварных швов на растяжение превышает предел прочности основного материала. В то же время, образование хрупких фаз, возникающих в результате химического взаимодействия легирующих элементов (рисунок 3 а), является причиной снижения ударной вязкости материала в 2...3 раза.

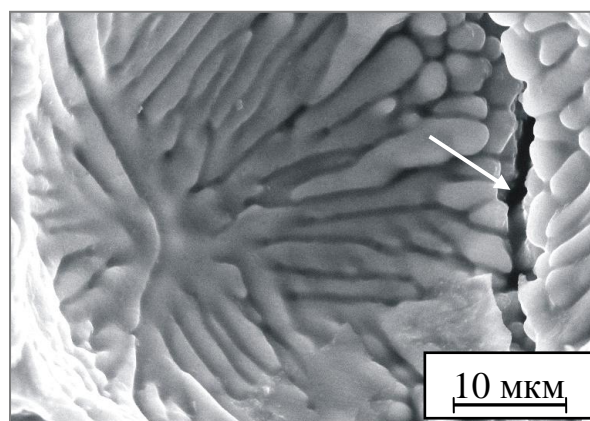
Структура сварного шва после первичной кристаллизации в значительной степени зависит от температуры испарения легирующих компонентов. Так например, лазерная сварка алюминиевого сплава 01420 сопровождается интенсивным испарением лития и магния. В результате формируются закрытые поры, на стенках которых можно отчетливо наблюдать дендритную структуру сварного шва (рисунок 3б). Оптимизация температурно-временных режимов сварки позволяет снизить количество дефектов, но не обеспечивает их полного исключения.

На основании проведенных исследований были обоснованы и разработаны эффективные технические решения по снижению дефектности структуры локальных объемов материалов, формируемой в сварных швах, и степени влияния дефектов на прочностные свойства сварных соединений. Анализ результатов экспериментальных исследований показал, что наиболее эффективные способы снижения дефектности структуры сварных швов в гетерофазных материалах основаны на изменении химического состава зоны расплава.





а



б

Рисунок 3 - Формирование дефектов структуры при лазерной сварке сплавов сложного химического состава: а - образование в сварном шве стали 12Х18Н10Т хрупких фаз (показаны стрелками), содержащих  $Ti$  (до 85 %) и  $Ni$ ; б - образование пор, являющихся источником зарождения трещин (показано стрелкой), в шве сплава 01420

Для ряда методов сварки плавлением рациональным является использование барьерных слоев в виде вставок из металлических пластин, имеющих химический состав отличный от свариваемых материалов, обеспечивающий ограничение образования хрупких фаз и способствующий снижению уровня остаточных напряжений в зоне сварного шва. Использование промежуточной вставки из стали 20 при сварке рельсовой стали Э76 (сталь Э76 содержит почти вдвое меньше серы, чем сталь М76) с высоколегированной хромоникелевой позволило ограничить содержание углерода в сварных швах и предотвратить формирование опасных прослоек высоколегированного мартенсита, характеризующегося повышенной склонностью к хрупкому разрушению. Предложенный способ сварки запатентован и прошел промышленные испытания. Особенность сварных соединений, полученных этим способом, заключается в том, что материал сварного шва прочнее основного материала; при нагружении соединения распространение трещины происходит по рельсовой стали. Испытания реальных сварных конструкций на трехточечный изгиб показали значения разрушающих усилий не менее 1500 кН при допустимых нормах прогиба, что выше предусмотренных техническими условиями и соответствует прочностным свойствам модельных швов "сталь М76 - сталь 20 - сталь 12Х18Н10Т - сталь М76". Высокая эффективность подхода, основанного на использовании промежуточной вставки из меди, была подтверждена также при лазерной сварке титана ВТ1-0 и стали 12Х18Н9Т.

При выполнении работы были изучены возможности улучшения структуры материалов путем введения в расплав инокуляторов в виде тугоплавких наноразмерных частиц. При лазерной сварке сталей в качестве инокуляторов, обеспечивающих улучшение структуры, формирующейся в процессе первичной кристаллизации, предложено использовать наноразмерные частицы оксида иттрия в количестве  $\sim 0,02$  % от массы расплава.

Один из подходов к решению проблемы повышения качества сварных швов, рассмотренных в данной работе, основан на дополнительном энергетическом воздействии непосредственно на ванну жидкого расплава наложением

ультразвуковых колебаний. Дополнительное воздействие ультразвуковых колебаний непосредственно на ванну жидкого расплава показало свой эффект только при сварке массивных заготовок.

В работе были проведены исследования по выявлению условий сварки, препятствующих формированию структуры видманштеттова феррита. Экспериментально показано, что кристаллы феррита видманштеттова типа никогда не образуются при реализации процессов сварки взрывом. Следует подчеркнуть, что в большинстве случаев сварка взрывом, также как и процессы сварки плавлением, сопровождается перегревом локальных зон стальных заготовок и образованием микрообъемов расплава. Установлено, что формированию кристаллов видманштеттова феррита препятствуют такие факторы как пластическая деформация с высокими степенями, а также высокая дисперсность структуры, характерная для интенсивной пластической деформации и кратковременного пребывания материала в перегретом состоянии. На примере сварки взрывом многослойных соединений типа "сталь 20 – сталь 20" (рисунок 4) показано, что размер зерен полиэдрического феррита, образующихся вблизи вихревых зон расплава в слое толщиной 50...100 мкм, деформированном со степенью  $\varepsilon \sim 4...6$ , составляет  $\sim 0,3...3$  мкм.

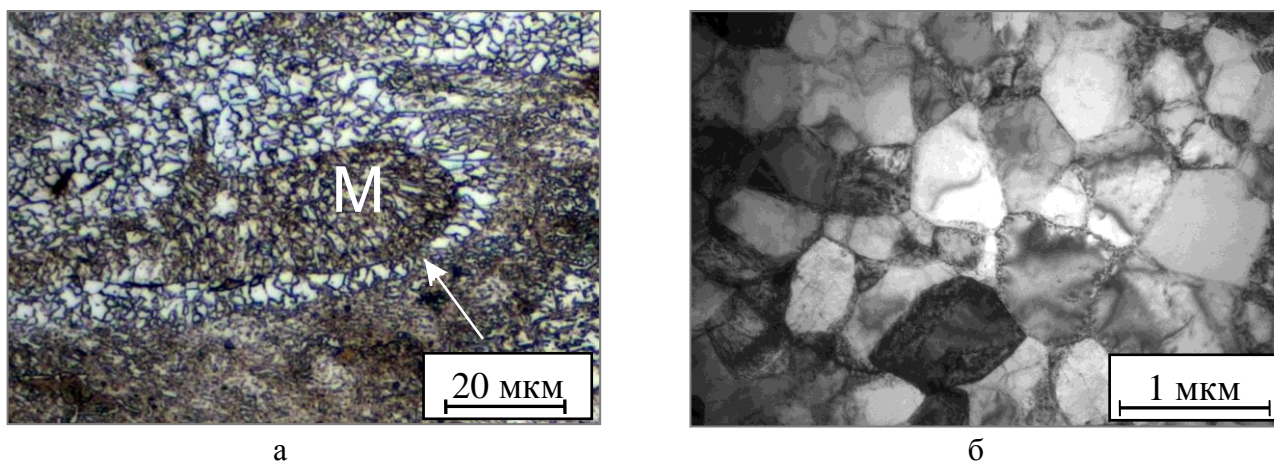


Рисунок 4 - Строение вихревой зоны, сформированной при сварке взрывом пластин из стали 20 (а) и структура феррита на границе с зоной расплава (б) (указана стрелкой на рисунке а): М - зона первичной кристаллизации из расплава, в которой при ускоренном охлаждении образован мартенсит

Процесс сварки взрывом, реализующийся в течение малого времени (менее  $10^{-6}$  с) при высоких значениях давления (до 23,5 ГПа), эффективен при сварке разнородных материалов. В работе разработан и запатентован способ сварки разнородных металлических материалов с использованием энергии взрыва, обеспечивающий изготовление высокопрочной биметаллической вставки без образования хрупких фаз. Полученная сваркой взрывом вставка используется в комбинации со сваркой плавлением для получения конструкции, состоящей из разнородных материалов. При этом, сварка плавлением выполняется на однородных материалах, что позволяет избежать формирования хрупких фаз и напряжений растяжения критического уровня.

В работе решалась задача снижения негативного влияния структуры с кристаллами видманштеттова типа, образующимися в зонах термического



влияния сварных швов при реализации большинства типов сварки низкоуглеродистых сталей. В результате проведенных исследований установлено, что одним из рациональных путей исправления дефектной структуры является термомеханическая обработка локальных объемов поверхностных слоев сварного шва, в качестве которой предложена пластическая деформация индентором, колеблющимся с частотой 18...22 кГц. Важная особенность этой технологии заключается в возможности устранения дефектов не только в сварных швах, но также и в зонах термического влияния. Экспериментально показано, что под действием высокопрочного индентора, колеблющегося с ультразвуковой частотой, в низкоуглеродистых сталях формируется явно выраженная градиентная структура в слое толщиной до 450 мкм. Наиболее заметные структурные преобразования, сопровождающиеся повышением плотности дислокаций до  $\sim 10^{11}$  см<sup>-2</sup> и образованием дислокационных построений ячеистого типа, происходят в поверхностных слоях стальных заготовок на глубине до 100 мкм. Проведение дополнительной термической обработки сварных швов углеродистых сталей, пластически деформированных ультразвуковым инструментом, приводит к измельчению зерна феррита до 0,3...0,5 мкм и формированию равномерно распределенных наноразмерных карбидных частиц со средним размером  $\sim 25$  нм (рисунки 5). Результатом структурных преобразований является повышение усталостной трещиностойкости материала сварных соединений. Пороговое значение размаха коэффициента интенсивности напряжений поверхностно упрочненных сварных швов возрастает до 2 раз.

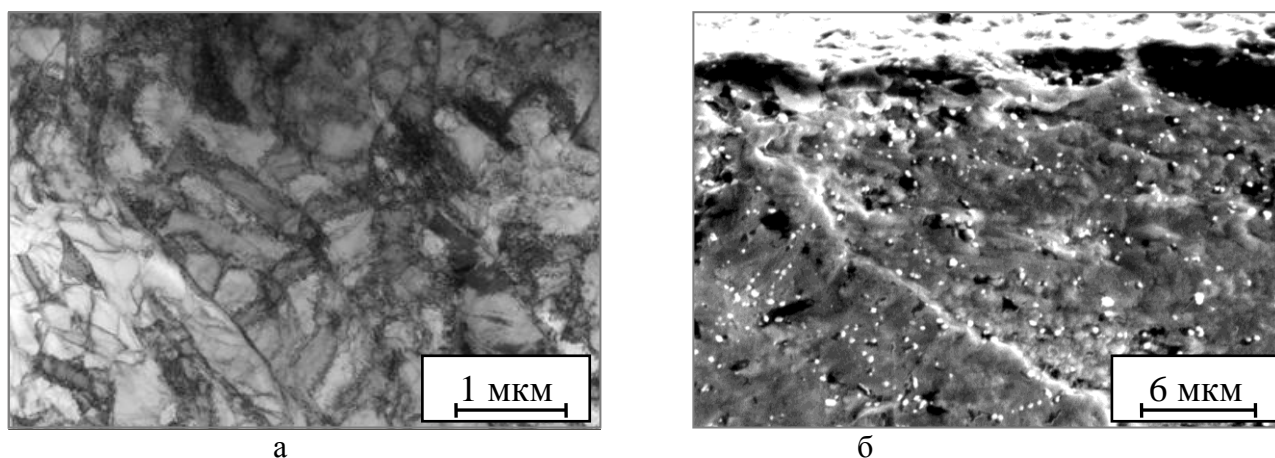


Рисунок 5 - Фрагментированная структура сварного шва стали 09Г2С (а) и распределение карбидов в поверхностном слое сварного шва стали 20 (б) после пластического деформирования индентором, колеблющимся с ультразвуковой частотой

Рентгеноструктурные исследования поверхностно-деформированных слоев на образцах из различных металлических материалов, показали, что уровень напряжений первого рода формируется при первом проходе индентора, колеблющегося с ультразвуковой частотой. Дополнительные (повторные и последующие) проходы деформирующего инструмента существенного влияния на уровень напряжений не оказывают. В то же время на образцах из стали 09Г2С и алюминиевого сплава А5М после многократных проходов инструмента зафиксировано увеличение размеров областей когерентного рассеяния. Этот факт свидетельствует о существенном термическом воздействии при интенсив-

ном пластическом деформировании тонких поверхностных слоев и позволяет рассматривать ультразвуковую обработку как термомеханический процесс, при реализации которого одновременно проявляются, как деформационный, так и тепловой эффекты. Заметного влияния на прочностные свойства стальных образцов толщиной более 10 мм импульсное пластическое деформирование не оказывает. Испытания на усталостную трещиностойкость свидетельствуют о существенном снижении скорости роста трещин в образцах сварных соединений, пластически деформированных колеблющимся индентором и подвергнутых последующему отжигу (рисунок б).

Наплавка металлических материалов на стальные заготовки с использованием технологий сварки характеризуется теми же особенностями формирования дефектной структуры, что и процессы сварки плавлением. При исследовании структуры и свойств поверхностных слоев, полученных методом электроискровой наплавки, было установлено, что основным видом дефектов, определяющих эксплуатационные показатели изделий, являются крупные поры. Экспериментально установлено, что применение технологии поверхностной пластической деформации материалов индентором, колеблющимся с ультразвуковой частотой, позволяет полностью закрыть поры с размером до ~15 мкм.

**В четвертом разделе "Структура и свойства твердосплавных покрытий, сформированных на сталях в присутствии жидкой фазы"** представлены результаты исследования структуры, прочностных и триботехнических испытаний поверхностных слоев сталей, упрочненных металлокерамическими покрытиями, полученными в процессе жидкофазного спекания порошковых смесей.

Анализ работ по формированию защитных покрытий позволяет сделать вывод о том, что высокое качество композиции "покрытие - основной металл" не удастся обеспечить без выполнения требований по термомеханической и физико-химической совместимости материалов. Термомеханическая совместимость предусматривает способность композиции сохранять прочностные и эксплуатационные характеристики в широком диапазоне температур и нагрузок. Требование физико-химической совместимости материалов исключает возмож-

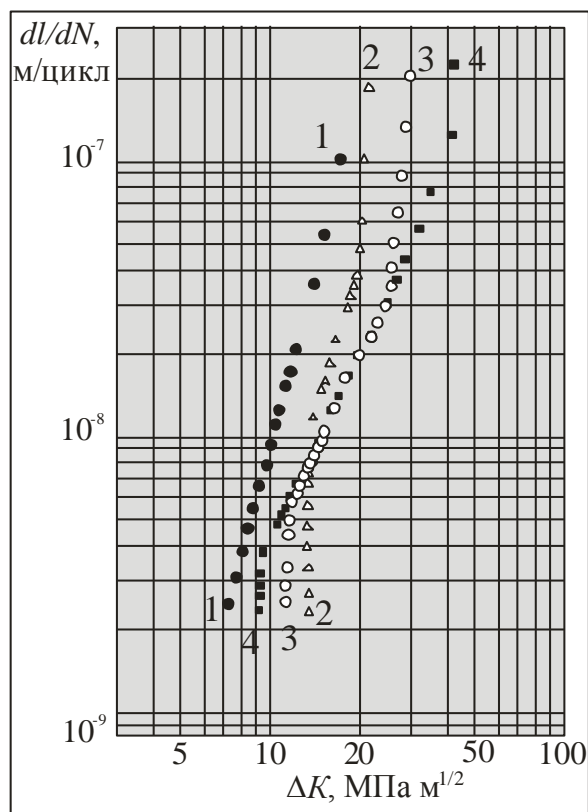
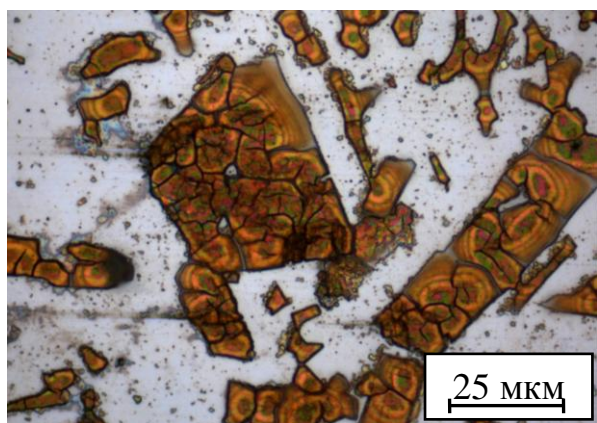
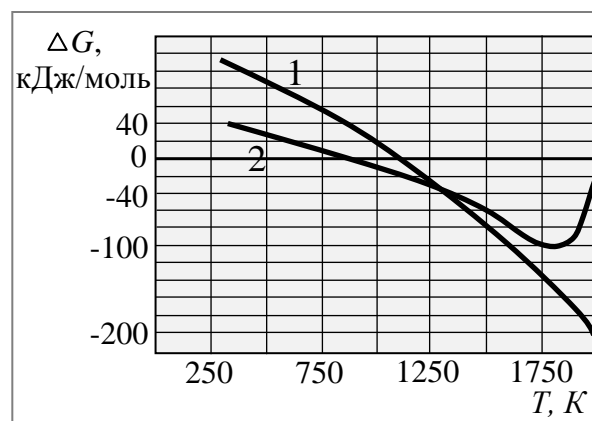


Рисунок 6 – Кинетические диаграммы усталостного разрушения стыковых сварных швов на стали 20: 1 ● – после сварки; 2 Δ – после импульсного пластического деформирования; 3 ○ – после импульсного пластического деформирования и последующего нагрева при температуре 500 °С; 4 ■ – после импульсного пластического деформирования и последующего нагрева при температуре 650 °С

ность образования низкопрочных хрупких фаз. Одновременное выполнение этих требований представляет собой сложную задачу. Для обеспечения термомеханической совместимости твердосплавных покрытий и заготовок из конструктивных углеродистых сталей необходимо сформировать переходную зону со структурой, способствующей эффективному распределению напряжений, обусловленных различием коэффициентов термического линейного расширения стали и твердого сплава. С другой стороны, образование переходной зоны предполагает физико-химическое взаимодействие компонентов основного металла и покрытия, при котором необходимо исключить образование хрупких фаз. С учетом данных требований в диссертационной работе были исследованы процессы взаимодействия вольфрамокобальтовых порошковых смесей со сталями, позволившие разработать технологию спекания твердосплавных покрытий на стальных заготовках. Порошковая смесь ( $WC+Co$ ) наносилась на заготовки в количестве  $0,2 \text{ г/см}^2$ , уплотнялась и нагревалась до температуры появления жидкой фазы. Происходящее в таких условиях жидкофазное спекание порошковой смеси приводит к созданию в получаемой композиции развитой переходной зоны, однако сопровождается формированием и сохранением сложных карбидов типа  $(M)_nC$ , характеризующихся особо высокой склонностью к разрушению (рисунок 7). Проведенные расчеты и экспериментальные исследования показали, что сокращение времени жидкофазного спекания не позволяет исключить процесс образования карбидов типа  $(M)_nC$ . При спекании тонких слоев из твердосплавной порошковой смеси происходит полная деградация карбида вольфрама, сопровождающаяся формированием эвтектической структуры.



а



б

Рисунок 7 – Самопроизвольное разрушение образовавшихся хрупких фаз в плоскости шлифа переходного слоя, формируемого при жидкофазном спекании порошковой смеси ВК6 на стали 20 (а) и расчетные зависимости энергии Гиббса (б) от температуры для реакций:  $2Fe + 4WC \rightarrow Fe_2W_4C + 3C$  (1) и  $4Fe + 2WC \rightarrow Fe_4W_2C + C$  (2)

С целью анализа процессов формирования структуры переходных слоев между основным металлом и покрытием, получаемым из твердосплавной порошковой смеси, были проведены рентгеноструктурные исследования порошковых смесей  $Fe-WC-Co$  после их нагрева до  $400...1200 \text{ }^\circ\text{C}$  и охлаждения до комнатной температуры (рисунок 8), а также непосредственно в процессе нагрева композиции (рисунок 9) в высокотемпературной камере дифрактометра

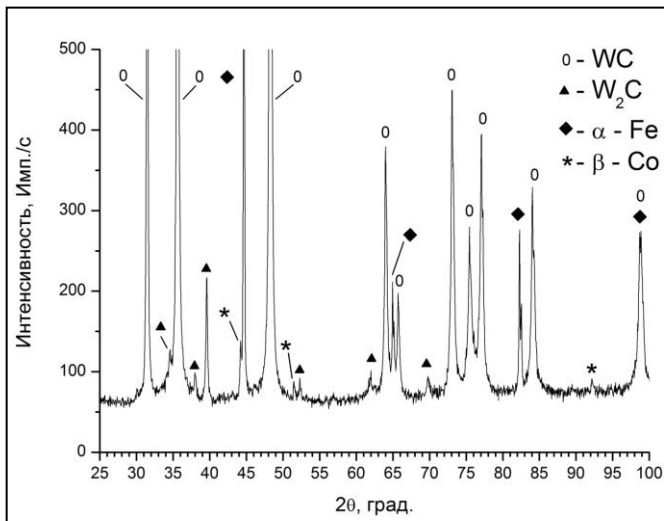
*ARLX TRA* (исследования *in-situ*). При нагреве до 600 °C параметры кристаллических решеток увеличены за счет термического расширения материалов: у  $\alpha$ -железа размер решетки составляет 0,2891 нм, у карбида вольфрама  $WC - a = 0,2915$  нм,  $c = 0,2845$  нм. Нагрев до 800 °C приводит к образованию карбида  $(Fe, W, Co)_{12}C$ . При температурах 800 °C и выше отсутствуют рефлексы, соответствующие  $\beta$ -кобальту, что свидетельствует об участии кобальта преимущественно в образовании химических соединений. По данным дифференциальной сканирующей калориметрии сложные карбиды образуются в покрытии при температурах выше 710 °C. Возникшие карбиды типа  $M_{12}C$  остаются стабильными и после охлаждения композиции до комнатной температуры. Большое значение в сохранении сложных карбидов имеет химический состав порошковой смеси (количество кобальта, свободного и связанного углерода, кислорода). При нагреве порошковой смеси до 1000 °C на рентгенограмме исчезают рефлексы, соответствующие имевшимся в исходной порошковой смеси частицам  $W_2C$ . Сложные карбиды насыщаются углеродом при температуре 1200 °C, о чем свидетельствует наличие на диаграмме рефлексов, соответствующих хрупким карбидам типа  $M_6C$  (рисунок 9 б).

При спекании на стальных заготовках покрытий толщиной более 2 мм в переходных слоях анализируемого материала формируется грубая эвтектика  $Fe-Fe_3W_3C$ , характеризующаяся пониженным уровнем прочностных свойств. Формирование переходной зоны сопровождается ускоренным оплавлением основного металла вдоль грубых дефектов (рисунок 10) кристаллического строения, а ее толщина может превышать 2 мм.

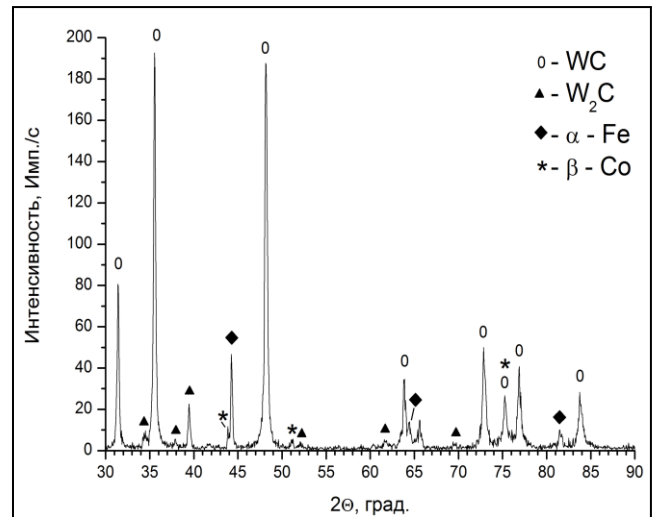
Образование сложных карбидов является закономерным этапом формирования композиции при жидкофазном спекании твердосплавных покрытий, как и при спекании твердых сплавов. Однако неконтролируемый массоперенос железа основного металла и его участие в образовании сложных карбидов нарушает баланс углерода в спеченном твердом сплаве и является причиной сохранения хрупких карбидов в переходной зоне композиции. В работе теоретически и экспериментально доказано, что наиболее эффективным способом избежать образования в переходном слое спеченной композиции сложных хрупких карбидов является изменение химического состава расплава, что позволяет ограничить взаимодействие железа основного металла с частицами карбида вольфрама. Как показали расчеты и эксперименты, минимизация времени пребывания материала связки формируемого покрытия в расплавленном состоянии и использование различных схем нагрева не исключают взаимодействия компонентов покрытия и основного металла и образования хрупких фаз (рисунок 11а). Использование электронно-лучевого и лазерного нагрева не позволяет в поверхностном слое композиции достичь свойств вольфрамокобальтовых твердых сплавов.

Наиболее эффективные решения, препятствующие образованию сложных карбидов, основаны на использовании двух способов изменения химического состава в зоне взаимодействия компонентов. Один из них предусматривает введение дополнительных легирующих элементов в оплавляемую порошковую смесь, второй – создание барьерных слоев. Применение этих подходов, с одной

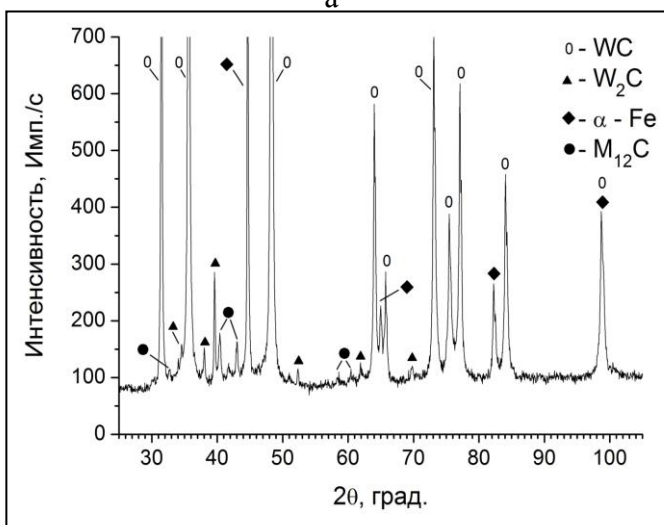




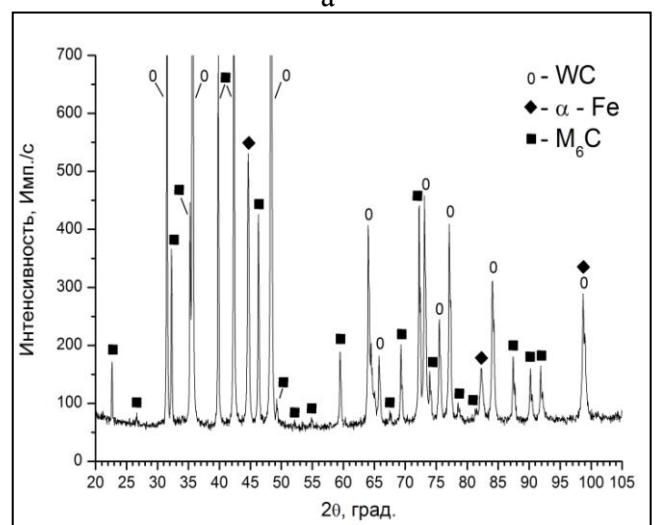
а



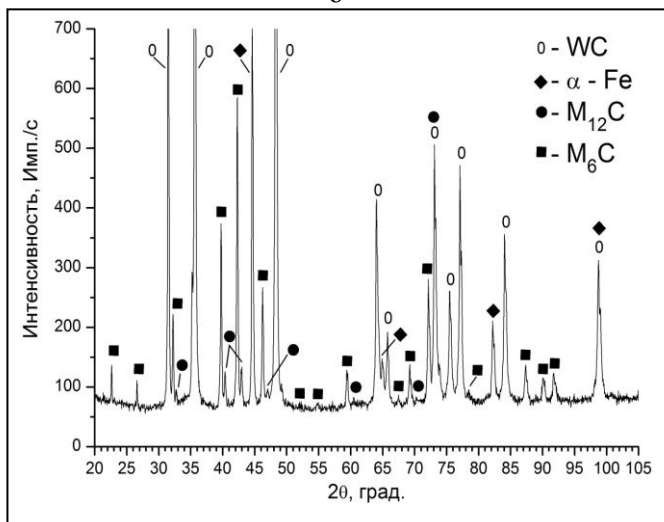
а



б



б



в

Рисунок 8 – Дифракционные картины порошковой смеси твердого сплава марки ВК6 и  $\alpha$ -железа после нагрева до температуры: а – 600 °С; б – 800 °С; в – 1000 °С

Рисунок 9 – Дифракционная картина порошковой смеси твердого сплава марки ВК6 и  $\alpha$ -железа при температурах: а – 600 °С; в – 1200 °С

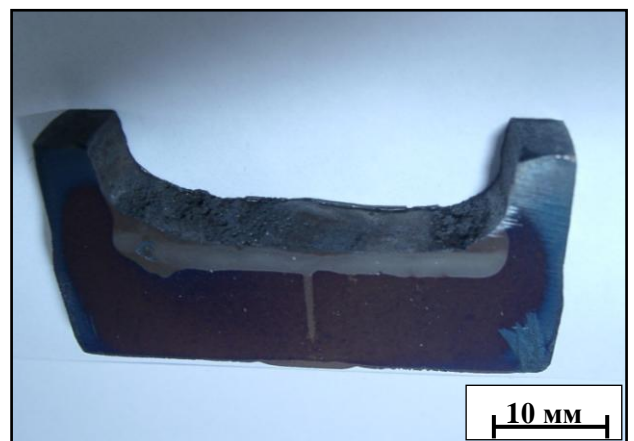


Рисунок 10 – Проплавление материала переходной зоны по дефектным зонам основного металла

стороны, препятствует формированию хрупких фаз, с другой – обеспечивает качественное соединение основного металла с покрытием. Одно из предложенных в работе решений заключается во введении порошка бора в твердосплавную порошковую смесь. Бор позволяет сформировать покрытие со структурой близкой к структуре твердого сплава (микротвердость  $\sim 12$  ГПа) и уменьшить долю хрупких фаз в переходной зоне. Недостатком этого способа является узкий диапазон температурно-временных режимов спекания, не позволяющий изменять толщину переходной зоны между покрытием и основным металлом.

Решения, основанные на формировании барьерных слоев, позволяют не только снижать объемную долю хрупкой фазы в переходной зоне, но и изменять её толщину. Наилучшим образом роль барьерного слоя выполняет поверхностный слой стали, насыщенный бором. Параметры переходной зоны определяются толщиной и структурой борированного слоя стали. Наличие боридов железа в зоне расплава позволяет сформировать развитую переходную зону, в которой отсутствуют низкопрочные сложные карбиды (рисунок 11б).

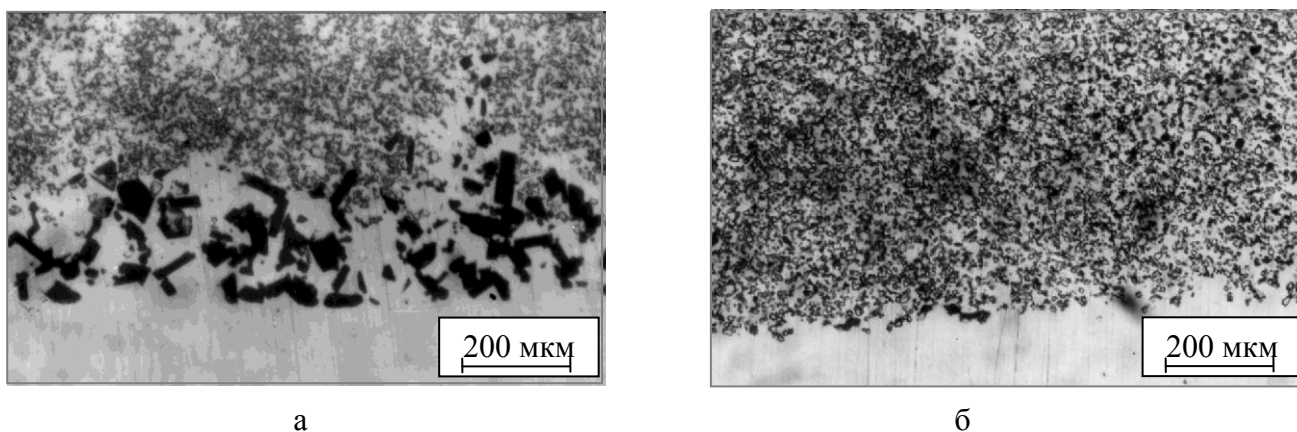
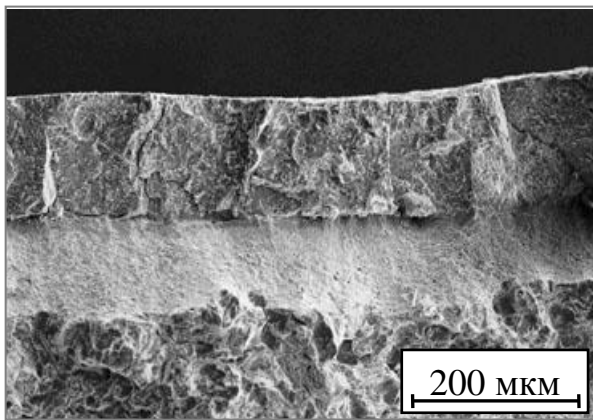


Рисунок 11 – Структура переходной зоны композиции "сталь – покрытие" после жидкофазного спекания твердосплавной порошковой смеси ВК6 на стали У8 (а) и на стали 45, предварительно насыщенной бором при  $T = 900$  °С в течение 6 часов (б)

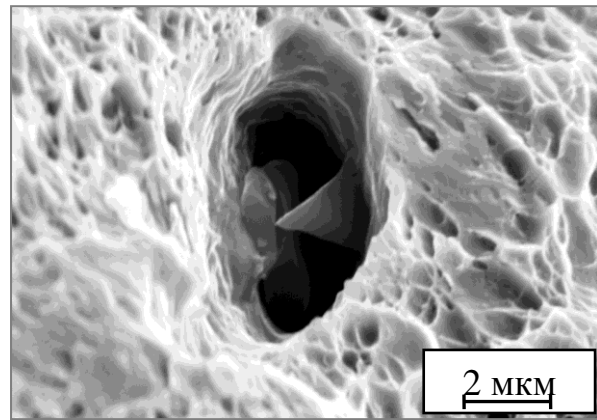
Экспериментально установлено, что наличие переходной зоны, соизмеримой по толщине с твердосплавным слоем, позволяет проводить термическую обработку основного металла при условии защиты твердосплавного слоя от окисления. Это свидетельствует о том, что переходная зона обеспечивает достаточно высокий уровень релаксационных свойств (рисунок 12) и качественную связь покрытия с основным металлом.

Результаты прочностных испытаний закаленной от 850 °С и отпущенной при 300 °С композиции "сталь 45 – покрытие", полученной жидкофазным спеканием порошковой смеси ВК6 на предварительно насыщенной бором стали 45 показали, что покрытие имеет свойства, близкие к свойствам спеченного твердого сплава  $WC-Co$ , несмотря на то, что его структура является матричной и не имеет жесткого каркаса из частиц упрочняющей фазы; микротвердость находится на уровне 13 ГПа. Установлено, что композиция пригодна для эксплуатации в условиях усталостного нагружения (рисунок 13).

Установлено, что образованию частиц сложных карбидов типа  $M_6C$  в спеченном покрытии препятствуют предварительно сформированные барьерные слои, ограничивающие химическое взаимодействие железа основного



а



б

Рисунок 12 – Фрактограммы поверхности излома образцов, полученных жидкофазным спеканием порошковой смеси ВК6 на насыщенной бором стали 45; температура насыщения бором 900 °С, температура спекания 1180 °С; закалка от 850 °С; отпуск при 300 °С: а – покрытие, переходная зона и основной металл, б – переходная зона

металла с частицами карбида вольфрама. Проведенные эксперименты показали, что использование в качестве барьерных слоев твердосплавных порошковых смесей на основе кобальта и карбида титана также повышает комплекс свойств получаемых композиций. Твердость поверхностного слоя в композиции "ВК6 - (60 %  $TiC$  + 40 %  $Co$ ) - сталь 20", полученной с учетом предложенного решения, достигает 12 ГПа.

При выполнении экспериментальных исследований по жидкофазному спеканию твердосплавных покрытий была выявлена наследственность дефектов структуры основного материала и структуры порошковой композиции. Показано, что с целью исключения дефектов в виде проплавов в переходной зоне композиции исходная структура основного материала должна быть мелкозернистой. Неравномерность распределения частиц упрочняющей фазы эффективно исправляется пластическим деформированием поверхностного слоя композиции индентором, колеблющимся с ультразвуковой частотой, при этом твердость покры-

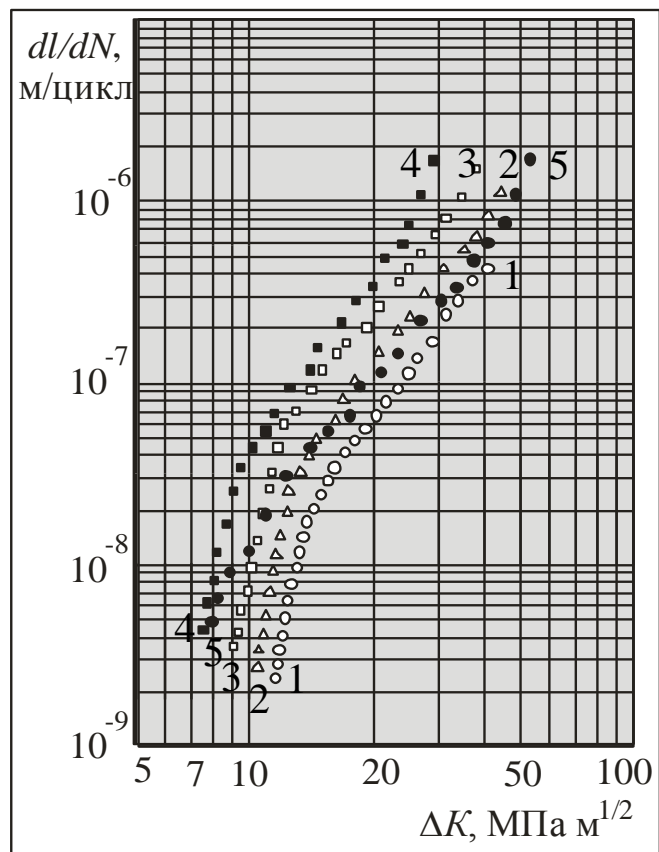


Рисунок 13 – Кинетические диаграммы усталостного разрушения композиций, полученных на стали 45 при различных температурах насыщения бором в течение 6 часов:

- 1 ○ – температура борирования 850 °С;
- 2 △ – температура борирования 900 °С;
- 3 □ – температура борирования 950 °С;
- 4 ■ – температура борирования 1000 °С;
- 5 ● – сталь 45 отжиг 900 °С

тия повышается на величину до 16 %.

Установлено, что введение в состав вольфрамокобальтовой порошковой смеси наноразмерных частиц карбида вольфрама позволяет улучшить триботехнические и прочностные свойства спеченной композиции только в случае, если в этих частицах соблюден баланс углерода (50 атомных процентов). С целью формирования малодефектных частиц монокарбида вольфрама предложен способ эпитаксиального выращивания нанотрубок оксида вольфрама, подвергаемых газовой карбидизации. На предложенный способ получен патент РФ.

**В пятом разделе** "Структура и свойства поверхностных слоев стальных заготовок после вневакуумной электронно-лучевой термической обработки и поверхностного легирования" описаны особенности охрупчивания поверхностных слоев углеродистых сталей, подвергнутых воздействию источников энергии высокой концентрации. Известно, что абсолютное большинство технологических процессов термической обработки, в частности закалка, предполагает нагрев стальных заготовок до температур значительно ниже линии солидус. Обусловлено это необходимостью формирования мелкозернистой структуры аустенита и образующегося из него мелкокристаллического мартенсита. Перегрев материала отражается на свойствах термически обработанного материала сугубо отрицательно. При реализации методов поверхностной термической обработки, основанных на использовании источников концентрированной энергии, проявляются особенности формирования структуры, характерные для высокоскоростного нагрева и последующего быстрого охлаждения стальных заготовок. Одна из них заключается в малой длительности пребывания нагретого слоя в аустенитном состоянии, что не позволяет растворить в  $\gamma$ -фазе цементит и другие соединения и сформировать однородную структуру, необходимую для получения высокопрочного мартенсита. По этой причине в условиях высокоскоростного нагрева специалисты вынуждены резко повышать температуру нагрева поверхностных слоев вплоть до линии солидус, а иногда и превышать ее. При этом в течение короткого времени локальные микрообъемы поверхностных слоев находятся в жидкофазном состоянии. Экспериментальные исследования показали, что образование жидкой фазы даже в микрообъемах негативно отражается на комплексе механических свойств сталей, также, как это происходит при сварке и наплавке материалов.

В диссертационной работе анализируемые особенности рассмотрены на примере вневакуумной электронно-лучевой обработки углеродистых сталей. Одна из особенностей формирования тонкой структуры поверхностно закаленных сталей характерна для этой обработки и обусловлена кратковременным пребыванием нагретой до высоких температур стали в воздушной атмосфере. Методами структурного анализа показано, что при нагреве стали до температуры близкой к линии солидус, то есть, даже в отсутствие микрообъемов жидкой фазы в тонком поверхностном слое заготовки, формируются дефекты в виде охрупченных границ аустенита, негативно отражающихся на комплексе механических свойств металла. Следует подчеркнуть, что размер аустенитного зерна при этом позволяет считать структуру стали мелкозернистой.



Вторая особенность технологических процессов обработки сталей, основанных на высокоскоростном нагреве, также связана с недостатком времени, необходимого для выравнивания химического состава. За время пребывания стали в аустенитном состоянии в течение  $\sim 0,04$  с крупные кристаллы цементита не успевают полностью раствориться. Совместно с доцентами В.В. Иванцовским и И.А. Батаевым было показано, что присутствие в сталях крупных кристаллов цементита в условиях высокоскоростного нагрева приводит к локальному плавлению микрообъемов нагреваемого электронным лучом поверхностного слоя заготовки. Причина отмеченного явления связана с тем, что в условиях высокоскоростного высокотемпературного нагрева эвтектическая реакция в локальных микрообъемах развивается быстрее растворения крупных кристаллов цементита. Таким образом, в зонах с нерастворившимися цементитными пластинами при температуре эвтектического превращения образуются микрообъемы расплава, в пределах которых в процессе последующего охлаждения формируется мелкодисперсный ледебурит. Экспериментально установлено, что при реализации процессов электронно-лучевого и лазерного нагрева такая структура образуется при размерах кристаллов цементита более 1...5 мкм. Математическое моделирование показало, что в эвтектоидной стали со структурой пластинчатого перлита и толщиной цементитных пластин более 0,1 мкм участки ледебурита могут быть получены при скорости нагрева электронным лучом не менее  $35000 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ .

На основании полученных в работе результатов сформулированы рекомендации о необходимости ограничивать размеры структурных составляющих материалов при реализации большинства промышленных процессов сварки, наплавки, жидкофазного спекания покрытий из порошковых композиций, электронно-лучевого легирования и термообработки.

Как и большинство промышленных процессов сварки, электронно-лучевая наплавка порошковых материалов на стальные заготовки сопровождается формированием жидкой фазы. На рисунке 14 показана структура поверхностного слоя с частицами боридов железа  $FeB$  после электронно-лучевой наплавки на углеродистую сталь аморфного бора. Использование электронно-лучевого нагрева для легирования поверхностного слоя углеродистой стали бором позволяет формировать модифицированные слои толщиной до 2 мм и таким образом

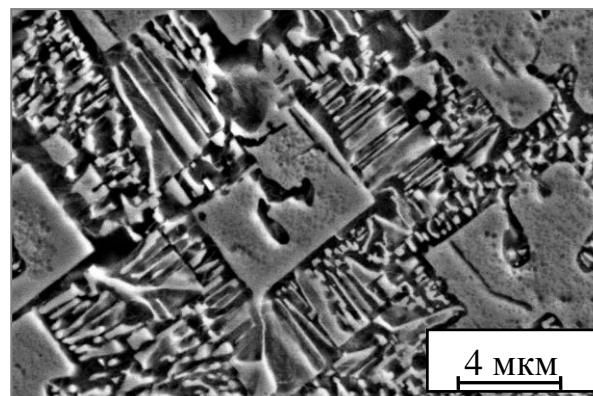
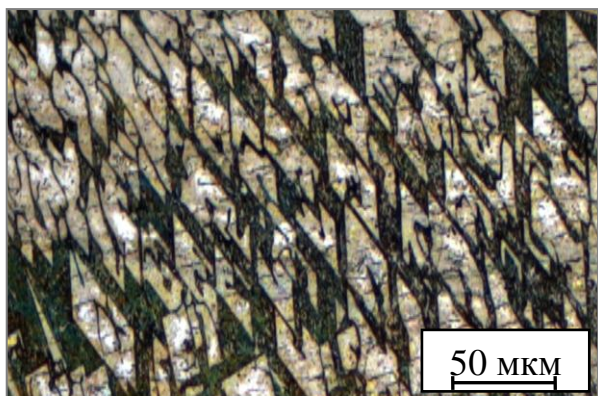


Рисунок 14 - Структура поверхностного слоя стали 20 после вневакуумного электронно-лучевого поверхностного легирования аморфным бором

расширяет возможности управления структурой переходных слоев с упрочняющими твердосплавными покрытиями, формируемыми жидкофазным спеканием порошковых композиций. Однако, даже кратковременное пребывание поверхностного слоя материала в жидкофазном состоянии является причиной перегрева нижележащих слоев и формирования в стали явно выраженной зоны термического влияния, для которой характерным является рост аустенитного зерна.

Эксперименты показали, что с целью снижения негативного влияния зоны термического влияния на комплекс механических свойств композиции "покрытие - основной металл" в качестве основного металла целесообразно использовать стали, микролегированные титаном или ниобием. Образующиеся в этих сталях мелкодисперсные карбиды, обладающие высокими значениями температуры растворения и остающиеся термически стабильными при повышенных температурах, оказывают благоприятное влияние на комплекс механических свойств материалов. Их роль заключается в сдерживании роста аустенитного зерна при нагреве стали и уменьшении размеров элементов структуры, образующейся при охлаждении материала; этот эффект повышается с повышением скорости нагрева материала. Измельчение структуры микролегированием титаном и ниобием не приводит к существенному росту микротвердости и прочностных свойств материалов. Положительное влияние микролегирования проявляется при испытаниях на ударную вязкость разрушения (рост от 10 до 25 %), а также при контактно-усталостном нагружении.

**В шестом разделе** "Промышленные испытания результатов исследований и использование их в учебном процессе" приведены примеры использования результатов диссертационной работы при решении ряда практических задач, поставленных промышленными предприятиями. Эти задачи были связаны, главным образом, с необходимостью выбора эффективных технологических решений, обеспечивающих комплекс повышенных механических свойств деталей машин и элементов конструкций, эксплуатирующихся в тяжелых условиях внешнего нагружения материалов.

При выполнении работы были обоснованы и разработаны технологические рекомендации по поверхностному упрочнению боковых граней железнодорожных рельсов и повышению долговечности тяжело нагруженных деталей погружных перфораторов. С учетом полученных данных оптимизирована исходная структура деталей буровых насосов и предложена технология их упрочнения, разработаны рекомендации по повышению надежности и долговечности раскатных роликов станов типа *Leifeld*, а также повышению износостойкости пальцев мельниц. На основе результатов проведенных исследований предложены решения по интенсификации процесса лазерной резки путем наложения ультразвуковых колебаний на ванну жидкого расплава, оптимизирован технологический процесс сварки листовых заготовок с использованием лазерного комплекса "Сибирь - 2". С учетом полученных данных обоснован эффективный подход к решению проблемы повышения надежности особо ответственных конструкций железнодорожного транспорта. Результаты работы используются в учебном процессе в Новосибирском государственном техническом универси-

тете при реализации бакалаврских и магистерских образовательных программ в области материаловедения.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Реализация многих технологических процессов, используемых для сварки металлических материалов, поверхностного упрочнения деталей машин и элементов конструкций, нанесения различного рода защитных покрытий связана с высокотемпературным воздействием на локальные зоны заготовок, которое сопровождается формированием зон расплавленного металла. Даже кратковременное пребывание материала в жидкофазном состоянии приводит к кардинальным преобразованиям исходной структуры, негативно отражающимся на комплексе его механических свойств. Основными факторами, приводящими к снижению показателей конструктивной прочности материалов при появлении в заготовках локализованных объемов жидкой фазы, являются: образование дефектов литейного происхождения (структуры дендритного типа, пор, раковин, микротрещин), низкопластичных зон термического влияния, кристаллов феррита видманштеттова типа, примыкающих к расплавленным микрообъемам, образование грубых частиц хрупких фаз и микрообъемов закаленного металла, формирование остаточных напряжений растягивающего типа.

2. При реализации большинства технологических процессов высокотемпературной обработки сталей с феррито-перлитной структурой в зонах, контактирующих с расплавом, по границам зерен бывшего аустенита формируются кристаллы феррита видманштеттова типа. Установлено, что эти кристаллы, снижающие пластичность материала, имеют структуру пластинчатых построений толщиной  $0,1...1,0$  мкм с выделениями мелкодисперсных частиц цементита между пластинами. Несмотря на значительный перегрев локальных зон стальных заготовок и образование микрообъемов расплава, кристаллы феррита видманштеттова типа никогда не образуются при реализации процессов сварки взрывом. Факторами, препятствующими их формированию, являются пластическая деформация с высокими степенями и высокая дисперсность структуры, характерная для интенсивной пластической деформации и кратковременного пребывания материала в перегретом состоянии. Размер зерен полиэдрического феррита, образующихся вблизи вихревых зон расплава в слое толщиной  $50...100$  мкм, деформированном со степенью  $\varepsilon \sim 4...6$ , составляет  $0,3...3$  мкм.

3. Для процессов сварки и наплавки разнородных материалов, а также жидкофазного спекания композиционных покрытий обоснованы технические решения, направленные на обеспечение термомеханической и физико-химической совместимости разнородных материалов. Предложенные решения основаны на использовании методов интенсивной пластической деформации, термопластическом воздействии, формировании барьерных слоев, модифицировании расплава наноразмерными частицами, применении микролегированных сталей, использовании промежуточных вставок. Обоснованные в работе решения способствуют эффективному сопряжению разнородных материалов, созданию переходных зон с плавным изменением напряженного состояния, минимизации уровня внутренних напряжений, предотвращению образования низкопрочных хрупких фаз.

4. Экспериментально установлено, что нестабильность прочностных характеристик сварных соединений "рельсовая сталь - хромоникелевая сталь", полученных по технологии стыковой электроконтактной сварки, обусловлена формированием в зонах сварных швов микрообъемов высоколегированного материала с повышенным содержанием углерода и серы. Снижению комплекса механических свойств материалов способствует образование хрупких сульфидов титана и прослоек высоколегированного мартенсита, обладающего пониженным уровнем пластичности. Экспериментально показано, что избежать образования мартенсита не удастся даже при существенном снижении скорости охлаждения материала сварного шва. Присутствие в швах неметаллических включений и прослоек легированного высокоуглеродистого мартенсита является причиной низкой энергоемкости разрушения материалов при ударных нагрузках и температурах ниже  $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Обоснован способ получения надежного сварного соединения крестовины из марганцовистой стали с рельсом из углеродистой стали, заключающийся в использовании дополнительных промежуточных вставок из низкоуглеродистых сталей, ограничивающих диффузию углерода из углеродистой стали в сварной шов, обогащенный хромом, никелем и титаном. Ограничение содержания серы и использование промежуточных вставок, выполняющих барьерную функцию, позволяет повысить трещиностойкость сварных соединений до уровня, превышающего трещиностойкость рельсовой стали.

5. Выявлены факторы, обеспечивающие формирование качественных твердосплавных вольфрамкобальтовых покрытий на заготовках из углеродистых сталей. Методами рентгеноструктурного анализа и растровой электронной микроскопии установлено, что образование сложных карбидов типа  $(M)_nC$ , отличающихся повышенной хрупкостью, обусловлено избытком железа и недостатком углерода в зоне расплава и является характерным для высокотемпературной обработки порошковой вольфрамкобальтовой смеси, нанесенной на сталь. Экспериментально установлено, что при нагреве твердосплавной смеси в присутствии железа образование сложных карбидов начинается при температурах  $710\text{ }^{\circ}\text{C}$  и продолжается вплоть до появления жидкой фазы. Обосновано применение барьерных слоев, препятствующих формированию в оплавленных покрытиях грубых охрупчивающих карбидов. Установлено, что предварительное борирование поверхностных слоев углеродистой стали является эффективным способом управления структурой и свойствами твердосплавных покрытий и переходных зон. Применение барьерных слоев позволяет формировать твердосплавные покрытия, характеризующиеся структурой и свойствами, соответствующими металлокерамическим твердым сплавам ( $HV \approx 1200$ ), отсутствием хрупких фаз в переходной зоне, прочной связью с основным металлом. Показатели относительной износостойкости разработанных покрытий при трении о закрепленные частицы абразива незначительно уступают износостойкости металлокерамических твердых сплавов.

6. Изучено влияние импульсного пластического деформирования поверхностных слоев сварных швов, зон термического влияния и поверхностных слоев с наплавленными упрочняющими и восстанавливающими покрытиями на их

структуру и свойства. Показано, что пластическое деформирование материалов индентором, колеблющимся с ультразвуковой частотой, обеспечивает изменение характера напряженного состояния и устранение дефектной структуры в слое толщиной до 450 мкм. Эффект, обеспечиваемый пластическим деформированием колеблющимся индентором, сопоставим с эффектом термомеханической обработки, реализуемой в локальных объемах поверхностного слоя.

7. Установлено влияние исходного состояния на конечную структуру сталей при воздействии источников энергии высокой концентрации. Наличие грубых выделений цементита является причиной протекания эвтектической реакции и формирования жидкой фазы при реализации процессов высокоскоростного нагрева стальных заготовок.

8. С целью исключения охрупчивания основного металла в переходных зонах, формируемых в углеродистых сталях при сварке, наплавке, жидкофазном спекании покрытий, поверхностном легировании и термической обработке с использованием источников энергии высокой концентрации предложено использовать микролегирование основного материала титаном или ниобием. Эффективность предложенного решения повышается с увеличением скорости нагрева материала. Показано, что введение 0,1 % *Nb* позволяет уменьшить рост аустенитного зерна в процессе нагрева до температур, близких к линии солидус, в 2...2,5 раза по сравнению с нелегированным материалом.

9. Выявлены закономерности роста наноразмерных частиц оксида вольфрама в виде нанотрубок при нагреве до температуры появления жидкой фазы порошковой смеси пассивированных наноразмерных частиц меди с вольфрамом. Разработан способ получения наноразмерных трубок оксида вольфрама, которые используются для создания малодефектных наноразмерных частиц карбида вольфрама.

10. Результаты промышленных испытаний подтверждают достоверность выводов и рекомендаций, сделанных при выполнении диссертационной работы. Анализ особенностей эксплуатации реальных промышленных изделий свидетельствует о том, что устранение дефектов кристаллического строения, обусловленных пребыванием материала в перегретом или жидкофазном состоянии, способствует существенному росту показателей надежности и долговечности деталей. По результатам исследований предложены режимы вневакуумной электронно-лучевой закалки боковых граней железнодорожных рельсов, предназначенных для установки на участки пути с малыми значениями радиуса кривизны. Обоснованы и разработаны технологические процессы объемного и поверхностного упрочнения тяжело нагруженных деталей погружного перфоратора, бурового насоса, деформирующего инструмента раскатных станков, мельницы. По сравнению с серийными изделиями стойкость экспериментальных образцов в 1,5...3,0 раза выше. Разработана технология сварки разнородных материалов, на которую получен патент Российской Федерации. При сварке элементов стрелочных переводов предложенное решение позволяет повысить качество изделий и на 30...40 % снизить количество бракованных сварных соединений.

11. Результаты экспериментальных и теоретических исследований, полученные при выполнении работы, включены в учебные курсы, входящие в планы бакалаврской и магистерской подготовки по направлению "Материаловедение и технология новых материалов" в Новосибирском государственном техническом университете. При выполнении научных исследований и в учебном процессе используются специализированные установки по определению триботехнических свойств и ударно-усталостной трещиностойкости, разработанные и модернизированные в соответствии с задачами диссертационного исследования.

### **Перспективы дальнейшей разработки темы**

При выполнении работы изучены особенности структуры, обусловленные формированием локальных зон расплава при воздействии на металлические материалы различных источников высокотемпературного нагрева. Даны представления о наиболее характерных дефектах строения, возникающих в технологических процессах, предусматривающих нагрев до температур появления жидкой фазы. На основании проведенных исследований сделаны предложения по минимизации негативного влияния образующейся дефектной структуры.

Перспективы дальнейшей разработки темы связаны с поиском новых эффективных технических решений, ориентированных на обеспечение термомеханической и физико-химической совместимости разнородных материалов. Технологические особенности использования источников энергии высокой концентрации предполагают множество подходов к решению отмеченных проблем. Проведенные исследования свидетельствуют о том, что единого универсального решения проблем, характерных для процессов, основанных на высокотемпературном воздействии, нет. Обоснованные в работе предложения целесообразно использовать для улучшения структуры и повышения комплекса механических свойств сталей более сложного химического состава, широко применяемых в промышленном производстве. Важные результаты могут быть получены при использовании методов математического моделирования явлений, сопровождающих процессы высокоскоростного нагрева и охлаждения металлических материалов. В первую очередь речь идет о моделировании напряженного состояния в локальных зонах заготовок различной формы при реализации различных методов теплового воздействия на металлические материалы. Анализ полученных результатов проведенных исследований свидетельствует о перспективности развития направления, связанного с разработкой технологических процессов получения наноразмерных кристаллов различного химического состава. Целесообразно развитие исследований по получению высокодисперсных частиц карбида вольфрама на основе нановолокон оксида вольфрама.

### **Список основных работ, опубликованных автором по теме диссертации**

#### В изданиях, рекомендованных ВАК

1. Surface-layer formation by melting tungsten-cobalt powder mixtures on steel [Text] / V. G. Burov, V. A. Bataev, S. V. Veselov, Z. B. Bataeva, T. S. Sameishcheva // Russian Engineering Research. – 2012. – Vol. 32, № 1. – P. 95–97.

2. Структура стальных сварных швов, формируемых с использованием источников энергии высокой концентрации [Текст] / В. Г. Буров, А. П. Алхимов, И.

А. Батаев, Е. Д. Головин, А. О. Токарев, Е. Е. Корниенко // Доклады Академии наук высшей школы Российской Федерации. – 2012. – № 1 (18). – С. 52–60.

3. Поведение наноразмерных частиц карбида вольфрама при высокотемпературном нагреве [Текст] / В. Г. Буров, И. А. Батаев, Д. С. Терентьев, А. А. Дробяз // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2012. – № 1. – С. 107–109.

4. Особенности образования и строения вихревых зон, формируемых при сварке взрывом углеродистых сталей [Текст] / И. А. Батаев, А. А. Батаев, В. И. Мали, В. Г. Буров, Е. А. Приходько // Физика металлов и металловедение. – 2012. – Т. 113, № 3. – С. 247–254.

5. Анализ тепловых эффектов, протекающих в вольфрамокобальтовых порошковых смесях при нагреве до температур жидкофазного спекания [Текст] / Д. С. Терентьев, В. Г. Буров, А. А. Разумаков, Е. Д. Головин // Ползуновский вестник. – 2012. – № 3. – С. 89–92.

6. Формирование поверхностных слоев при оплавлении вольфрамокобальтовых порошковых смесей на сталях [Текст] / В. Г. Буров, В. А. Батаев, С. В. Веселов, З. Б. Батаева, Т. С. Самейцева // СТИН: станки инструменты. – 2011. – № 10. – С. 20–22.

7. Формирование дисперсно-упрочненного композиционного материала WC-Ag в условиях высокоскоростного нагрева [Текст] / А. А. Дробяз, В. Г. Буров, В. А. Батаев, Е. А. Дробяз, С. В. Веселов, М. Г. Голковский // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2011. – № 5. – С. 3–6.

8. Формирование WC/Ni твёрдосплавного покрытия с частицами твердой смазки MoS<sub>2</sub> методом детонационного напыления [Текст] / Xin Jiang, K. Munders, В. А. Батаев, В. Г. Буров, С. В. Веселов // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2011. – № 2 (51). – С. 48–52.

9. Образование хрупкой фазы в сварных швах аустенитной хромоникелевой стали в процессе лазерной сварки [Текст] / В. Г. Буров, А. И. Попелюх, Е. Д. Головин, А. Ю. Огнев, Е. О. Бородин // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2011. – № 2 (51). – С. 53–56.

10. Влияние наноразмерного оксида иттрия на структуру швов титанового сплава BT20, получаемых по технологии лазерной сварки [Текст] / Е. Д. Головин, В. Г. Буров, А. М. Оришич, А. Н. Черепанов, А. И. Смирнов, Д. Д. Головин // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2011. – № 2 (51). – С. 57–59.

11. Локализация пластического течения в низкоуглеродистой стали, деформированной взрывом [Текст] / И. А. Батаев, А. А. Батаев, И. А. Балаганский, В. Г. Буров, Е. А. Приходько, Н. А. Морева, А. А. Руктуев // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т. 14, № 1. – С. 93–99.

12. Формирование наноразмерных частиц оксида вольфрама [Текст] / В. Г. Буров, Н. Ф. Уваров, А. А. Дробяз, Д. С. Терентьев, И. Ю. Резанов, И. А. Невзоров // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2010. – № 3 (48). – С. 39–40.

13. Формирование твёрдосплавных покрытий с наноразмерной карбидной фазой [Текст] / В. Г. Буров, А. А. Дробяз, Д. С. Терентьев // Обработка метал-



лов: технология, оборудование, инструменты. – 2010. – № 3 (48). – С. 37–38.

14. Структурные исследования сварных швов, полученных методом стыковой контактной сварки заготовок из разнородных сталей [Текст] / А. А. Никулина, А. А. Батаев, А. И. Смирнов, В. Г. Буров // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты.* – 2010. – № 2 (47). – С. 24–28.

15. Синтез наноразмерного порошка карбида вольфрама [Текст] / В. Г. Буров, А. А. Дробяз, Д. С. Терентьев, И. С. Чуканов // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты.* – 2010. – № 1 (46). – С. 3–5.

16. Пластическое деформирование наплавленных покрытий [Текст] / В. Г. Буров, И. А. Батаев, Е. Е. Корниенко, А. А. Дробяз // *Научный вестник НГТУ.* – 2010. – № 1 (38). – С. 93–97.

17. Образование дефектов мартенситной структуры в процессе закалки сталей с использованием электронного пучка, выведенного в атмосферу [Текст] / Е. А. Дробяз, В. А. Батаев, В. Г. Буров, А. М. Теплых // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты.* – 2010. – № 4 (48). – С. 41–44.

18. Влияние реакционной активности основного металла и компонентов наплаваемого покрытия на структуру поверхностного слоя [Текст] / В. Г. Буров, С. В. Веселов, А. А. Дробяз, Д. С. Терентьев // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты.* – 2009. – № 4 (45). – С. 23–24.

19. Влияние исходного состояния на неоднородность структуры углеродистых сталей, упроченных методом вневакуумной электронно-лучевой обработки [Текст] / Е. А. Батаева, И. А. Батаев, В. Г. Буров, М. Г. Голковский, Л. И. Тушинский // *Металловедение и терм. обработка металлов.* – 2009. – № 3. – С. 3–8.

20. Особенности строения кристаллов видманштеттова феррита и цементита [Текст] / И. А. Батаев, А. А. Батаев, В. Г. Буров, Я. С. Лизункова, Е. Е. Захаревич // *Сталь.* – 2008. – № 8. – С. 99–102.

21. Восстановление валов электрических машин с использованием технологии наплавки и ультразвуковой обработки покрытий [Текст] / А. М. Кручинин, Е. Е. Захаревич, И. А. Батаев, А. А. Батаев, В. Г. Буров // *Материаловедение.* – 2008. – № 3. – С. 45–48.

22. Формирование напряженного состояния поверхностных слоев сплавов в результате импульсной ультразвуковой обработки [Текст] / С. В. Веселов, Д. Е. Головин, И. А. Батаев, В. Г. Буров // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты.* – 2007. – № 4 (37). – С. 30–32.

23. Термомеханическая обработка машиностроительных материалов с использованием ультразвукового инструмента [Текст] / В. Г. Буров, В. А. Батаев, Е. А. Батаева, Е. Д. Головин // *Научный вестник НГТУ.* – 2007. – № 4 (29). – С. 85–91.

24. Структурные особенности сварного соединения железнодорожных крестовин с рельсами [Текст] / А. А. Никулина, В. Г. Буров, А. А. Батаев, В. А. Батаев // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты.* – 2007. – № 1 (34). – С. 32–34.

25. Буров, В. Г. Структурная наследственность при нагреве локальных объемов машиностроительных металлических материалов до жидкофазного состояния [Текст] / В. Г. Буров, С. В. Веселов // *Обработка металлов: технология,*



оборудование, инструменты. – 2007. – № 4 (34). – С. 26–27.

26. Особенности усталостного разрушения поверхностно-упрочненных материалов [Текст] / А. Г. Тюрин, Н. В. Плотникова, В. Г. Буров, С. В. Веселов, Е. Д. Головин // Научный вестник НГТУ. – 2007. – № 4 (29). – С. 93–98.

27. Повышение износостойкости стального инструмента с твердосплавными покрытиями [Текст] / В. Г. Буров, А. А. Батаев, А. Г. Тюрин, С. В. Буров, С. В. Веселов, И. А. Батаев // СТИН: станки инструменты. – 2006. – № 7. – С. 20–21.

28. Буров, В. Г. Особенности формирования структуры локальных объемов гетерогенных материалов при высокоэнергетическом нагреве [Текст] / В. Г. Буров // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2006. – № 4 (33). – С. 9–12.

29. Батаев, В. А. Особенности разрушения поверхностного слоя стали, перегретого электронным лучом [Текст] / В. А. Батаев, В. Г. Буров, Е. А. Дробяз // Известия вузов. Черная металлургия. – 2006. – № 12. – С. 60.

30. Особенности структурных превращений, обусловленных высокоскоростным нагревом углеродистых сталей [Текст] / А. А. Батаев, В. В. Иванцовский, И. А. Батаев, В. Г. Буров, А. М. Кручинин // Известия вузов. Черная металлургия. – 2006. – № 10. – С. 31–33.

31. Структурообразование твердосплавных покрытий на стальной поверхности [Текст] / В. Г. Буров, А. А. Батаев, А. Г. Тюрин, С. В. Буров // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2005. – № 1 (26). – С. 9–12.

32. Причины охрупчивания сварных швов при лазерной сварке алюминиевых сплавов [Текст] / А. М. Оришич, И. А. Батаев, В. Г. Буров, А. А. Батаев, Ю. В. Афонин, Э. Г. Шихалев // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2005. – № 4 (29). – С. 8–10.

33. Повышение износостойкости стальных деталей машин и инструментов формированием покрытий из твердого сплава [Текст] / В. Г. Буров, А. А. Батаев, А. Г. Тюрин, С. В. Буров, С. В. Веселов, И. А. Батаев // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2005. – № 2 (27). – С. 22–23.

34. Пластическое деформирование ультразвуковым инструментом наплавленных упрочняющих слоев [Текст] / В. Г. Буров, А. М. Кручинин, С. В. Буров, А. А. Бивалькевич, И. А. Батаев // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2005. – № 3 (28). – С. 20–22.

35. Особенности хрупкого разрушения сварных соединений разнородных сталей [Текст] / А. А. Батаев, В. А. Батаев, В. Г. Буров, А. А. Никулина, С. В. Хлебников // Ползуновский вестник. – 2005. – № 2. – С. 44–46.

36. Особенности формирования сварных швов при лазерной сварке углеродистых сталей [Текст] / В. Г. Буров, А. М. Оришич, А. А. Батаев, Ю. В. Афонин, Е. Д. Головин, А. Ю. Огнев // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2005. – № 4 (25). – С. 13–14.

37. Влияние режимов предварительной химико-термической обработки на свойства стали, упрочненной покрытием на основе порошковой смеси WC-Co [Текст] / В. Г. Буров, И. А. Батаев, С. В. Веселов, А. А. Батаев, А. Г. Тюрин, С. В. Буров // Ползуновский вестник. – 2005. – № 2. – С. 4–9.

38. Влияние микролегирования на структуру поверхностного слоя стали

при высокоэнергетическом воздействии [Текст] / В. Г. Буров, Е. А. Батаева, А. М. Кручинин, А. А. Батаев, С. В. Веселов // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты.* – 2005. – № 3 (28). – С. 20.

39. Буров, В. Г. Особенности формирования твердосплавных покрытий в процессах жидкофазного спекания [Текст] / В. Г. Буров, А. А. Батаев // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты.* – 2004. – № 4 (25). – С. 11–12.

40. Особенности структурных превращений в сталях, обусловленные использованием источников высококонцентрированной энергии [Текст] / А. А. Батаев, И. А. Батаев, В. Г. Буров, В. В. Иванцовский // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты.* – 2004. – № 4 (25). – С. 18–19.

#### Патенты

1. Пат. 2470755 Российская Федерация, МПК С2 В 23 К 20/08, В 23 К 103/18. Способ сварного соединения разнородных металлических материалов [Текст] / И. А. Батаев, А. А. Батаев, В. И. Мали, В. А. Батаев, В. Г. Буров, Е. А. Приходько, Д. В. Павлюкова, Т. В. Журавина, Е. Б. Макарова, В. С. Ложкин, Е. А. Головин, А. А. Дробяз, А. С. Гонтаренко, А. И. Попелюх ; патентообладатель Гос. образоват. учреждение высш. проф. образования, Новосиб. гос. техн. ун-т. – № 2011109489/01 ; заявл. 14.03.11 ; опубл. 27.12.12, Бюл. № 36. – 7 с.

2. Пат. 2451577 Российская Федерация, МПК В 22 F 9/16, В 82 В 3/00, С 01 G 41/02. Способ получения нанотрубок оксида вольфрама [Текст] / А. А. Батаев, В. А. Батаев, В. Г. Буров, Н. Ф. Уваров, А. А. Дробяз, Д. С. Терентьев, А. Ю. Огнев, Е. А. Дробяз, А. М. Теплых, И. А. Батаев, Е. Д. Головин, А. А. Никулина ; патентообладатель Гос. образоват. учреждение высш. проф. образования, Новосиб. гос. техн. ун-т. – № 2010132611/02 ; заявл. 03.08.10 ; опубл. 10.02.12, Бюл. № 4. – 3 с.

3. Пат. 2361030 Российская Федерация, МПК Е 01 В11/44, В 23 К11/04. Способ сварного соединения крестовины из марганцовистой стали с рельсом из углеродистой стали [Текст] / А. А. Батаев, В. А. Батаев, В. Г. Буров, А. А. Никулина, Е. Е. Захаревич, И. А. Батаев, Е. Д. Головин, А. Ю. Огнев, Г. П. Ильин, В. Ф. Ежак, С. В. Хлебников ; патентообладатель Гос. образоват. учреждение высш. проф. образования, Новосиб. гос. техн. ун-т. – № 2007142082/11 ; заявл. 13.11.07 ; опубл. 10.07.09, Бюл. № 19. – 7 с.

#### Статьи в зарубежных изданиях

1. The Formation of Nanosized Tubes and Lamellar Structures of Tungsten Oxide [Text] / D. Terentyev, A. Bataev, I. Bataev, V. Burov, A. Nikulina, A. Bannov // *Advanced Science Letters.* – 2013 – Vol. 19. – P. 3695–3696.

2. Non-vacuum electron-beam boriding of low-carbon steel [Text] / I. A. Bataev, A. A. Bataev, M. G. Golkovsky, A. M. Teplykh, V. G. Burov, S. V. Veselov // *Surface & Coating Technology.* – 2012. – Vol. 207. – P. 245–253.

3. Structure and Fatigue Crack Resistance of Multilayer Materials produced by explosive Welding [Text] / I. A. Bataev, A. A. Bataev, V. I. Mali, V. G. Burov, A. I. Smirnov, E. A. Prikhodko, E. D. Golovin // *Advanced Materials Reserch.* – 2011. Vol. 287–290. – P. 108–111.

### В прочих изданиях

1. Лазерная термообработка с оплавлением поверхности для различных прикладных задач промышленности с целью повышения эксплуатационных свойств [Текст] / В. Г. Буров, А. Г. Маликов, А. М. Оришич, А. Г. Тюрин, А. Н. Черепанов // Технологии упрочнения нанесения покрытий и ремонта: теория и практика : материалы 15 междунар. науч.-практ. конф., Санкт-Петербург, 16–19 апр. 2013 г. В 2 ч. – Санкт-Петербург : Изд-во Политехн. ун-та, 2013. – Ч. 2. – С. 53–57.

2. Особенности строения переходных слоев, формируемых при наплавке на сталь металлокерамических покрытий [Текст] / В. Г. Буров, В. А. Батаев, С. В. Веселов, З. Б. Батаева, Т. С. Самейцева // Современные тенденции в технологиях металлообработки и конструкциях металлообрабатывающих машин и комплектующих изделий : межвуз. науч. сб. – Уфа : УГАТУ, 2011. – С. 101–105.

3. Структура твердосплавных покрытий оплавленных лазерным и электронным лучом [Текст] / В. Г. Буров, А. Г. Тюрин, А. И. Попелух, А. А. Дробяз // Современные тенденции в технологиях металлообработки и конструкциях металлообрабатывающих машин и комплектующих изделий : межвуз. науч. сб. – Уфа : УГАТУ, 2011. – С. 106–112.

4. Структура и механические свойства сварных швов, сформированных в процессе сварки взрывом углеродистых сталей [Текст] / И. А. Батаев, А. А. Батаев, В. И. Мали, В. А. Батаев, В. Г. Буров, В. С. Ложкин // Международная конференция по физической мезомеханике, компьютерному конструированию и разработке новых материалов, Томск, 5–9 сент. 2011 г. – Томск : [ИФПМ СО РАН], 2011. – С. 146–148.

5. Измельчение структуры углеродистой стали в околошовной зоне, сформированной в процессе сварки взрывом тонколистовых пластин [Текст] / А. А. Батаев, И. А. Батаев, В. Г. Буров, М. А. Есиков, Т. В. Журавина, Е. Б. Макарова, В. И. Мали, Д. В. Павлюкова // 4 Всероссийская конференция по наноматериалам (НАНО–2011), Москва, 1–4 марта 2011 г. : сб. материалов. – Москва : ИМЕТ РАН, 2011. – С. 448.

6. Буров, В. Г. Роль физико-химической активности компонентов наплавляемой порошковой смеси и основного металла в формировании структуры поверхностного слоя с твердосплавным покрытием [Текст] / В. Г. Буров, С. В. Веселов // Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов : 20 Уральская школа металловедов-термистов, посвященная 100-летию со дня рождения Н.Н. Липчина, Пермь, Екатеринбург, 1–5 февр. 2010 г. : сб. материалов. – Пермь, 2010. – С. 146.

7. Буров, В. Г. Пластическое деформирование локальных объемов металлических материалов после первичной кристаллизации [Текст] / В. Г. Буров // Современные проблемы в технологии машиностроения : Всерос. науч.-практ. конф., посвящ. 100-летию со дня рождения проф. И. И. Муханова, Новосибирск, 16–17 окт. 2009 г. : сб. тр. – Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2009. – С. 232–234.

8. Термомеханическая обработка литых структур с использованием ультразвукового инструмента [Текст] / В. Г. Буров, А. А. Батаев, И. А. Батаев, Е. Д. Головин, С. В. Веселов // Актуальные проблемы физического металловедения

сталей и сплавов : 19 Уральская школа металловедов-термистов, посвящ. 100-летию со дня рождения акад. В. Д. Садовского, Екатеринбург, 4–8 февр. 2008 г. : сб. материалов. – Екатеринбург : Изд-во УГТУ-УПИ, 2008. – С. 175.

9. Burov, V. G. Titanium CO<sub>2</sub>-Laser Welding [Text] / V. G. Burov // The Third International Forum on Strategic Technologies, IEEE. Russia, Novosibirsk, Tomsk, 23–29 June, 2008 y. – Novosibirsk, 2008. – P. 32–33.

10. Structure and properties of construction steel surface layers modified by using air electron-beam treatment [Text] / V. G. Burov, S. V. Veselov, A. A. Milnikov, N. V. Plotnikova, A. G. Tyurin // The Third International Forum on Strategic Technologies. IEEE, Russia, Novosibirsk, Tomsk, 23–29 June, 2008 y. – Novosibirsk, 2008. – P. 131–133.

11. Reasons for Welds Embrittlement on Welding Aluminium Alloys with Laser Beam [Text] / A. M. Orishich, I. A. Bataev, V. G. Burov, Yu. V. Afonin, E. D. Golovin, A. Yu. Ognev // The Third International Forum on Strategic Technologies. IEEE, Russia, Novosibirsk, Tomsk, 23–29 June, 2008 y. – Novosibirsk, 2008. – P. 80–82.

12. Буров, В. Г. Термопластическое упрочнение поверхностных слоев, подвергнутых локальному расплавлению [Текст] / В. Г. Буров // Проблемы повышения эффективности металлообработки в промышленности на современном этапе : материалы 5 Всерос. науч.-практ. конф., Новосибирск, 28 марта 2007 г. – Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2007. – С. 76–78.

13. Experimental Investigation of CO<sub>2</sub> Laser Welding of Titanium, Low-carbon and Stainless Steel [Text] / A. A. Bataev, I. A. Bataev, V. G., Burov, A. M. Orishich, V. A. Kohnev, A. G. Malikov, E. G. Shikhalev // International Conference on the Methods of Aerophysical Research : Proceedings. P. 2. – Novosibirsk : Parallel, 2007. – P. 3–8.

14. Восстановление валов электрических машин методом электроискровой наплавки и последующим ультразвуковым пластическим деформированием [Текст] / А. М. Кручинин, И. А. Батаев, В. Г. Буров, Е. Е. Захаревич // Проблемы повышения эффективности металлообработки в промышленности на современном этапе, материалы 4 Всерос. науч.-практ. конф., Новосибирск 23 марта 2006 г. – Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2006. – С. 194–199.

15. Буров, В. Г. Влияние структуры и химического состава основного металла на геометрию поверхности раздела покрытие-основа после жидкофазного спекания [Текст] / В. Г. Буров, С. В. Веселов, А. Г. Тюрин // Современные техника и технологии. – Томск : Изд-во ТПУ, 2005. – Т. 2. – С. 20–22.