

Министерство образования и науки Российской Федерации
ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет
им. Г.И. Носова»

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ФИЗИЧЕСКОГО МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Материалы XXIV Уральской школы металлослов-термистов

19-23 марта 2018 года

Магнитогорск

*Ответственные редакторы
М.В. Чукин, А.Н. Емелюшин*

Магнитогорск
2018

Редакционная коллегия:
д-р техн. наук, профессор **М.В. Чукин**,
д-р техн. наук, профессор **А.Н. Емелюшин** – отв. редакторы;
канд. техн. наук **Д.А. Горленко** – отв. за выпуск сборника

Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов: материалы XXIV Уральская школа металловедов-термистов (19-23 марта 2018 года, Магнитогорск) / отв. ред. М.В. Чукин, А.Н. Емелюшин. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2018. – 235 с.

ISBN 978-5-9967-1219-9

В сборнике опубликованы материалы докладов, представленных на XXIV Уральской школе металловедов-термистов специалистами в области металловедения, прочности и пластичности из России и зарубежья, посвященные вопросам физики и механики прочности, пластичности и разрушения материалов; а также закономерностям их структурообразования и формирования механических свойств.

Сборник предназначен для специалистов в областях металлофизики и материаловедения, прочности и разрушения материалов, а также для студентов и аспирантов соответствующих специальностей.

Работа Школы проводится при финансовой поддержке ФГБУ «Российский фонд фундаментальных исследований» (Договор №18-32-10006\18).

ISBN 978-5-9967-1219-9

© Магнитогорский государственный
технический университет
им. Г.И. Носова, 2018

ОГЛАВЛЕНИЕ

<i>О МЕХАНИЗМЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ И ЖЕЛЕЗО-НИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ</i>	
<i>Счастливец В.М., Гундырев В.М., Зельдович В.И.</i>	14
<i>МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ ЭКСПЕРТИЗА КАК ВАЖНЫЙ АСПЕКТ ОБРАТНОЙ СВЯЗИ В ВОПРОСЕ КАЧЕСТВА МЕТАЛЛОПРОДУКЦИИ</i>	
<i>Мерсон Д.Л.</i>	15
<i>ФОРМИРОВАНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ В СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЯХ ПРИ СДВИГОВЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ</i>	
<i>Лобанов М.Л., Русаков Г.М., Пышминцев И.Ю., Данилов С.В., Пастухов В.И., Урцев В.Н., Краснов М.Л.</i>	16
<i>НОВЫЙ МЕТОД НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ И УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ – УЛЬТРАЗВУКОВАЯ УДАРНО-ФРИКЦИОННАЯ ОБРАБОТКА</i>	
<i>Макаров А.В., Саврай Р.А., Малыгина И.Ю., Волкова Е.Г., Буров С.В.</i>	18
<i>МЕТАЛЛУРГИЧЕСКАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ: ПРИРОДА, ОЦЕНКА, УПРАВЛЕНИЕ</i>	
<i>Казakov А.А.</i>	19
<i>ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА</i>	
<i>Попов А.А., Россина Н.Г., Жилыкова М.А.</i>	21
<i>ДИССИПАТИВНАЯ СТРУКТУРА ИЗНОСОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ</i>	
<i>Филиппов М.А., Жилин А.С., Хадыев М.С., Никифорова С.М., Озерец Н.Н., Смагирева Е.А.</i>	22
<i>СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ</i>	
<i>Романов Д.А., Гаевой Е.А., Степиков М.А., Громов В.Е.</i>	25
<i>О СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЯХ И РАСПРЕДЕЛЕНИИ КРЕМНИЯ В БЫСТРООХЛАЖДЕННЫХ ЖЕЛЕЗОКРЕМНИСТЫХ СПЛАВАХ</i>	
<i>Болдырев Д.А.</i>	27
<i>СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ПОКРЫТИЯ SnO₂-Ag</i>	
<i>Романов Д.А., Пронин С.Ю., Гаевой Е.А., Степиков М.А., Громов В.Е.</i>	30
<i>КИНЕТИКА ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНАХ И СТАЛЯХ</i>	
<i>Окишев К.Ю., Мирзаев Д.А., Созыкина А.С.</i>	32
<i>ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ ПЕРЛИТНОГО КЛАССА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАКАЛКОЙ</i>	
<i>Филиппов М.А., Язудин Г.А., Легчило В.В., Эстемирова С.Х., Смагирева Е.А.</i>	33

ЖАРОПРОЧНОСТЬ И МИКРОСТРУКТУРА РОССИЙСКИХ РЕАКТОРНЫХ СТАЛЕЙ С ОЦК РЕШЕТКОЙ, ВКЛЮЧАЯ ДУО МОДИФИКАЦИЮ	
Катаева Н.В., Кочеткова Т.Н., Сагарадзе В.В., Козлов К.А., Леонтьева-Смирнова М.В., Никитина А.А.	35
ПОВЕРХОСТНОЕ ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ПРУЖИННЫХ МАТЕРИАЛОВ	
Бараз В.Р.	35
ЗАЩИТНО-ДЕКОРАТИВНЫЕ ПОКРЫТИЯ МЕДНОНИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ	
Бараз В.Р., Герасимов С.С., Груздева И.А., Исламов И.Б.	37
ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ГИДРОАБРАЗИВНОЙ РЕЗКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СТАЛИ	
Морозова А.Н., Табатчикова Т.И.	39
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ СКОЛЬЖЕНИЯ	
Потехин Б.А., Христолюбов А.С., Илюшин В.В.	41
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАСТВОРИМОСТИ ПОРОШКОВЫХ ЛИГАТУР SiC И Si_3N_4 НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА	
Иванова А.Н.	43
ВЛИЯНИЕ ДИФфуЗИОННОГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ ГОРЯЧИХ ЦИНКОВЫХ ПОКРЫТИЙ	
Фролова А.А., Алимова К.Е.	44
ВЛИЯНИЕ НЕОДНОРОДНОСТИ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ ВОССТАНОВЛЕНИИ СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ ХРОМИРОВАНИЕМ	
Малыш С.В., Ковенский И.М.	46
ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИТЕЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ Al -ДИСКРЕТНЫЕ НАНОВОЛОКНА Al_2O_3	
Куранова Ю.А., Чэнь Ицзинь, Щербakov С.П., Цин Хэ.....	48
СТРУКТУРА И АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ПГ-CP2	
Соболева Н.Н., Макаров А.В., Малыгина И.Ю.	49
СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗЦОВ ИЗ КАРБИДА БОРА, ПОЛУЧЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕХНОЛОГИИ SPS	
Безрукова В.А., Тютюнькова М.К.	50
ЛЕНТОЧНЫЕ ЭПИТАКСИАЛЬНЫЕ ПОДЛОЖКИ ИЗ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ, УПРОЧНЕННЫХ СПЛАВОВ Cu-Ni-Me ($\text{Me} = \text{Cr, Fe, V}$)	
Суаридзе Т.Р., Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Егорова Л.Ю.	52

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО НАВОДОРОЖИВАНИЯ Москвина В.А., Астафурова Е.Г., Майер Г.Г., Мельников Е.В., Астафуров С.В., Захаров Г.Н., Гальченко Н.К.	53
РАЗРАБОТКА И РЕАЛИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ОТВЕТСТВЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ И НЕФТЕГАЗОВОЙ ОТРАСЛИ МЕТОДОМ НЕПРЕРЫВНОЙ ГАЗОПОРОШКОВОЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ Завьялов В.А., Крылова С.Е. Оплеснин С.П. Курноскин И.А.	55
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАЛЕЙ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА БУРИЛЬНЫХ ТРУБ, ПОДВЕРГНУТЫХ КАРБОНИТРАЦИИ Степанчукова А.В., Приймак Е.Ю., Яковлева И.Л., Терещенко Н.А.	57
ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА МАРГАНЦЕВОМЕДНЫХ СПЛАВОВ ВЫСОКОГО ДЕМПФИРОВАНИЯ Теребихина И.Н., Лисовская О.Б.	59
ЭКСПРЕСС КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ МЕЛЮЩИХ ШАРОВ Рубцов В.Ю., Шевченко О.И., Трекин Г.Е.	61
АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ ШАРИКОВ ПОДШИПНИКА ИЗ МАТЕРИАЛА 110Х18М- ШД ДО И ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ Зинин А.Д., Зинин В.Д.	63
ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ УПРОЧНЕНИЯ-РАЗУПРОЧНЕНИЯ СПЛАВОВ Zn-Al ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ Скворцов А.И.	65
ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В ЛИТЕЙНОМ ДИСПЕРСИОННОТВЕРДЕЮЩЕМ СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ Al-Mg-Si Скворцов А.И., Трудноношин А.И., Шалагинов Р.А.	66
ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТВЕРДОСТИ СПЛАВА Zn-27%Al ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ Скворцов А.И., Сергеева А.В.	67
ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ ПЕРЛИТНОГО КЛАССА Филиппов М.А., Ягудин Г.А., Легчило В.В., Хадыев М.С., Озерец Н.Н., Эстемирова С.Х.	69
ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ЛАЗЕРНОЙ ЗАКАЛКИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ Курноскин И.А., Крылова С.Е., Завьялов В.А., Плесовских А.Ю.	71

ИНЖЕНЕРНЫЙ МЕТОД ОЦЕНКИ СПОСОБНОСТИ СТАЛЕЙ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ УПРОЧНЕНИЮ	
Шумяков В.И., Филиппов М.А., Корзунова Е.И., Тюмкова М.В.	73
МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ СИСТЕМЫ ЛЕГИРОВАНИЯ Х2Г2С2МФ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	
Юрченко А.Н.	76
МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ	
Атамашкин А.С., Приймак Е.Ю.	77
ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ И ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ХИМИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ ПО ТОЛЩИНЕ ПОКРЫТИЯ	
Морунов И.В., Крылова С.Е., Оплеснин С.П.	79
ПРИМЕНЕНИЕ РАСТРОВОЙ МИКРОСКОПИИ ДЛЯ ДИАГНОСТИКИ ПРИЧИН РАЗРУШЕНИЯ ТРУБОПРОВОДА	
Чаугарова Л.З.	82
ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОРЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ПУТЕМ ОСАЖДЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-AL ИЗ ПЛАЗМЫ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО РАЗРЯДА	
Варданян Э.Л., Назаров А.Ю., Рамазанов К.Н.	85
РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ГРАДИЕНТНЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ПЛАЗМЫ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО РАЗРЯДА	
Варданян Э.Л., Назаров А.Ю.	87
СОВРЕМЕННОЕ ПОНИМАНИЕ МЕХАНИЗМА ВЛИЯНИЯ КРИОГЕННОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЕЙ НА ИХ СВОЙСТВА	
Сирош В.А., Макаров А.В.	89
УПРОЧНЕНИЕ И ПОВЫШЕНИЕ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДЕФОРМАЦИОННО СТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩЕЙ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКОЙ	
Скорынина П.А., Макаров А.В., Волкова Е.Г., Осинцева А.Л.	92
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СТАРЕНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И МИКРОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	
Лучко С.Н., Макаров А.В., Волкова Е.Г., Осинцева А.Л., Литвинов А.В.	93
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЯВЛЕНИЯ АНОМАЛИИ ТКЛР В МНОГОСЛОЙНОМ МАТЕРИАЛЕ, ПОЛУЧЕННОМ НА ОСНОВЕ СТАЛЕЙ	
Сафонов М.Д., Плехих А.И.	94

ИССЛЕДОВАНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ АУСТЕНИТА В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ	
Березин С. К.....	96
ВЛИЯНИЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ КРУЧЕНИЮ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	
Майер Г.Г., Астафурова Е.Г., Мельников Е.В., Москвина В.А., Астафуров С.В., Гальченко Н.К.....	97
ПРИПОВЕРХНОСТНЫЕ СТРУКТУРЫ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ ПРОВОЛОКИ Сычков А.Б., Столяров А.Ю., Камалова Г.Я.	98
РАЗВИТИЕ ИДЕЙ "ОКСИДНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ" ДЛЯ РЕШЕНИЯ ПРОБЛЕМ ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ ПРИ СВАРКЕ ТРУБ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА	
Житенев А.И., Казаков А.А., Маковецкий А.Н., Шандер С.В.....	101
РАЗРАБОТКА МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ ЭВОЛЮЦИИ ЛИТОЙ СТРУКТУРЫ ФЕРРИТО-БЕЙНИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ЕЕ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКЕ	
Казакова Е.И., Казаков А.А., Пахомова О.В., Житенев А.И.	103
ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ, ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ ВАНАДИЙСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ	
Астафурова Е.Г., Москвина В.А., Майер Г.Г., Бурлаченко А.Г., Гордиенко А.И., Смирнов А.И., Батаев В.А., Гальченко Н.К., Мельников Е.В., Астафуров С.В., Захаров Г.Н.....	105
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА	
Калетина Ю.В., Герасимов Е.Г.	106
ИССЛЕДОВАНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ НА ТИТАНОВЫХ ОСНОВАХ МЕТОДОМ ВНЕВАКУУМНОЙ ЭЛЕКТРОННО- ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКИ	
Лантес И.С.....	107
ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ МЕДИ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ МЕДИ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ ДКУП И ПОСЛЕДУЮЩЕМ НАГРЕВЕ	
Хомская И.В., Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Шорохов Е.В., Абдуллина Д.Н.	109
ДЕФОРМАЦИОННЫЕ И ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ПРОЦЕССЫ, ПРОИСХОДЯЩИЕ ПРИ СХЛОПЫВАНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВЗРЫВА	
Зельдович В.И., Хейфец А.Э., Фролова Н.Ю., Хомская И.В., Шорохов Е.В., Долгих С.М., Смирнов Е.Б., Гаан К.В., Дегтярев А.А.....	110

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ОПЛАВЛЕНИЯ В ВОЗДУШНОЙ АТМОСФЕРЕ	
Чучкова Л.В., Белов А.С., Вялова А.Д.	112
ЗАКАЛКА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР С ПОЛУЧЕНИЕМ ДИСПЕРСНОЙ МНОГОФАЗНОЙ СТРУКТУРЫ	
Панов Д.О., Чернова Т.Ю., Смирнов А.И.	114
СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПРИ РАДИАЛЬНОЙ КОВКЕ	
Панов Д.О., Чернова Т.Ю., Смирнов А.И.	116
ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СЛУЖЕБНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КОМПЛЕКСНО ЛЕГИРОВАННЫХ ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ	
Ромашков Е.В., Крылова С.Е.	118
ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ТРУБОПРОВОДОВ ПРИМЕНЕНИЕМ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ РЕМОНТА ВРЕЗОК	
Ромашкова О.А., Крылова С.Е.	120
ХЛАДОСТОЙКОСТЬ МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ЛАМИНАРНЫМ СТРОЕНИЕМ	
Власова Д.В., Плохих А.И.	122
ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЕ КАРБИДНЫХ ФАЗ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И СВОЙСТВА ЖЕЛЕЗУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ, ЭКОНОМЛЕГИРОВАННЫХ МЕТАЛЛАМИ IV И V ГРУППЫ	
Скорород К.А., Никулина А.А., Рябинкина П.А., Комаров П.Н., Иорх А.Е.	124
ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА ПРЕЦИЗИОННЫХ СПЛАВОВ	
Васюкова Е.С., Мазничевский А.Н., Сприкут Р.В.	126
НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТЕОРИТНОМ МЕТАЛЛЕ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЗЕМНЫХ УСЛОВИЙ	
Яковлев Г.А., Гроховский В.И.	127
СКЛЕРОМЕТРИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМУ ПЛАЗМЕННОМУ АЗОТИРОВАНИЮ С ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩЕЙ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКОЙ	
Лежнин Н.В., Макаров А.В., Осинцева А.Л., Гаврилов Н.В.	129
ОСОБЕННОСТИ ИСПЫТАНИЯ ТОНКОЛИСТОВЫХ СТАЛЕЙ НА МАЛОЦИКЛОВУЮ УСТАЛОСТЬ	
Линдеров М.Л., Мерсон Д.Л., Нужин И.Н., Брынько А.Н.	130
ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ГАЛЬВАНИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ	
Кулемина А.А.	131

ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННАЯ ОБРАБОТКА КАК СПОСОБ ПРОИЗВОДСТВА ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ	
Голубева А.А., Дмитриев В.Н., Коновалов С.В.	132
ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ЖИДКОСТНОГО БОРИРОВАНИЯ С ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ РАЦИОНАЛЬНЫХ СТРУКТУР ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ И СЕРДЦЕВИНЫ СТАЛИ 30ХГСА	
Красуля А.А., Помельникова А.С., Цих С.Г.	133
ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ ASP2030 ПЕРЕД ИОННО- ПЛАЗМЕННЫМ УПРОЧНЕНИЕМ	
Курганов А.В.	135
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА ЭП718 ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В НЕФТЯНОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ	
Шахматов А.В., Алексеева Е.Л.	137
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БЕСКАРБИДНОГО БЕЙНИТА В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ	
Калетин А.Ю., Калетина Ю.В.	139
ПРИМЕНЕНИЕ СОВРЕМЕННЫХ МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ ДЛЯ ОЦЕНКИ ПРИЧИН ПОВРЕЖДЕНИЯ И СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛА ТРУБОПРОВОД	
Дорофеева А. Г. Плеханов В. И.	140
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ Fe-Ni ВНЕЗЕМНОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ	
Гроховский В.И.	142
КАРБИДЫ В МЕТЕОРИТАХ	
Муфтахетдинова Р.Ф., Яковлев Г.А., Брусницына Е.В., Гроховский В.И.	143
НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЕ ИОННОЕ АЗОТИРОВАНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6	
Аззамов Р. Д., Тагиров А. Ф., Николаев А. А., Хусаинов Ю. Г., Есипов Р. С.	145
МЕТАСТАБИЛЬНЫЕ СОСТОЯНИЯ В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ И ИХ ЭВОЛЮЦИЯ	
Илларионов А.Г.	146
ОСВОЕНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СИСТЕМНО ЛЕГИРОВАННОЙ НМС ДЛЯ ТЯЖЕЛОНАГРУЖЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ НЕФТЕГАЗОВОГО МАШИНОСТРОЕНИЯ	
Подузов Д.П.	147
ОКСИДНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЖЕЛЕЗА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ПОВЕРХНОСТНОГО ОКИСЛЕНИЯ	
Козлов К.А., Сагарадзе В.В., Катаева Н.В. Шабашов В.А., Афанасьев С.В.	148
ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ И СООТНОШЕНИЯ РАБОЧИХ ГАЗОВ В ГАЗОВОЙ СМЕСИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Zr-AL-N ПОКРЫТИЯ	
Каменева А.Л., Клочков А.Ю.	149

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ МАРТЕНСИТНОЙ И АУСТЕНИТНОЙ СТАЛЕЙ НА ДИФФУЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ ИОННОМ АЗОТИРОВАНИИ	
Хусаинов Ю.Г., Есипов Р.С.....	152
ЭВОЛЮЦИЯ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ 100-М ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ	
Юрьев А.А., Громов В.Е., Глезер А.М., Морозов К.В., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В.....	154
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТКИ СТАЛИ 12Х18Н10Т, ПОЛУЧЕННОЙ СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ, НА ЕЕ СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	
Минькова А.А., Каменева А.Л.....	156
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОЙ ПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКИ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА НА ДЕТАЛИ ГТД	
Обухов К.А., Каменева А.Л.....	159
НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ДИФФУЗИОННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ В УСЛОВИЯХ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ГЕНЕРАЦИИ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ	
Сагарадзе В.В.	161
НОВЫЕ ИЗНОСОСТОЙКИЕ СПЛАВЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ СВС-ТЕХНОЛОГИЕЙ	
Алабушев А.В., Филиппенков А. А., Цикарев В.Г., Филиппов М.А.....	162
ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМА СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ	
Мазничевский А.Н., Васюкова Е.С., Сприкут Р.В.	163
ВЛИЯНИЕ БОРА И АЗОТА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ РАЗЛИЧНЫХ КЛАССОВ	
Мазничевский А.Н., Гойхенберг Ю.Н., Сприкут Р.В.....	164
ОБРАЗОВАНИЕ БЕСКАРБИДНОГО БЕЙНИТА. ТЕРМОДИНАМИКА, КИНЕТИКА, СТРУКТУРА, ТЕТРАГОНАЛЬНОСТЬ	
Мирзаев Д.А., Терещенко Н.А., Яковлева И.Л., Булдашев И.В., Окишев К.Ю.....	164
ПРИРОДА ОРИЕНТАЦИОННЫХ СООТНОШЕНИЙ АУСТЕНИТА И ЦЕМЕНТИТА	
Крапошин В.С., Симич-Лафицкий Н.Д., Талис А.Л.	165
ОСОБЕННОСТИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ	
Макаров А.В., Чалина М.А., Лежнин Н.В., Осинцева А.Л.....	167
ОЦЕНКА МАКРО И МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛЕЙ КАТЕГОРИИ ПРОЧНОСТИ К60 И К65	
Биктагиров Р.К., Завалицин А.Н., Кожевникова Е.В., Разгулин И.А., Чикишев Д.Н.	168

СТАДИЙНОСТЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ СТАЛИ С БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ	
Аксёнова К.В., Никитина Е.Н., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф.	170
ЛАЗЕРНЫЕ СВАРНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ: СТРУКТУРА И СВОЙСТВА	
Березовская В.В., Березовский А.В., Хилфи Д.Х., Хадыев М.С.	172
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ТВЕРДОСТИ 3Д НАПЛАВКИ ПРОВОЛОКОЙ 30ХГСА	
Трекин Г.Е., Шевченко О.И.	173
УСКОРЕННОЕ ОХЛАЖДЕНИЕ ФАСОННОГО ПРОКАТА В ПОТОКЕ СОРТОВЫХ СТАНОВ	
Сычков А.Б., Агутин Г.В., Камалова Г.Я.	175
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ХРОМСОДЕРЖАЩИХ ПОКРЫТИЯХ НА СТАЛЯХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЙОДНОГО ТРАНСПОРТА	
Христюк Н.А., Богданов С.П.	177
ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОКРЫТИЙ НИТРИДА ТИТАНА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПОСЛЕ ОТЖИГА НА ВОЗДУХЕ	
Рубаник В.В., Багрец Д.А., Савицкий В.О., Бобров В.П.	179
УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ДОВОДКА ИНСТРУМЕНТА ДЛЯ ВОЛОЧЕНИЯ КАБЕЛЯ С МИНЕРАЛЬНОЙ ИЗОЛЯЦИЕЙ	
Рубаник В.В., Царенко Ю.В., Мосин А.В.	181
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АМОРФНОГО СПЛАВА Ti-Hf-Ni-Cu ПОСЛЕ ПРОВЕДЕНИЯ НИЗКОЧАСТОТНОЙ МЕХАНОАКТИВАЦИИ	
Беляев С.П., Рубаник В.В., Реснина Н.Н., Рубаник В.В. мл., Шеляков А.В., Непомнящая В.В., Убийвовк Е.В.	184
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БОРСОДЕРЖАЩИХ ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ МЕТОДОМ ВНЕВАКУУМНОЙ ЭЛЕКТРОННО- ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ	
Бушуева Е.Г., Кузин Ф.А., Плотников Г.О., Батаев В.А.	186
ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКЕ ПОЛОСЫ ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В НЕПРЕРЫВНЫХ АГРЕГАТАХ	
Лазарева А.И., Копцева Н.В., Ефимова Ю.Ю., Никитенко О.А., Голубчик Э.М.	187
ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТОНКОПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТА В ПРОЦЕССЕ ВОЛОЧЕНИЯ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ДЛЯ АРМАТУРНЫХ КАНАТОВ	
Копцева Н.В., Ефимова Ю.Ю., Чукин М.В., Ишимов А.С., Барышников М.П.	189
ИССЛЕДОВАНИЕ ПОЛЕЙ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ В ОБРАЗЦЕ СТАЛИ 08Г2МБ С ПЕРЕСЕКАЮЩИМИСЯ ПОЛОСАМИ ЧЕРНОВА-ЛЮДЕРСА	
Полухина О.Н., Селиванова О.В., Фарбер В.М.	192

МОРФОЛОГИЯ СТРУКТУР, ФОРМИРУЮЩИХСЯ ПРИ БЕЙНИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ КОМПЛЕКСНО-ЛЕГИРОВАННОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ	
Полецков П.П., Денисов С.В., Стеканов П.А., Никитенко О.А., Гущина М.С.	193
КИНЕТИКА ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО БЕЙНИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ 25Г2С2Н2МА	
Куклина А. А., Юдин Ю. В., Майсурадзе М.В.	195
ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ТЕХНОГЕННЫХ ОТХОДОВ СТАНЦИЙ ВОДОПОДГОТОВКИ В КАЧЕСТВЕ АЛЬТЕРНАТИВНОЙ РЕСУРСНОЙ БАЗЫ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА МЕТАЛЛОПОРОШКОВ	
Максимов Л.И., Кулёмина А.А., Кусков К.В., Качалова Г.С., Максимова С.В., Слобожанина М.И., Довбыш В.О.	197
ИССЛЕДОВАНИЕ ОБЛАСТИ ДОЛОМА В ОБРАЗЦАХ ШАРПИ	
Морозова А.Н., Полухина О.Н., Шапов Г.В., Фарбер В.М., Хотинев В.А.	199
СТРУКТУРА И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА, ЛЕГИРОВАННОЙ АЛЮМИНИЕМ	
Коришунов Л.Г., Черненко Н.Л.	201
РАЗРАБОТКА ЛИТЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА С НАНОСТРУКТУРНЫМ ПОКРЫТИЕМ	
Утепов Е.Б., Сулеев Д.К., Карипбаев С.Ж., Нургалиев А.К.	202
ИССЛЕДОВАНИЕ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ СНИЖЕНИЯ ШУМА НАПРАВЛЯЮЩИХ ТРУБ ТОКАРНЫХ АВТОМАТОВ	
Утепов Е.Б., Карменов К.К., Малгаждарова М.К., Исаханова А.Б., Смаилова Г.А.	205
СНИЖЕНИЕ ШУМА НАПРАВЛЯЮЩИХ ТРУБ ТОКАРНЫХ АВТОМАТОВ	
Утепов Е.Б., Малгаждарова М.К., Алимбетова А.Ж., Шынтаева А., Абуова Р.Ж.	207
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДИССИПАТИВНЫХ ПАРАМЕТРОВ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ	
Утепов Е.Б., Сулеев Д.К., Карипбаев С.Ж., Нургалиев А.	209
ВЛИЯНИЕ АЛЮМИНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И СВОЙСТВА ЖАРОИЗНОСОСТОЙКИХ БЕЛЫХ ЧУГУНОВ	
Колокольцев В.М., Петроченко Е.В., Молочкова О.С.	211
РОТАЦИОННЫЙ РЕЖУЩИЙ ИНСТРУМЕНТ ИЗ БЕЛЫХ ЧУГУНОВ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА МИКРОПОРОШКОВ	
Гатитуллин М.Н.	213
ИОННОЕ АЗОТИРОВАНИЕ ДВУХКАРБИДНЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ Т14К8 И Т15К6	
Богодухов С.И., Козик Е.С., Свиденко Е.В.	215

<i>ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНОСТИ СТРУКТУРЫ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ХРОМОВАНАДИЕВЫХ ЧУГУНОВ, ПРИМЕНЯЕМЫХ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ РОТАЦИОННОГО ИНСТРУМЕНТА</i>	
<i>Акбулатова Р.Г., Емелюшин А.Н.</i>	217
<i>АНАЛИЗ МЕХАНИЗМОВ УПРОЧНЕНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ ТИТАНА GRADE 4 ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ</i>	
<i>Дьяконов Г.С., Миронов С.Ю., Семенова И.П., Валиев Р.З.</i>	219
<i>МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА BT8M-1 ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ</i>	
<i>Дьяконов Г.С., Семенова И.П., Гришина Ю.Ф., Мелемчук И.А., Рааб Г.И.</i>	220
<i>НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВКЛЮЧЕНИЯ → МОДИФИЦИРОВАНИЕ → КАЧЕСТВО МЕТАЛЛА</i>	
<i>Голубцов В.А., Рябчиков И.В., Сумин С.И.</i>	222
<i>МЕТАЛЛУРГИЧЕСКАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ВЫСОКОПРОЧНОЙ АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ Cr-Ni-Mn СТАЛИ</i>	
<i>Фомина О.В., Вихарева Т. В., Казаков А.А., Житенев А.И.</i>	229
<i>ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ</i>	
<i>Яковлева Е.А., Мотовилина Г.Д., Хлусова Е.И.</i>	231
<i>ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ОТПУСКА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НОВОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ ХЛАДОСТОЙКОЙ СТАЛИ МАРКИ 09XГН2МД</i>	
<i>Голубева М.В., Сыч О.В., Святышева Е.В.</i>	234

О МЕХАНИЗМЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ И ЖЕЛЕЗО-НИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ

Счастливцев В.М., Гундырев В.М., Зельдович В.И.

*Институт физики металлов им. М.Н. Микеева УрО РАН,
Екатеринбург, Россия, schastliv@imp.uran.ru*

В докладе излагается новый вариант кристаллографической теории мартенситного превращения в сплавах железа. В этом варианте в качестве деформации решётки взят первый сдвиг из двухсдвигового механизма превращения Курдюмова-Закса [1] вместо деформации Бейна [2]. Сдвиг происходит по плоскости (111) аустенита в направлении [11-2]. Сдвиг должен быть дополнен небольшим изменением размеров для получения кристаллической решетки мартенсита. Деформация мартенсита при инвариантной решетке осуществляется по плоскости (112) мартенсита в направлении [-1-11] двойникованием или скольжением, как и в стандартной кристаллографической теории [2]. Новый вариант теории лучше описывает механизм превращения, так как нереальный поворот мартенситного кристалла на ~ 10 градусов в стандартной теории, необходимый для получения ориентационных соотношений и заменяется поворотом на ~ 1.5 градуса. Такой поворот может быть осуществлён дислокационными перемещениями. Также необходимо отметить, что в новом варианте теории мартенситного превращения выявляется общность явлений двойникования и мартенситного превращения, так как системы сдвига одинаковы.

Расчёт кристаллографических характеристик мартенситного превращения показал, что ориентационные соотношения и деформация формы (макросдвиг) удовлетворительно согласуются с экспериментальными значениями. Рассчитанная инвариантная (габитусная) плоскость для двойникового мартенсита также согласуется с экспериментально измеренной (3 10 13) [2]. Однако в реэном мартенсите главная поверхность рейки, имеющая индексы (111) аустенита [3], которая является её габитусной плоскостью, не совпадает с рассчитанной габитусной плоскостью, и отклоняется от неё на ~ 25 градусов. Такое отклонение объяснено на примере стали 37ХН3А перераспределением атомов углерода при мартенситном превращении.

После закалки монокристалла стали 37ХН3А мартенситная структура состояла из крупных пакетов, каждый из которых содержал кристаллы шести ориентировок [4]. Выполняя рентгеновскую съёмку с одного мартенситного пакета, можно определить с высокой точностью тетрагональность кристаллической решётки мартенсита и параметр решетки остаточного аустенита [5]. Используя полученные данные, находим, что в решетке мартенсита содержится $(0.07 \pm 0.02)\text{вес.}\% \text{C}$, в решетке остаточного аустенита – $(0.64 \pm 0.05)\text{вес.}\% \text{C}$. Расчёт показывает, что большая часть атомов углерода, $(0.26 \pm 0.02)\text{вес.}\% \text{C}$, располагается не в междоузлиях решеток, а на дефектах кристаллического строения (дислокациях и границах мартенситных кристаллов) [5]. По-видимому, в процессе роста мартенситного кристалла часть атомов углерода оттесняется движущейся межфазной границей в аустенит. Это предположение подтверждается наблюдением распределения углерода в остаточном аустените. С помощью атомного силового микроскопа было получено [6], что в мартенситной структуре закаленной легированной стали, содержащей 0.26вес.%C, прослойка остаточного аустенита толщиной около 1 нм обогащена углеродом до 0.8вес.%, а на границе мартен-

сит/аустенит концентрация углерода достигала 2.1 вес.%. Образование кристаллов в пакетном мартенсите можно представить следующим образом. Сдвиговый механизм роста кристалла сопровождается изменением концентрации углерода. Углерод, переходящий из мартенситной пластины в аустенит, накапливается в аустените вблизи границы раздела фаз. Рост мартенситной пластины останавливается, и следующая мартенситная пластина возникнет за данной обогащенной углеродом полоской аустенита, и т.д. В этих условиях роста плоскость сдвига (111) остается габитусной плоскостью. Результаты работ по новому варианту кристаллографической теории мартенситного превращения в сплавах железа опубликованы в [7-9].

Список литературы

1. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М. Наука. 1977. 238 с.
2. Wayman C.M. Introduction to the Crystallography of Martensitic Transformations. New York – London. 1964. 193 p.
3. Андреев Ю.Г., Девченко Л.Н., Шелехов Е.В., Штремель М.А. ДАН СССР, 1977, Т.237, № 3, С.574-576.
4. Счастливцев В.М., Родионов Д.П., Садовский В.Д., Смирнов Л.В. ФММ, 1970, Т. 30, вып.6, С.1238-1244.
5. Гундырев В.М., Зельдович В.И., Счастливцев В.М. ДАН. 2016. Т.468. №1. С.26-28.
6. Speich G.R., Taylor K.A. Tempering of Ferrous Martensites. Charter 13 in book Martensite. ASM International.1992. 331 p.
7. Гундырев В.М., Зельдович В.И. Известия РАН, серия физическая, 2013. Т.77. № 11. С.1638-1643.
8. Гундырев В.М., Зельдович В.И. ФММ, 2014. Т.115. №10. С.1035.
9. Гундырев В.М., Зельдович В.И., Счастливцев В.М. ФММ, 2016. Т.117. №10.

МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ ЭКСПЕРТИЗА КАК ВАЖНЫЙ АСПЕКТ ОБРАТНОЙ СВЯЗИ В ВОПРОСЕ КАЧЕСТВА МЕТАЛЛОПРОДУКЦИИ

Мерсон Д.Л.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, РФ, d.merson@tltsu.ru

Металлографическая экспертиза (МЭ) чаще всего назначается в случае выхода оборудования из строя, т.е. при различных авариях и поломках, или при обнаружении дефектов во время осмотров и проведения диагностических работ. МЭ – это особая, чрезвычайно ответственная и квалифицированная работа, т.к. на ее основании не только делается вывод о том, «кто прав и виноват», но и могут вноситься коррективы в существующие конструкции, инструкции по эксплуатации и технологии производства металла и изделий из них.

Настоящий доклад основан на многолетнем опыте проведения МЭ в Тольяттинском государственном университете (ТГУ) на базе аккредитованных лабораторий научно-исследовательского отдела «Физика прочности и интеллектуальные диагностические системы».

Начиная с 2006 года ОАО «РЖД» возникла серьезная проблема, связанная с резким ростом числа аварий на железнодорожном транспорте по причине излома боковых рам. Если до этого такое ЧП случалось примерно раз в два года, то в

2013 году таких случаев было уже 35. Характерной особенностью было то, что разрушались «свежие» рамы возрастом до трех лет, а подобающее число инцидентов происходило в зимний период, а характер разрушения был усталостный. Основной гипотезой такого положения дел было ненадлежащее качество литья у производителей боковых рам.

Разобраться в указанной проблеме было поручено ТГУ. С этой целью на исследование было предоставлено 25 рам девяти производителей, изготовленных из стали 20ГЛ в период с 2002 по 2012 гг, как новых, так и бывших в эксплуатации. Детальный анализ химического состава, механических свойств, микро- и макро-структуры показал, что существенной (критической) разницы в качестве металла различных производителей – нет. Тоже самое относится и к усталостным свойствам стали 20ГЛ, как при комнатной, так и пониженной (-40°C) температурах. Однако предел выносливости этой стали при комнатной температуре оказался минимум на 15% ниже, чем был заложен конструкторами при прочностных расчетах. А при пониженной температуре, наоборот, на 15% выше.

По результатам этой работы был сделан вывод о том, что основная причина массового излома боковых рам связана с конструктивными недоработками и неправильно заложенной в расчетах величиной предела выносливости, что в совокупности привело к очень низкому коэффициенту запаса прочности. Зарождение усталостной трещины происходило в летний период, когда усталостные свойства понижены, а долом, наоборот, в зимний, когда понижена ударная вязкость.

Кроме того, в докладе приводится ряд конкретных примеров выяснения причины разрушения различных конструктивных элементов локомотивов и автомобильного транспорта. В том числе: разрушение бандажа из-за неправильного взаимодействия с ним гребневой тормозной колодки; разрушение оси колесной пары, из-за охрупчивания металла при растекании легкоплавких составляющих баббитового подшипника (явления Ребиндера); разрушение поводка двигателя локомотива, из-за нарушения технологии изготовления сварной заклепки и другие.

ФОРМИРОВАНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ В СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЯХ ПРИ СДВИГОВЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ

**Лобанов М.Л.¹, Русаков Г.М.^{1,2}, Пышминцев И.Ю.³, Данилов С.В.¹,
Пастухов В.И.¹, Урцев В.Н.⁴, Краснов М.Л.⁵**

¹УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

²ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

³ОАО «РосНИТИ», г. Челябинск, Россия

⁴ОАО «Аусфер», г. Магнитогорск, Россия

⁵ПАО «ММК», г. Магнитогорск, Россия

m.l.lobanov@urfu.ru

Производство любых конструкционных и функциональных металлических материалов, и изделий, как правило, реализующееся в виде направленных деформационных и термических воздействий, приводит к формированию в них кристаллографической текстуры. Наличие текстуры придает изделиям определенный уровень ориентационно-зависимых физико-механических свойств, а учет ее возникновения

и развития позволяет оптимизировать известные и разрабатывать новые технологии производства данных материалов.

Работа посвящена повышению эксплуатационных свойств трубных изделий ответственного назначения из высокопрочных низколегированных сталей за счет управления структурно-текстурными состояниями, формирующимися при термо-механической (в том числе thermo-mechanical controlled processing – TMCP [1]) и термической обработках. В качестве основного метода исследования использована ориентационная микроскопия, основанная на анализе дифракции обратнорассеянных электронов (EBSD).

Реализован подход, сочетающий изучение взаимосвязи механизмов формирования структуры на всех масштабных уровнях, в комплексе с феноменологией, реализующейся в виде последовательности: напряженное состояние – деформация – текстура в виде совокупности стабильных ориентировок – термическое воздействие – структурные превращения с учетом специальных разориентаций (в приближении модели решетки совпадающих – РСУ) и/или фазовое превращение с учетом ориентационных соотношений (ОС). В основе подхода заложено представление о первостепенной роли кристаллографически обусловленных границ (включая межфазные, двойниковые, специальные и полуспециальные) в формировании текстур при структурных и сдвиговых фазовых превращениях в металлах и сплавах [2, 3].

При TMCP формирование текстуры происходит в основном в результате двух последовательно реализованных процессов: горячей деформации аустенита и сдвигового фазового превращения при регулируемом охлаждении. За счет реализации напряженно-деформационных условий при контролируемой прокатке со степенью обжатия более 90 % по всей толщине листа формируется структура, состоящая из вытянутых в направлении прокатки аустенитных зерен, характеризующихся стабильными для ГЦК-решетки ориентировками [4]. Сдвиговое $\gamma \rightarrow \alpha'$ (α' – бейнит или мартенсит) – превращение происходит с выполнением ОС, промежуточных между ОС Нишиямы-Вассермана и Курдюмова-Закса. Несмотря на огромное разнообразие ориентировок α' , образующихся в соответствии с ОС, в материале фиксируется выраженная текстура [5].

Показано, что существенную роль в процессе разрушения листов трубных сталей играет не интегральная кристаллографическая текстура изделия, а одна из ее слабых компонент (001)[110] – в виде протяженных областей с однородной ориентировкой, длина которых превышает критический размер зарождающихся трещин. Формирование данных областей является следствием особенностей $\gamma \rightarrow \alpha'$ сдвигового превращения, которое начинается на кристаллографически обусловленных границах, деформированных аустенитных зерен [5].

Установлено, что в образцах малоуглеродистой низколегированной стали со структурой, сформированной в результате TMCP, при дальнейшей их термической обработке наблюдается выраженная текстурная наследственность [6]. При термических обработках стали, включающих двойную фазовую перекристаллизацию $\alpha' \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha'$ (α'), структуры мартенсита, бейнита и даже феррита, характеризуются наличием выраженной кристаллографической текстуры. Ее ориентировки связаны с основными компонентами текстуры, прокатанного при TMCP аустенита, ОС, промежуточными между ОС Курдюмова-Закса и ОС Нишиямы-Вассермана. Во всех случаях факт ориентационной связи компонент текстур объяснен началом реализа-

ции фазовых превращений (как сдвиговых, так и диффузионных) на кристаллографически обусловленных границах близких к РСУ $\Sigma 3$ и $\Sigma 11$.

Работа выполняется при поддержке Российского научного фонда, проект № 18-19-00085. Авторы выражают признательность за содействие программе поддержки ведущих университетов РФ в целях повышения их конкурентоспособности № 211 Правительства РФ № 02.А03.21.0006.

Список литературы

1. Настич С.Ю., Морозов Ю.Д., Матросов М.Ю. и др. Освоение производства на стане 5000 ОАО ММК толстолистового проката из низколегированных сталей с повышенными характеристиками прочности и хладостойкости // *Металлург*. 2011. № 11. С. 57–64.
2. Русаков Г.М., Лобанов М.Л., Редикульцев А.А. и др. Специальные разориентации и текстурная наследственность в техническом сплаве Fe-3%Si // *Физика металлов и металловедение*. 2014. Т. 115, № 8. С. 827–838.
3. Лобанов М.Л., Русаков Г.М., Редикульцев А.А. и др. Исследование специальных разориентаций в реечном мартенсите низкоуглеродистой стали методом ориентационной микроскопии // *Физика металлов и металловедение*. 2016. Т. 117, № 3. С. 266–271.
4. Hölscher M., Raabe D., Lücke K. Relationship between Rolling Textures and Shear Textures in F.C.C. and B.C.C. Metals // *Acta metall. mater*. 1994. Vol. 42, No. 3. P. 879–886.
5. Пишминцев И.Ю., Струин А.О., Гervасьев А.М. и др. Влияние кристаллографической текстуры бейнита на разрушение листов трубных сталей, полученных контролируемой термомеханической обработкой // *Металлург*. 2016. № 4. С. 57–63.
6. Лобанов М.Л., Бородин М.Д., Данилов С.В. и др. Текстурная наследственность при фазовых превращениях в малоуглеродистой низколегированной трубной стали после контролируемой термомеханической обработки // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2017. Т. 60, № 11. С. 910–918.

НОВЫЙ МЕТОД НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ И УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ – УЛЬТРАЗВУКОВАЯ УДАРНО-ФРИКЦИОННАЯ ОБРАБОТКА

**Макаров А.В.^{1,2}, Саврай Р.А.², Мальгина И.Ю.²,
Волкова Е.Г.¹, Буров С.В.²**

¹ *Институт физики металлов имени М.Н.Михеева УрО РАН,
Екатеринбург, Россия;*

² *Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия, av-mak@yandex.ru*

Рассмотрены современные технологии интенсивного поверхностного пластического деформирования, обеспечивающие повышение прочности и износостойкости сталей и сплавов за счет формирования в их поверхностном слое субмикро- и нанокристаллических структур. Особое внимание уделено наноструктурирующим фрикционным обработкам скользящими инденторами. В развитии деформационных методов поверхностного наноструктурирования и упрочнения стальных поверхностей разработан новый способ – ультразвуковая ударно-фрикционной обработка [1]. Стандартная ультразвуковая ударная обработка с момента своего появления (В.П.Северденко, И.И.Муханов и др.) обычно проводится при наличии смазки и нормальном воздействии индентора, колеблющегося

с ультразвуковой частотой. Такая обработка часто не обеспечивает максимальных степеней пластической деформации поверхностного слоя достаточной толщины и соответственно его наиболее эффективного упрочнения. Предложенная технология основана на принципиально новых подходах, учитывающих современные представления об оптимизации условий наноструктурирования сплавов и обеспечивающих повышенную эффективность применения ультразвуковой ударной обработки для упрочнения металлических поверхностей. Проведение ультразвуковой ударно-фрикционной обработки по методу наклонного удара пульсирующего индентора к обрабатываемой поверхности позволяет усилить фрикционную составляющую взаимодействия индентора с металлом, и, соответственно, увеличить сдвиговую составляющую пластической деформации. Проведение предложенной обработки без применения контактной жидкости обеспечивает более высокую деформацию поверхностного слоя вследствие роста коэффициента (силы) трения, а применение защитной газовой атмосферы предотвращает охрупчивание диффузионно активного высокодисперсного поверхностного слоя кислородом. Это также способствует накоплению в слое деформаций, достаточных для реализации ротационного механизма пластичности, ответственного за наноструктурирование. В результате достигается рост толщины упрочненного слоя и уровня упрочнения.

На примере конструкционных сталей 50 и 09Г2С с применением методов микродюрметрии, электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и трехмерной профилометрии продемонстрирована эффективность ультразвуковой ударно-фрикционной обработки для структурирования и упрочнения поверхностного слоя при варьировании угла наклона колеблющегося индентора и среды обработки. Важное внимание уделено обеспечению низкой шероховатости поверхности при использовании указанной финишной технологии, а также возможностям неразрушающего контроля качества деформационной упрочняющей обработки электромагнитным вихретоковым методом.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 15-08-07947) и в рамках Комплексной программы УрО РАН (проект № 18-10-2-39).

Положительное решение от 05.12.2017 о выдаче патента РФ на изобретение «Способ ультразвуковой упрочняющей обработки деталей» / Авторы: А.В. Макаров, И.Ю. Малыгина, С.В. Буров, Р.А. Саврай. Заявка № 2016126583. Дата подачи (приоритета) заявки: 01.07.2016.

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ: ПРИРОДА, ОЦЕНКА, УПРАВЛЕНИЕ

Казаков А.А.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия, kazakov@thixomet.ru*

На примере широкого круга сталей и сплавов, а также разнообразных технологий их получения и обработки показана важность металлургической наследственности для формирования структуры и свойств готовой металлопродукции. Рассмотрены особенности перехода металлического расплава в твердое состояние и формирования химической и структурной неоднородности, как основы металлургической наследственности сталей и сплавов. Приведены примеры количественной оценки разных типов структурной неоднородности сталей и сплавов ме-

тодами панорамной количественной металлографии с помощью анализатора изображения Thixomet, а также управления металлургической наследственностью для совершенствования известных и создания новых сталей и сплавов и технологий их производства.

На основе фундаментальной кривой доли жидкости от температуры на примере доэвтектических силуминов разработаны методы прогнозирования состава этих сплавов, которые можно получать по технологии SSP (semi-solid processing, полутвердая обработка) [1]. Разработаны методы оценки качества структуры таких материалов [2].

На примере жаропрочных никелевых сплавов показано, как, управляя процессами фазообразования в затвердевающем металле, можно управлять морфологией карбидов, трансформируя их выделения в виде «китайских иероглифов» в мелкие равноосные частицы, равномерно распределенные по объему металла. Разработаны металлографические методы оценки металлургического качества паспортной шихтовой заготовки, используемой для производства турбинных лопаток [3].

Установлены закономерности формирования литой структуры промышленного сляба из стали марки 15 [4] и ее эволюции при дальнейшей горячей прокатке [5]. Оси дендритов равновероятно пересекают тело и границы первичного литого зерна, поэтому соответствие дендритной и зеренной структуры можно найти только по характеру распределения примесей. Из чистых по сегрегациям осей дендритов образовано тело литого зерна, заполненное «видманштеттовым» ферритом, а его границы декорированы аллотриоморфным ферритом, образованным из междендритного пространства начала затвердевания. Из самых «грязных» участков междендритного пространства, затвердевшего последним, образуются массивные ферритные области. Высокая дисперсность и плотность дендритной структуры зоны столбчатых кристаллов сляба по сравнению с центральной зоной равноосных кристаллов обеспечивает образование после горячей прокатки наиболее однородной и дисперсной структуры стали. Установлена природа отдельных структурных составляющих деформированной стали после горячей пластической обработки с точки зрения наследования в них элементов дендритной структуры сляба.

Для всех современных трубных сталей разработаны, реализованы в анализаторе изображений Thixomet и установлены на многих промышленных предприятиях количественные методики оценки всех видов их структурной неоднородности, которые могут быть оценены методами оптической металлографии [3]. Количественная оценка методом направленных секущих для феррито-перлитной и феррито-бейнитной полосчатости использована для измерений по ГОСТ 5640 и совершенствования ASTM E 1268 [6]. Современная контролируемая прокатка позволяет устранить полосчатость, но при этом анизотропия структуры сохраняется. Разработаны методы оценки общей анизотропии структуры бейнитных сталей, основанные на обработке изображений методами текстурного анализа. Показано, что блоки реечного бейнита вносят основной вклад в структурную анизотропию и могут быть оценены методами пленочного травления с последующим анализом в поляризованном свете оптического микроскопа. Количественная оценка размеров и объемной доли этих блоков позволила адекватно описать все механические свойства трубных сталей с бейнитной структурой. Приро-

да блоков речного бейнита, выявленных методами оптической металлографии [3], позднее была детализирована методами EBSD [7].

Разработаны основы управления природой δ -феррита в высокоазотистой нержавеющей стали, которые могут быть полезны для совершенствования ее состава, технологии пластической обработки и сварки [8-9].

Рассмотрены новые методы интерпретации неметаллических включений в стали. Приведены примеры практического использования этих методов для решения практических задач [10].

Литература

1. Alloys composition for semisolid forming/ Kazakov A.A.// Advanced Materials & Processing, V. March 2000, pp.31-34.
2. Characterization of Semi-Solid Materials structure/ Kazakov A., Luong N.H., Materials Characterization, 2001, pp. 191-196.
3. Alexander A. Kazakov and Daniil Kiselev. Industrial Application of Thixomet. Metallography, Microstructure, and Analysis, 2016, DOI 10.1007/s13632-016-0289-6, <http://link.springer.com/article/10.1007/s13632-016-0289-6>
4. Исследование литой структуры промышленного сляба ферритно-перлитной стали. А. А. Казаков, О. В. Пахомова, Е. И. Казакова // Черные металлы 2012 №11, с. 9-15.
5. Исследование эволюции литой структуры при пластической обработке феррито-перлитной стали. А. А. Казаков, О. В. Пахомова, Е. И. Казакова // Черные металлы 2013 №9, с.15-20.
6. Kazakov, A., Kiselev, D., Kazakova, E., Vander Voort, G. F., and Chigintsev, L., "Quantitative Description of Microstructural Banding in Steels," Materials Performance and Characterization, <https://doi.org/10.1520/MPC20160009>. ISSN 2165-3992.
7. Zolotarevsky, N., Kazakova, E., Kazakov, A., Petrov, S., and Panpurin, S., "Investigation of the Origin of Coarse-Grained Bainite in X70 Pipeline Steels by EBSD Technique," Materials Performance and Characterization, <https://doi.org/10.1520/MPC20160031>. ISSN 2165-3992.
8. Kazakov, A. A., Shakhmatov, A., Badrak, R., and Kolpishon, E., "Metallurgical Nature of the As-Cast Microstructure of High-Nitrogen, High-Manganese Stainless Steels," Materials Performance and Characterization, <https://doi.org/10.1520/MPC20160026>. ISSN 2165-3992
9. Управление природой δ -феррита в азотсодержащих хромоникельмарганцевых сталях. Казаков А.А., Орыщенко А.С., Фомина О.В., Житенев А.И., Вихарева Т.В. // Вопросы материаловедения 2017 № 1(89) с.7-21.
10. Kazakov, A., Zhitenev, A., and Ryaboshuk, S., "Interpretation and Classification of Non-Metallic Inclusions," Materials Performance and Characterization, <https://doi.org/10.1520/MPC20160040>. ISSN 2165-3992

ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА

Попов А.А., Россина Н.Г., Жиликова М.А.

*Уральский федеральный университет им. Первого Президента России
Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, a.a.porov@urfu.ru*

Проанализированы принципы легирования жаропрочных сплавов на основе титана. Показано, что основой всех жаропрочных сплавов является двойная сис-

тема титан-алюминий, в которой главными легирующими элементами являются элементы 4-ой группы периодической системы: цирконий, олово и кремний при определенной концентрации β -стабилизаторов – ниобия и молибдена, которые принадлежат 6-ой группе периодической таблицы.

Рассмотрено влияние интерметаллидных частиц типа Ti_3Al (α_2 -фаза) и различных силицидов на формирование комплекса служебных и механических свойств. Показано, что образование силицидных частиц типа $(Ti,Zr)_5Si_3$ происходит преимущественно на межфазных α/β – границах, что обуславливает пониженную пластичность, а частиц типа $(Ti,Zr)_6Si_3$ – в теле α -фазы, понижая тем самым концентрацию кремния в твердом растворе и уменьшая характеристики жаропрочности сплава. Выделения α_2 -фазы, если они образуются по механизму зарождения и роста, высокодисперсны и способствуют понижению вязко-пластических характеристик. Однако их образование существенно повышает характеристики жаропрочности. В тех случаях, когда их образование реализуется как реакция упорядочения (гомогенный механизм), то понижение вязкостных свойств менее значимо и сплавы с ($\alpha + \alpha_2$) – структурой имеют пониженную деформацию при ползучести.

Двухфазные сплавы, которые могут содержать до 4% β -стабилизатора в условных единицах – $[Mo]_{эв}$, работают до температур порядка 550°C, в следствие низкой термической стабильности β -фазы.

α -сплавы титана содержат не более 2% β -стабилизатора и могут работать до температур не превышающих 600°C. Формирование в них пластинчатой структуры позволяет добиться повышенной термической стабильности, а реализация образования α_2 -фазы по гомогенному механизму уменьшает деформацию при ползучести не вызывая катастрофического охрупчивания сплавов в холодном состоянии. Повышение рабочих температур выше 600°C способствует активному окислению сплавов, что не позволяет их использовать без соответствующих защитных покрытий. В тех случаях, когда необходимо обеспечить повышенные пластические характеристики, в сплавах формируют глобулярно-пластинчатую структуру, однако при этом температура применения ограничивается 550°C.

Наиболее перспективными сплавами являются сплавы на основе интерметаллидов титана типа Ti_2AlNb и Ti_3Al , которые имеют повышенные характеристики жаростойкости и могут работать до температур 680 и 750°C соответственно. Проведен анализ легирования сплавов на основе интерметаллидов и микроструктур, формирующихся в зависимости от режимов термических обработок. Рассмотрено влияние параметров микроструктуры на комплекс служебных свойств сплавов.

ДИССИПАТИВНАЯ СТРУКТУРА ИЗНОСОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

**Филиппов М.А., Жилин А.С., Хадыев М.С.,
Никифорова С.М., Озерец Н.Н., Смагирева Е.А.**

*Уральский федеральный университет имени первого Президента России
Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия, Filma1936@mail.ru*

Одним из значительных достижений металловедения второй половины XX века является обнаруженный И.Н.Богачевым и Р.И.Минцем с сотрудниками факт чрезвычайно высокой стойкости метастабильных аустенитных сталей

(МАС) при кавитационном изнашивании. Они впервые определили новую область использования метастабильного аустенита – для существенного повышения сопротивления поверхности материалов контактному динамическому нагружению, которое реализуется при механических видах изнашивания. При любом виде механического изнашивания рабочая поверхность деталей машин подвергается действию локальных, неравномерных по величине и во времени, циклических микроударных нагрузок. МАС реагируют на микроударное воздействие образованием дисперсных кристаллов мартенсита напряжений или мартенсита деформации, создающих высокий уровень упрочнения поверхности и экранирующих поверхность от повреждений.

Закономерности деформационного мартенситного превращения, высокий коэффициент деформационного упрочнения и необычно высокое сочетание прочности и пластичности были одновременно показаны на модельных МАС в работах М.Г. Гайдукова и В.Д. Садовского, А.П. Гуляева и др. Заслуга И.Н. Богачева и Р.И. Минца состояла в том, что они впервые использовали метастабильный аустенит для создания нового класса промышленных МАС, износостойкость которых обеспечивалась "эффектом самозакалки при нагружении", по выражению Л.С. Малинова [5]. И.Н. Богачёв стал и основателем традиционных Уральских школ металлургов-термистов, проводимых, как правило, в живописных окрестностях уральских городов. Первая Уральская школа прошла в 1966 году, а за более, чем полвека, прошедших с тех пор, география их проведения значительно расширилась вплоть до Волги, а нынешняя, 24-я Школа снова вернулась на Урал, в г. Магнитогорск.

В качестве эффективной основы для разработки сталей с высокой кавитационно-эрозионной стойкостью авторы «принципа метастабильности аустенита» предложили мало- и среднеуглеродистый аустенит системы Fe-Mn-Cr-C. В нём благодаря низкой энергии дефектов упаковки, при нагружении интенсивно развиваются мартенситные превращения по схеме $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$, что сопровождается релаксацией напряжений в момент бездиффузионной перестройки кристаллической решётки. В этом случае вследствие формирования эффективно упрочняющей диссипативной структуры в поверхностных слоях обеспечивается высокое сопротивление кавитационно-эрозионному разрушению. На основе этого принципа создан новый класс метастабильных аустенитных кавитационно-стойких сталей - 30X10Г10, 0X14АГ12, 20X13Г8НЗ и других сталей и сплавов цветных металлов и наплавочных материалов с метастабильным аустенитом, которые по стойкости не имеют равных и в настоящее время. Принцип оказался плодотворным при выборе материалов и режимов их термической обработки и для других видов механического изнашивания, например, способных противостоять абразивному изнашиванию. Преимущества МАС системы Fe-Mn-C перед стабильными сталями близкого состава (110Г13Л) реализуются и при абразивном изнашивании, однако этим условиям должна соответствовать сталь определённого химического состава. Диссипативная активность системы с метастабильным аустенитом выше, чем в его отсутствие. Самоорганизация структуры, соответствующая минимальному производству энтропии, происходящая при данном способе внешнего воздействия, обуславливает протекание микротрип-эффекта в момент $\gamma \rightarrow \alpha_m$ превращения и эффективное рассеяние энергии внешнего воздействия.

Представления об использовании структуры метастабильного аустенита для повышения служебных свойств сплавов получили широкий резонанс и были плодотворно развиты впоследствии в работах многих отечественных и зарубежных исследователей, показавших на материалах различных систем легирования и разных способах нагружения всеобщность явления структурной приспособляемости материалов, самоорганизации структуры как реакции на внешнее воздействие, применивших синергетические представления в материаловедении. В работах Л.Г. Коршунова, В.С. Попова, Н.Н. Брыкова, Л.С. Малинова, Б.А. Потехина, А.В. Макарова, Л.И. Погадаева, Г.Шумана, К.-Х.Цум Гара, И.Шмидта, И. Тамуры и других исследователей рассмотрено поведение в условиях абразивного, адгезионного и усталостного изнашивания метастабильного аустенита. Износостойкие материалы в различных условиях механического изнашивания (абразивного, ударно-абразивного, гидро- и газоабразивного, эрозионного, кавитационного и др.) должны обладать структурой, в максимальной степени отвечающей принципам синергетического подхода к неравновесным системам. Рассеяние подводимой к рабочей поверхности энергии при внешнем воздействии и формирование сжимающих напряжений наиболее эффективно производится микрогетерогенной структурой с метастабильным аустенитом, превращающимся в дисперсный мартенсит в процессе эксплуатации.

Например, показано, что для наплавки и напыления деталей, подверженных абразивному и ударно-абразивному воздействию, также перспективно использование материалов системы Fe-Cr-C-Ti, металлическая основа которых удовлетворяет принципу метастабильности аустенита в обеспечении контактной прочности. Сохранение большого количества остаточного аустенита обеспечивается высокотемпературной (1050–1150°C) закалкой, что способствует повышению трещиностойкости материалов. Использование сплавов для наплавки существенно повышает эксплуатационную стойкость рабочих органов деталей машин и конструкций, работающих в условиях абразивного или ударно-абразивного изнашивания. Благоприятное сочетание типа, количества и морфологии первичных (TiC) и эвтектических карбидных фаз типа $M_7(C,B)_3$ с высокой способностью матрицы со структурой хромисто-углеродистого метастабильного аустенита к интенсивному упрочнению под действием абразивных частиц обеспечивает высокую износостойкость наплавленного металла такими сплавами, в 3-4 раза превышающую износостойкость стали 110Г13Л.

При правильном выборе состава аустенита (с соблюдением условия: $M_n < 20^{\circ}\text{C}$, $M_d > 20^{\circ}\text{C}$) обеспечивается благоприятная кинетика мартенситных превращений и достигаются свойства образующихся мартенситных фаз для реализации микро-трип эффекта, и сильного упрочнения микрообъемов рабочей поверхности деталей машин.

В последние годы развивается направление использования дополнительных резервов повышения износостойкости сталей ледебуритного и перлитного классов, содержащих 0,7–1,5 % С, за счёт формирования в качестве структурной составляющей метастабильного аустенита. Такая структура образуется в результате закалки от высоких температур, которую целесообразно осуществлять с помощью высокоскоростного нагрева ТВЧ, плазменного или лазерного нагрева.

Изучение тонких фольг, полученных после абразивного изнашивания с рабочей поверхности стали Х12МФЛ после высокотемпературной закалки показа-

ло, что дисперсные кристаллы мартенсита деформации с протяжённостью длинной оси, соответствующей ширине микроцарапин, оставленных после прохода абразивных частиц, образуются параллельными периодическими рядами. Размеры кристаллов мартенсита деформации в продольном и поперечном направлениях, образующихся под углами, определёнными кристаллографическим соотношением решётки аустенита по отношению к направлению движения частиц относятся к ультрадисперсным и наноразмерным величинам и составляет в локальных участках поверхности преимущественно 50–70 нм.

По-видимому, подобный периодический характер расположения кристаллов мартенсита деформации в виде параллельных рядов обусловлен влиянием чередующихся пиков сжимающих напряжений на фронте движущихся абразивных частиц и растягивающих напряжений после прохождения частицы в данном микрообъёме металла. Кристаллы мартенсита с большим удельным объёмом по сравнению с аустенитом образуются в тех участках аустенита, где пиковые напряжения растяжения превышают критическую величину сдвига при мартенситном превращении. Армирование рабочей поверхности дисперсными кристаллами мартенсита, стимулирующими микро-трип эффект и релаксацию микронапряжений в момент сдвига, затрудняет внедрение абразивных частиц, повышая сопротивление изнашиванию.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ

Романов Д.А., Гаевой Е.А., Степиков М.А., Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет,

Новокузнецк, Россия, romanov_da@physics.sibsiu.ru

Электровзрывным методом на инструментальной штамповой стали Х12МФ и 5ХНМ сформирован модифицированный слой. Выполнены физико-механические (определены твердость и модуль Юнга) и трибологические (определены коэффициент износа и коэффициент трения) испытания. Выявлено увеличение микротвердости модифицированного слоя стали 5ХНМ более чем в 2 раза и стали Х12МФ в ≈ 4 раза; износостойкость стали 5ХНМ увеличилась в $\approx 1,2$ раза, а стали Х12МФ в ≈ 50 раз по отношению к стали в исходном состоянии. Показано, что основными физическими причинами повышения механических и трибологических свойств материала являются: в стали 5ХНМ формирование закалочной структуры, упрочненной частицами карбида железа и карбида титана; в стали Х12МФ – наличие частиц второй фазы, вносимых в материал при электровзрывном легировании.

Результаты исследования твердости и модуля Юнга модифицированного слоя стали 5ХНМ и Х12МФ приведены на рис. 1. Исследование твердости модифицированного слоя стали осуществляли вдоль прямых, проведенных параллельно поверхности модифицирования и границы раздела «модифицированный слой / зона термического влияния», и расположенных на расстоянии 14 мкм от них. Анализируя результаты, представленные на рис. 1, можно отметить, во-первых, кратное (в 2 и 4 раза) превышение твердости модифицированного слоя над твердостью стали 5ХНМ и Х12МФ в исходном состоянии, и, во-вторых, высокий уровень неоднородности модифицированного слоя по твердости, что особенно характерно для слоя, расположенного вблизи поверхности модифицирова-

ния (рис. 1, кривые 1 и 3). Данные замечания можно высказать и в отношении величины модуля Юнга.

В табл. 1 приведены результаты трибологических испытаний стали 5ХНМ, модифицированной электровзрывным методом. Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что модифицирование стали 5ХНМ способствует снижению в $\approx 1,2$ раза коэффициента износа (увеличение износостойкости) и увеличению (в $\approx 1,25$ раза) коэффициента трения. В стали Х12МФ выявляется снижение в ≈ 50 раз коэффициента износа (увеличение износостойкости) и в $\approx 1,1$ раза коэффициента трения.

Выполненные испытания стали 5ХНМ и Х12МФ, модифицированных электровзрывным методом, выявили повышение микротвердости и износостойкости материала, что обусловлены, очевидно, изменением структуры и фазового состава модифицированного слоя стали.

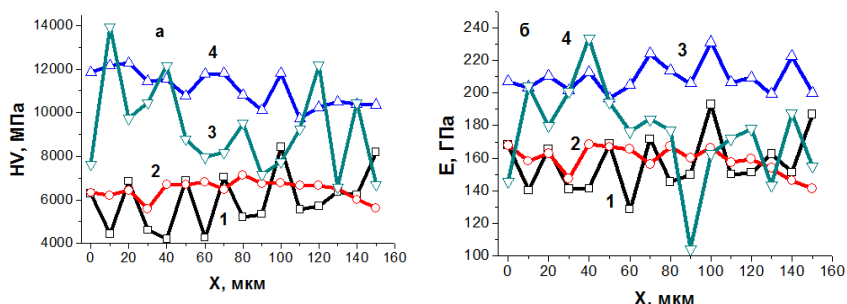


Рис. 1. Изменение твердости (а) и модуля Юнга (б) модифицированного слоя стали 5ХНМ (кривые 1 и 2) и стали Х12МФ (кривые 3 и 4) в слое расположенном на расстоянии 14 мкм от поверхности модифицирования (кривые 1 и 3) и 14 мкм от границы с зоной термического влияния (кривые 2 и 4)

Исследования модифицированного слоя стали 5ХНМ, выполненные методами дифракционной электронной микроскопии, выявили закалочную структуру, представленную пластинчатым (двойниковым) и пакетным (реечным) мартенситом. В объеме кристаллов мартенсита обнаруживается дислокационная субструктура в виде многослойных сеток. Скалярная плотность дислокаций превышает значение 10^{10} см^{-2} , что характерно для закаленной стали. Исследование фазового состава модифицированного слоя стали выявили присутствие в кристаллах мартенсита частиц пластинчатой (игольчатой) формы, которые являются, очевидно, частицами карбида железа (цементит). Можно предположить, что частицы цементита сформировались в результате «самоотпуска» стали, т.е. отпуска, протекающего в процессе охлаждения стали ниже температуры начала мартенситного превращения. Наряду с частицами цементита в структуре модифицированного слоя стали 5ХНМ обнаружены частицы, имеющие округлую форму и располагающиеся в структуре хаотически, либо формирующие небольшие (по 3-5 частиц) скопления. Размеры таких частиц изменяются в пределах от 25 нм до 40 нм. Можно предположить, что данные частицы были внесены в поверхностный слой

стали при электровзрывном модифицировании и, следовательно, являются частицами карбида титана.

Таблица 1 Трибологические характеристики стали X12МФ и 5ХНМ, модифицированных электровзрывным методом

Образец	Коэффициент трения, μ	Коэффициент износа, 10^{-6} , $\text{мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$
X12МФ	0,39	5,5
X12МФ + Cr_3C_2 -TiC-Ni	0,35	0,11
5ХНМ	0,4	5,8
5ХНМ + TiC-Ni-Al	0,5	4,7

Электровзрывным методом осуществлено модифицирование поверхностного слоя стали 5ХНМ и X12МФ. В модифицированном слое стали 5ХНМ выявлено формирование закалочной структуры, представленной пакетным и пластинчатым (двойниковым) мартенситом. Установлено, что упрочняющей фазой модифицированного слоя стали 5ХНМ являются наноразмерные частицы карбидов железа и титана. Электровзрывное модифицирование стали X12МФ сопровождается формированием структуры перлита пластинчатой морфологии, содержащей округлые включения второй фазы субмикронных размеров. Установлено, что модифицирование электровзрывным методом стали 5ХНМ и стали X12МФ способствует повышению микротвердости и износостойкости материала, что особенно ярко выражено в случае стали X12МФ.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол а дк и при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-1118.2017.2.

О СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЯХ И РАСПРЕДЕЛЕНИИ КРЕМНИЯ В БЫСТРООХЛАЖДЁННЫХ ЖЕЛЕЗОКРЕМНИСТЫХ СПЛАВАХ

Болдырев Д.А.

Тольяттинский государственный университет,

Тольятти, Россия, Denis.Boldyrev@vaz.ru

В мировой практике подавляющее большинство модификаторов для сфероидизирующей ковшовой и внутриформенной обработки расплава ВЧ изготавливается на основе ферросилиция марки ФС45 с содержанием Si 44-48%. Традиционно отечественные и зарубежные производители получают модификаторы в виде тонкого слитка толщиной 4-35 мм, однако единственное в мире российские предприятие – ООО «НПП Технология» разработало и внедрило в 1990-х гг. также и новую технологию изготовления модификаторов в виде ультратонких пластин – чипсов толщиной 0,5-3 мм путём непрерывной разливки расплава и его кристаллизации на стальных водоохлаждаемых барабанах (рис. 1).

Для оценки и выявления особенностей микроструктуры модификатора одной марки, т.е. идентичного химического состава, но полученного по различным тех-

нологическим процессам – разливка в слиток и кристаллизация в чипс, проведённые электронномикроскопические исследования изломов.

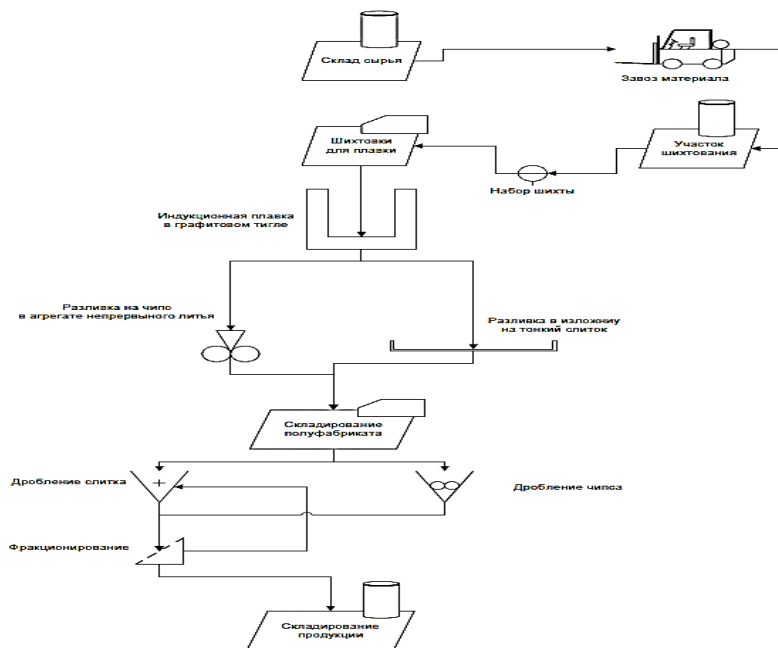


Рисунок 1 – Технологическая схема процесса изготовления модификаторов

Электронномикроскопические фотографии и результаты рентгеноспектрального микроанализа частиц слиточного и чипс-модификатора с наибольшим и наименьшим содержанием Si представлены на рис. 2.

Электронномикроскопические изображения получены в обратно рассеянных электронах. Степень серого на данных изображениях характеризует химический состав исследуемого вещества (чем светлее – тем больше порядковый номер элемента по периодической таблице химических элементов Д.И. Менделеева). Численные результаты весового содержания элементов в приведённом рентгеноспектральном анализе носят качественный характер. Микроструктурные отличия быстроохлаждённого чипса по сравнению с фракционированной крупкой из слитка заключаются в следующем. Общая структура чипса более однородная, высокодисперсная (размер фаз в 5 и более раз меньше), плотная и характеризуется равномерным фазовым распределением. Преимущественно все фазы чипса имеют вид тонких пластин, либо единичных неразветвлённых включений. При одинаковой морфологии области Fe-Si-фазы с повышенным содержанием Si и пониженным содержанием Fe выглядят более тёмными, а области фазы с пониженным содержанием Si и повышенным содержанием Fe – наоборот, более светлыми (на электронномикроскопическом изображении).

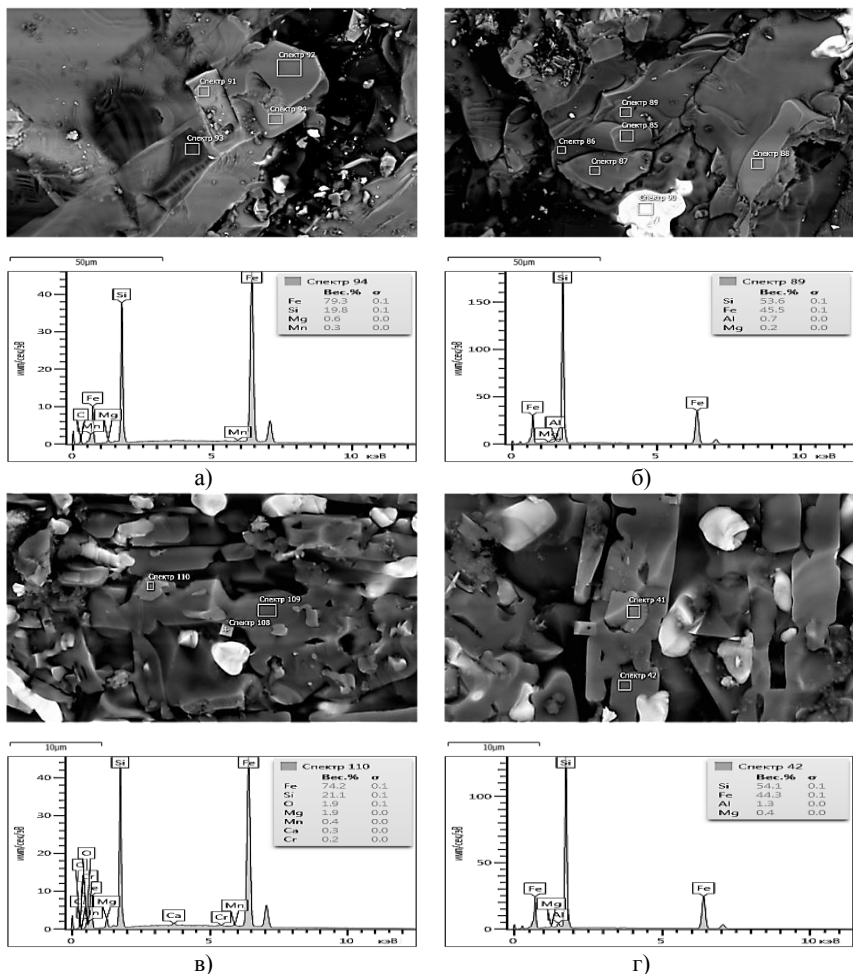


Рисунок 2 – Электронномикроскопическое изображение поверхностей изломов слиточного (а, б) и чипс (в, г) модификатора и спектры Fe-Si-фаз

Fe-Si-фазы в структуре слиточного и чипс-модификатора имеют различное, отличающееся от среднего, содержание Si, примыкают друг к другу, разделяясь межфазной границей. Это объясняется спинодальным распадом Si в результате достаточно быстрого фазового перехода, а конкретно – ускоренного охлаждения однородного высококремнистого сплава, в результате которого образуются соседствующие Fe-Si-фазы с различным содержанием Si. В частицах слиточного и чипс-модификаторов разброс по содержанию Si сопоставим (~ 33%) и составляет 19,8-53,6% при среднем значении 48% и 21,1-54,1% при среднем значении 46,6% соответственно, следовательно скорость кристаллизации расплава модификатора

не влияет на разбег по содержания Si в Fe-Si-фазах в результате его спинодально-го расслоения.

СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ПОКРЫТИЯ $\text{SnO}_2\text{-Ag}$

Романов Д.А., Пронин С.Ю., Гаевой Е.А., Степиков М.А., Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет,

Новокузнецк, Россия, romanov_da@physics.sibsiu.ru

Объектом исследований являлись медные контакты контактора КПВ-605, на контактных поверхностях которых электровзрывным методом было сформировано покрытие системы $\text{SnO}_2\text{-Ag}$. В качестве взрываемого токопроводящего материала была использована фольга серебра массой 250 мг, на поверхность которой в область взрыва помещалась навеска порошка SnO_2 массой 50 мг. Время воздействия плазмы на поверхность образца ~ 100 мкс, поглощаемая плотность мощности на оси струи $\sim 5,5$ ГВт/м², давление в ударно-сжатом слое вблизи облучаемой поверхности $\sim 12,5$ МПа, остаточное давление газа в рабочей камере ~ 100 Па; температура плазмы на срезе сопла $\sim 10^4$ К, толщина зоны термического влияния ~ 50 мкм. Элементный и фазовый состав, морфологию и дефектную субструктуру покрытия анализировали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (прибор JEM-2100F, JEOL). Фольги для исследования материала методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии изготавливали методом ионного утонения тонких (~ 100 мкм) пластинок, расположенных в поперечном сечении образца. Это позволяло исследовать структуру покрытия и переходного слоя, разделяющего покрытие и подложку.

Слой меди, прилегающий к покрытию, имеет фрагментированную структуру, что может свидетельствовать о высоком уровне деформации поверхности образца при формировании покрытия. Формирующееся покрытие имеет нанокристаллическую структуру с размером кристаллитов, изменяющихся в пределах (20-40) нм. В результате выполненных таким образом исследований установлено, что анализируемое покрытие является многоэлементным материалом, основными металлическими элементами которого являются медь, серебро и олово. Следовательно, при электровзрывном формировании покрытия наблюдается перемешивание элементов подложки и покрытия.

В системе Ag-Sn-Cu могут быть сформированы соединения на основе Ag-Sn и Sn-Cu; так же возможно присутствие твердых растворов на основе серебра, олова и меди. Не следует исключать присутствие в покрытии и окисных фаз указанных элементов. Микроэлектроннограмма имеет кольцевое строение, что однозначно свидетельствует о принадлежности покрытия к классу нанокристаллических материалов. Учитывая неравновесные условия превращений, имеющих место при электровзрывном формировании покрытия, и возможное присутствие одновременно нескольких фаз на исследуемом участке фольги, индентирование микроэлектроннограмм осуществляли путем определения фазовой принадлежности по отдельности каждого из пяти ближайших дифракционных колец.

Индицирование микроэлектроннограммы выявило рефлексы следующих фаз: SnO_2 , Ag_3Sn , $\text{Cu}_{10}\text{Sn}_3$, Cu_3Sn , Cu_6Sn_5 , Ag_4Sn и CuO . На рис. 1 приведены темнопольные изображения фаз, наиболее часто обнаруживаемых в исследуемом покрытии. Анализируя результаты следований фазового состава покрытия, можно отметить, что частицы оксида олова SnO_2 , изображение которых приведено на

рис. 1, г, имеют округлую форму; размер частиц изменяются в пределах от 15 нм до 40 нм. Частицы соединений Ag_3Sn , Ag_4Sn и Cu_6Sn_5 , изображение которых приведено на рис. 1, а-в, соответственно, являются сравнительно более крупными (20-50 нм) и часто формируют области размерами (80-120) нм.

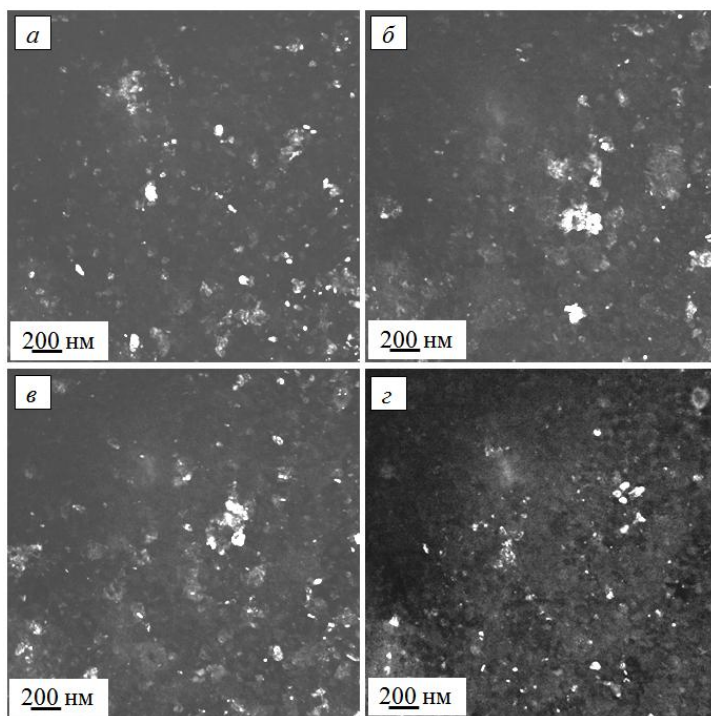


Рис. 1. Электронно-микроскопические темнопольные изображения участка покрытия системы $\text{SnO}_2\text{-Ag}$. Темные поля получены в рефлексах [004] Ag_3Sn ; [100] Ag_4Sn ; [002] Cu_6Sn_5 ; [110] SnO_2

Заключение

Методами электронной дифракционной микроскопии проведены исследования элементного и фазового состава, дефектной субструктуры и морфологии фаз покрытия, сформированного на поверхности образцов меди электровзрывным методом. Выявлено образование многоэлементного многофазного покрытия, имеющего нанокристаллическую структуру. Путем индицирования микроэлектроннограмм установлено, что основными фазами покрытия являются SnO_2 , Ag_3Sn , $\text{Cu}_{10}\text{Sn}_3$, Cu_3Sn , Cu_6Sn_5 , Ag_4Sn и CuO . Обнаружено, что объем меди, прилегающий к покрытию, имеет фрагментированную структуру, что может свидетельствовать о высоком уровне деформации поверхностного слоя образца при электровзрывном способе формирования покрытия.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол_а_дк и при финансовой поддержке Гранта

**КИНЕТИКА ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ
В ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНАХ И СТАЛЯХ**

Окишев К.Ю., Мирзаев Д.А., Созыкина А.С.

Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск, Россия,

okishevki@susu.ru, k.okishev@inbox.ru

Система сплавов Fe–Cr–C является основой многих промышленных сплавов (коррозионноустойчивых, инструментальных и др. сталей, износостойких чугунов). В работе представлена построенная на основе имеющихся литературных экспериментальных данных модель, позволяющая расчётным путём оценивать зависимость структурного состава и твёрдости высокоуглеродистых сплавов этой системы от режима термической обработки.

Указанные сплавы в основном относятся к ледебуритному классу, то есть при высоких температурах в твёрдом состоянии в них наряду с γ -фазой сохраняются карбиды, обычно $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$, растворимость которых растёт при повышении температуры. На основании экспериментальных данных показано, что в ходе растворения карбидов при постоянной температуре T в области $\gamma + \text{K}$ зависимость их доли от времени t имеет вид

$$f_{\text{K}} = f_{\text{K}}^{\text{p}} + (f_{\text{K}}^0 - f_{\text{K}}^{\text{p}}) \exp \left[- (a \exp(-Q/RT) \cdot t)^n \right],$$

где f_{K}^0 и f_{K}^{p} — исходное (в момент начала изотермической выдержки) и равновесное при данной температуре количество карбидов, показатель n близок к $1/2$, а коэффициенты a и Q зависят от состава сплава. Это позволяет рассчитать химический состав γ -фазы по обычному уравнению баланса (правилу рычага).

При охлаждении из аустенита могут выделяться вторичные карбиды, он может испытывать эвтектоидный распад и мартенситное превращение. Для всех этих процессов также предложены количественные описания. Кинетика выделения вторичных карбидов проанализирована на основе данных о повышении мартенситной точки сплавов при уменьшении скорости охлаждения из аустенитной области. В изотермических условиях она соответствует уравнению показанного выше вида, но с показателем n , близким к $3/2$. Для перлитного превращения принято обычное уравнение Колмогорова–Аврами, коэффициенты которого зависят от химического состава аустенита и температуры. Положение мартенситной точки в зависимости от содержания углерода C и хрома Cr в аустените (в мас. %) к моменту окончания аустенитизации описано специально подобранным эмпирическим выражением $M_s = 475 - 275 \cdot \text{C} - 12 \cdot \text{Cr} - 10 \cdot \text{C} \cdot \text{Cr}$, °C.

Развитие мартенситного превращения по мере охлаждения, как свидетельствуют эксперименты, в целом подчиняется известному уравнению Койстинена–Марбургера.

Таким образом, разработанные модели позволяют оценить количество карбидов, мартенсита, остаточного аустенита, а также микротвёрдости всех фаз и твёрдость сплава в целом для любого заданного режима аустенитизации и последующего охлаждения (непрерывного или с изотермической выдержкой). Они

могут использоваться как для прогнозирования результатов термической обработки, так и для подбора химического состава сплавов по заданным критериям.

Работа выполнена за счёт субсидии на финансовое обеспечение выполнения государственного задания (фундаментальное научное исследование) по заданию № 3.9660.2017/БЧ (номер для публикаций: 3.9660.2017/8.9).

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ ПЕРЛИТНОГО КЛАССА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАКАЛКОЙ

Филиппов М.А.¹, Ягудин Г.А.¹, Легчило В.В.¹,

Эстемирова С.Х.², Смагирева Е.А.¹

¹Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.

Ельцина, ²Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург, Россия,

Clone-94@mail.ru

Широко распространённая износостойкая сталь 110Г13Л имеет ряд недостатков – низкую исходную твердость, что является причиной расклепываемости рабочих частей отливок в условиях действия динамических нагрузок, кроме того, сталь плохо поддаётся механической обработке. Плохая экологичность в производстве и экономические соображения обуславливают в ряде случаев необходимость заменять её высокоуглеродистыми перлитными сталями. Это возможно при работе в условиях преимущественно абразивного изнашивания без значительных ударных нагрузок после нормализации и высокого отпуска вследствие низкой ударной вязкости перлитных сталей. Несмотря на то, что износостойкость образцов, например из перлитных сталей с 0,7–0,8 % С со структурой сорбита отпуска, составляет при испытании по закреплённому абразиву 55—70 % от уровня, обеспечиваемого образцами из стали 110Г13Л [1], менее высокая стоимость, технологичность в изготовлении и проблемы экологии могут решить вопрос в ряде случаев в пользу применения перлитной стали. Дополнительные резервы повышения износостойкости перлитных сталей заключаются в формировании в отливках структуры метастабильного остаточного аустенита, который в процессе абразивного изнашивания превращается в мартенсит деформации на рабочей поверхности, повышая способность стали к фрикционному упрочнению и износостойкость [2]. В связи с необходимостью более широкого использования сталей перлитного класса, цель данной работы состояла в сравнительном изучении взаимосвязи структуры, формирующейся в процессе термической обработки, с абразивной износостойкостью малолегированных перлитных сталей.

В качестве материала для исследования использовали ударные образцы двух сталей перлитного класса с разным содержанием углерода – 70Х2ГСМЛ и 150ХНМЛ после закалки от 900 и 1150 °С в масле. Испытания абразивной износостойкости образцов по закреплённому абразиву производили с помощью специального приспособления, смонтированного на строгальном станке по методике изнашивания по закреплённому абразиву, близкой к методике, описанной в работах [2,3].

Исходная твёрдость образцов после закалки, относительная износостойкость и микротвёрдость рабочей поверхности образцов после абразивного изнашивания исследуемых сталей представлены в таблице 1. Результаты рентгеноструктурного фазового анализа показали, что фазовый состав образцов сталей 70Х2ГСМЛ и

150ХНМЛ после закалки от 900 °С представляет собой мартенсит и небольшое количество остаточного аустенита (менее 5 %). Фазовый состав после изнашивания состоит только из мартенсита со следами присутствия остаточного аустенита.

Таблица 1

Результаты испытаний образцов исследуемых сталей на абразивное изнашивание (ϵ – относительная износостойкость сталей)

Марка стали и режим обработки	ϵ	HRC	H _{50изн.,ГПа}
Сталь 110Г13Л, закалка от 1050 °С	1,0	20	6,24
Сталь 70Х2ГСМЛ, закалка от 900 °С в масле, отпуск при 200 °С, 2 ч	1,19	60	9,3
Сталь 70Х2ГСМЛ, закалка от 1150 °С в масле, отпуск при 200 °С, 2 ч	1,43	57	10,1
Сталь 150ХНМЛ, закалка от 900 °С в масле, отпуск при 200 °С, 2 ч	1,55	60	10,5
Сталь 150ХНМЛ, закалка от 1150 °С в масле, отпуск при 200 °С, 2 ч	3,2	45	12,0

После высокотемпературной закалки образцов стали 70Х2СМЛ и особенно 150ХНМЛ формируется структура, отличающаяся по фазовому составу от такового после закалки от температуры 900 °С – наряду с мартенситом появляется остаточный аустенит в количестве 20 % в первой и свыше 70 % - второй стали. Остаточный аустенит метастабилен и в процессе изнашивания в поверхностном слое большая его часть превращается в мартенсит деформации, в рабочем слое образцов после износа фиксируется около 5 % аустенита. Повышенное содержание остаточного аустенита после закалки от высокой температуры – 1150 °С – возникает, по-видимому, вследствие растворения избыточных дисперсных частиц легированных хромом карбидов.

Максимальная износостойкость при абразивном изнашивании достигается после высокотемпературной закалки сталей (1150 °С) в масле, формирующей мартенситную структуру с метастабильным аустенитом в количестве 20–70 %, превращающимися в мартенсит на рабочей поверхности при изнашивании с высокой способностью к фрикционному упрочнению. Абразивная износостойкость стали 70Х2ГСМЛ с такой микроструктурой на 40 %, а стали 150ХНМЛ – в 3 раза превышает абразивную износостойкость стали 110Г13Л.

ЛИТЕРАТУРА

1. Филиппов М.А., Филиппенков А.А., Плотников Г.Н. Износостойкие стали для отливок. М.: Металлургия, 2009. 358 с.
2. Коршунов Л.Г. Изнашивание металлов при трении // Металловедение и термическая обработка стали / Под ред. М.Л.Бернштейна и А.Г.Рахштадта. М.: Металлургия. 1991. Т.1, кн.2. С. 387–41.
3. Хрущев М.М., Бабичев М.А. Абразивное изнашивание. М.: Наука, 1970. 252 с.

4. Филиппов М.А., Гервасьев М.А., Плотников Г.Н., Жилин А.С., Никифорова С.М., Формирование структуры износостойких сталей 150ХНМЛ и Х12МФЛ при закалке // *МиТОМ* – 2015 – № 11 – С. 5–9.

**ЖАРОПРОЧНОСТЬ И МИКРОСТРУКТУРА
РОССИЙСКИХ РЕАКТОРНЫХ СТАЛЕЙ С ОЦК РЕШЕТКОЙ,
ВКЛЮЧАЯ ДУО МОДИФИКАЦИЮ**

**Катаева Н.В.¹, Кочеткова Т.Н.¹, Сагарадзе В.В.¹, Козлов К.А.¹,
Леонтьева-Смирнова М.В.², Никитина А.А.²**

¹ - *Институт физики металлов имени М.Н.Михеева УрО РАН,
г. Екатеринбург, Россия, kataeva@imp.uran.ru*

² - *ВНИИНМ им. А.А. Бочвара, г. Москва, Россия*

В работе проведены испытания на ползучесть при разных напряжениях (60, 68, 100 и 140 МПа) и температурах (650 – 700 °С) российских реакторных сталей с ОЦК решеткой (ЭП-823, ЭП-900, ЭК-181, ЭП-450, ЧС-139) и дисперсно-упрочненной оксидами стали ЭП450-ДУО. Все исследованные образцы в исходном состоянии содержали небольшое количество ферритных зерен и состояли преимущественно из мартенсита, претерпевшего возврат с сохранением повышенной плотности дислокаций. По границам мартенситных реек обнаружены карбиды типа $Me_{23}C_6$ размером 50...200 нм, а в объеме кристаллов – дисперсные карбиды типа VC размером ~ 5 нм. Высокотемпературные испытания были выполнены на микрообразцах, изготовленных из тонкостенных реакторных оболочек тепловыделяющих элементов. Определялись характеристики длительной прочности, пластичности и скорости ползучести. По уменьшению скорости ползучести реакторные стали располагаются в следующем порядке: (ЭП-823 и ЭП-900), ЭК-181, (ЭП-450 и ЧС-139), ЭП-450-ДУО. При повышенных температурах и под нагрузкой в структуре сталей развиваются процессы полигонизации и рекристаллизации ОЦК – фазы, происходит огрубление карбидов типа $Me_{23}C_6$.

Совершенно иная ситуация наблюдалась в исследованных ДУО сталях. Скорость ползучести при 700 °С и напряжении 140 МПа для образцов из стали ЭП-450-ДУО почти на порядок меньше, а время до разрушения в 10...50 раз больше, чем для образцов из «безоксидных» сталей с ОЦК решеткой. Этот эффект связан с высокой термической устойчивостью упрочняющих Y-Ti оксидов, размером 2...5 нм.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема «Структура», № 01201463331).

**ПОВЕРХОСТНОЕ ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ
ПРУЖИННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Бараз В.Р.

*Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург, Россия
vrbaraz@mail.ru*

Пружинные сплавы обычно являются высокопрочными материалами, поскольку способность воспринимать и передавать значительные силовые нагрузки, исключая при этом возможность накопления остаточной деформации. Подобное качество особенно важно для пружин, используемых для точных приборов, прецизионных измерительных устройств. Кроме того, такие изделия обычно экс-

пластируются в условиях преобладающего воздействия крутящих и изгибных нагрузок. При такой схеме нагружения максимальные напряжения возникают на поверхности упругих элементов, что диктует необходимость применения таких высокопрочных материалов, которые характеризуются повышенным сопротивлением пластической деформации поверхностных участков. Поэтому обоснованное внимание могут привлекать технологии, позволяющие целенаправленно обеспечивать поверхностное упрочнение пружинных материалов. Среди них очевидный интерес может представлять метод фрикционной обработки. Поверхностная пластическая деформация путем трения скольжения известна как метод обработки, используемый обычно для материалов (в основном инструментального класса), в которых нужно было обеспечить повышенное значение такой важной служебной характеристики, как износостойкость. Вместе с тем подобная обработка может рассматриваться в качестве перспективного метода упрочнения широкой номенклатуры пружинных материалов из проволочных и ленточных заготовок, испытывающих в условиях изгибного или крутящего нагружения преимущественное деформирование поверхностных слоев.

При фрикционной обработке в режиме трения скольжения создается сложная схема напряженного состояния – при высоком давлении помимо сдвиговой деформации, осуществляемой скольжением и двойникованием, может развиваться также ротационная (поворотная) деформация. Это приводит к очень сильной пластической деформации, сопровождающейся не только аномально высоким фрагментированием зерен, но и их кристаллографическим разворотом с высокоугловой разориентацией. В результате в поверхностном слое изделий возникают ультрадисперсные, в том числе и нанокристаллические структуры [1]. Наличие у возникающих в зоне фрикционного контакта структур особых свойств позволяет рассматривать такую упрочняющую обработку в качестве перспективного способа улучшения эксплуатационно важных характеристик упругих материалов.

Проведено изучение фрикционной обработки ленточных заготовок из пружинных материалов различного химического состава – сталей мартенситного и аустенитного классов (соответственно стали 70C2XA и 12X17H8Г2СМФ), а также сплава на медной основе, относящегося к группе бериллиевых бронз (БрБНТ1,7) [2].

Электронно-микроскопическим исследованием установлено, что деформация трением способствует формированию в поверхностном слое ленты сильно фрагментированной микроструктуры, по размерам приближающейся к нанометрическому масштабу. Такая обработка способствует деформационному упрочнению поверхностного слоя, что выражается в повышении условного предела упругости и микротвердости, а также эффективным образом влияет на возрастании усталостных и релаксационных свойств.

Создана установка для экспериментального исследования влияния технологических факторов на упрочнение ленточных образцов, основанная на модели деформирования путем протягивания длинномерной ленточной заготовки через закрепленные инденторы-валки [3]. Установка позволила провести опыты по отысканию оптимальных режимов обработки ленточных образцов фрикционным деформированием. При этом следовало выяснить возможное влияние следующих воздействующих факторов: величины давления в зоне контакта F , действующего на инденторы; радиуса кривизны инденторов-валков R и числа проходов n .

С использованием метода математического планирования эксперимента было проведено исследование и получено уравнение регрессии следующего вида:

$$y = 291 + 12,5 x_1 + 6,8 x_2 - 29,5 x_3 - 6,0 x_1 x_3.$$

Оценка характера и степени воздействия рассматриваемых факторов показывает, что наиболее сильно влияющим параметром (с очевидным обратным знаком) является радиус кривизны инденторов $x_3 (R)$. Следующим по эффективности оказывается давление $x_1 (F)$ и наименее воздействующим представляется число проходов $x_2 (n)$. Следует также считаться со значимым влиянием парного взаимодействия указанных более сильных факторов $x_1 x_3$.

Выявленное ранжирование факторов дает возможность скорректировать рассмотренные параметры и сформировать более рациональную схему технологического процесса. Без заметного снижения эффективности деформационного наклепа можно свести количество проходов до приемлемого уровня, что позволит повысить производительность установки.

Таким образом, возможность формирования при трении высокопрочных нанокристаллических структур в поверхностных слоях пружинных сталей позволяет рассматривать упрочняющую фрикционную обработку в качестве перспективного способа улучшения эксплуатационно важных характеристик таких изделий.

Литература

1. Коршунов Л.Г., Макаров А.В., Черненко Н.Л. Нанокристаллические структуры трения в сталях и сплавах, их прочностные и трибологические свойства // Развитие идей акад. В.Д.Садовского. Сб-к трудов. Екатеринбург: 2008. С. 218-241.
2. Бараз В.Р., Федоренко О.Н. Особенности фрикционной обработки сталей пружинного класса // МиТОМ. 2015. № 11. С. 16-19.
3. Картак Б.Р., Бараз В.Р., Федоренко О.Н. Определение оптимального режима деформационного упрочнения металлической ленты в условиях трения скольжения // Деформация и разрушение материалов. 2014. №1. С. 32-36.

ЗАЩИТНО-ДЕКОРАТИВНЫЕ ПОКРЫТИЯ МЕДНОНИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Бараз В.Р., Герасимов С.С., Груздева И.А., Исламов И.Б.

*Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург, Россия
gerasimov007@bk.ru*

Сплавы системы медь-никель, обладая высоким комплексом потребительских свойств, широко используются практически во всех отраслях техники – от морского судостроения и аэрокосмическая техника до электромеханических приборов и ювелирных изделий. Проблема повышения надежности и долговечности деталей машин из этих сплавов, эксплуатируемых в различных, в т. ч. агрессивных средах, решается также и нанесением гаммы защитно-декоративных покрытий.

Для защиты от коррозионного воздействия на поверхности металлов создаются различные изолирующие пленки, устойчивость которых зависит от темпе-

ратуры и агрессивной среды. От низкотемпературной коррозии могут быть применены органические, неорганические или металлические защитные слои.

В работе рассмотрены результаты экспериментальных исследований структуры и фазового состава основы на базе медноникелевых сплавов (мельхиора и нейзильбера) после деформации и термообработки, а также структуры и свойства неорганических и металлических защитных пленок.

Материалом основы для исследований служили прокатанные листы толщиной 1 мм мельхиора марки МН19, и нейзильбера марки МНЦ 15-20, на которые наносили защитные покрытия: окисные соединения, медь, олово, никель, золото, а также комплексные нитриды титана и циркония. Покрытия наносились различными способами: химическим оксидированием, электрохимическим осаждением и ионно-плазменным напылением. Последний метод обладает уникальной возможностью получения поверхностных слоев на деталях машин с новыми физико-химическими и эксплуатационными свойствами. Рецепт раствора и режимы химического и электрохимического осаждения защитных пленок использованы стандартные. Нитриды наносили на промышленной установке "Булат" ионно-плазменным методом.

Оценка указанных защитных покрытий проводилась путем исследования толщины покрытия, величины переходной зоны, силы сцепления, износостойкости и сравнения цветовой окраски.

В случае покрытия мельхиора и нейзильбера оловом, медью, золотом пленки сохраняют свой естественный цвет. Цветовая гамма оксидной пленки на мельхиоре и нейзильбере зависит от режимов оксидирования и варьируется от золотистого до роскошного черного с сизым отливом. Покрытия на основе нитридных соединений титана и циркония (TiN и ZrN), полученные ионно-плазменным напылением, позволяют получить яркий цвет, полностью имитирующий эффект золочения. Поэтому покрытия на основе титано-циркониевого нитрида являются перспективными с точки зрения возможности получения высокой твердости, прочности в сочетании с формированием хороших защитно-декоративных свойств. Это позволяет широко использовать такие нитридные соединения в качестве покрытий изделий, применяемых в машиностроении, в легкой и химической промышленности, в быту.

Показано, что толщина оксидных пленок на всех образцах составляла ~ 1 мкм, при этом металлографическим методом не обнаруживается разница по толщине оксидного слоя для различных цветовых оттенков. Толщина металлических гальванических покрытий соответствовала технологическим режимам и составила: для золота и никеля менее 1 мкм, меди – 6,5 мкм и для олова ~ 10 мкм.

Эксперименты с ионно-плазменным напылением были выполнены на примере заготовок мельхиора марки МН19. Установлено, что микротвердость сплава в исходном состоянии (до поверхностной обработки) составляла 100 HV. После напыления она достигает 580 HV. Толщина слоя (после обработки при 500 °С в течение 40 мин) составляла 4.3 мкм. При этом покрытие по цвету в полной мере имитировало эффект золочения.

Микроструктурная картина полученного покрытия показана на рисунке, где приведена общая картина приповерхностного участка. Сформированное покрытие представляет собой чередующиеся слои, что отражает принятую схему ионно-плазменного напыления, основанную на способе попеременного осаждения на

поверхности образца-мишени нитридного соединения на основе Ti и Zr благодаря эмиссионному эффекту от источников-испарителей.

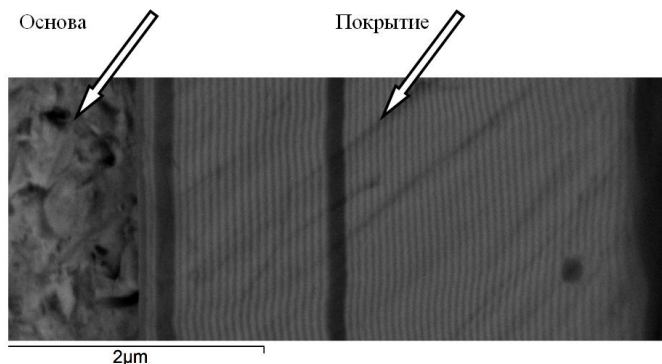


Рисунок. Структура ионно-плазменного покрытия сплава МН19

Таким образом, изученные покрытия, нанесенные различными технологическими способами (электролиз, оксидирование), позволяют модифицировать поверхность и получать на поверхности мельхиора и нейзильбера защитно-декоративные слои толщиной от 1 до 10 мкм, отличающиеся физико-химическими и эксплуатационными свойствами и широкой цветовой гаммой. При этом несомненный интерес представляет метод, основанный на ионно-плазменном напылении. Полученные данные позволяют говорить о том, что покрытие из нитридных соединений не только дает возможность получить приятный декоративный цвет (эффект золочения), но и обеспечивает его механическую сохранность (износостойкость) благодаря высокой твердости.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ГИДРОАБРАЗИВНОЙ РЕЗКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СТАЛИ

Морозова А.Н., Табатчикова Т.И.

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

E-mail: tabat@imp.uran.ru

Исследованы сварные соединения из стали 20ХГСНМ толщиной 13 мм, используемые для изготовления крупногабаритных конструкций ответственного назначения. Раскрой листов стали перед сваркой производился с использованием технологии гидроабразивной резки (ГАР) на установке OMAX 120X-1, в качестве абразива был использован гранатовый песок в состав которого входят следующие оксиды: $\text{SiO}_2 = 36$ масс.%; $\text{Fe}_2\text{O}_3 = 33$ масс.%; $\text{Al}_2\text{O}_3 = 23$ масс.%; $\text{MgO} = 6$ масс.%; $\text{MnO} = 1$ масс.%; $\text{CaO} = 1$ масс.%.

Произведены металлографические и фрактографические исследования. Испытания на одноосное растяжение проводили на испытательной машине "Instron 5982", использовали образцы типа II по ГОСТ 6996-66. Испытания на ударный изгиб проводили на стандартных образцах размером $10 \times 10 \times 55$ мм с U-образным надрезом (по центру шва и по околошовной зоне – ОПШ) на инструментированном маятниковом копке "Tinius Olsen IT 542M".

В сварном соединении стали 20ХГСНМ выполненного с использованием сварочной проволоки Св-10ГСМТ выделены различные зоны: металл шва; зона термического влияния (ЗТВ), в которой присутствуют участки перегрева, рекристаллизации, неполной рекристаллизации, кратковременного отпуска; основной металл.

Испытания на одноосное растяжение показали, что среднее значение условного предела текучести $\sigma_{0,2} = 701$ МПа, а среднее значение временного сопротивления $\sigma_b = 739$ МПа. Поверхность разрушения имеет вязкий ямочный рельеф. На поверхности излома были обнаружены частицы включений размером до 1-3 мкм и ~8 мкм. С помощью локального микрорентгеноспектрального анализа установлено, что обнаруженные включения представляют собой, соответственно, продукты раскисления металла шва и шлак, наличие которых характерно для металла шва сварных соединений. Из сравнения составов анализируемых включений и частиц абразивного песка, можно заключить, что наличие этих частиц никак не связано с применением гидроабразивной резки при раскрое металла перед сваркой.

Испытания на ударный изгиб сварного соединения с надрезом по металлу шва показали достаточно высокие значения ударной вязкости 143 Дж/см² и 75 Дж/см², при $t_{исп} = 20$ и -40 °С соответственно. Однако фратографические исследования показали, что высокую долю хрупкой составляющей, наблюдается наличие фасеток хрупкого разрушения, размером до 100 мкм при $t_{исп} = -40$ °С.

При испытаниях образцов с надрезом по околошовной зоне получены нестабильные и требующие объяснений результаты. Так, при комнатных температурах испытания ударная вязкость изменялась в диапазоне от 86 до 250 Дж/см², а при $t_{исп} = -40$ °С в диапазоне от 31 до 222 Дж/см². Нестабильность полученных результатов объясняется особенностями разрушения сварного соединения, имеющего крайне неоднородное структурное состояние. Также имеет значение точность нанесения надреза; при смещении надреза на небольшое расстояние может измениться величина ударной вязкости, а также и характер излома. Если под надрезом присутствует участок перегрева ЗТВ, разрушение происходит по хрупкому механизму. В том случае, если под надрезом находится участок кратковременного отпуска ЗТВ, разрушение развивается так же, как и в основном металле, излом имеет слоистый характер, КСЧ = 222 Дж/см².

Фратографические исследования излома ударного образца с надрезом по ОШЗ, показали наличие различного рода дефектов – несплавлений и микротрещин, внутри которых присутствуют крупные частицы. Установлено, что эти скопления представляют собой шлаковые включения, в состав которых входят следующие элементы: О, Мп, Si, Ti и в небольшом количестве Fe, Al, Ca, S и Сг. Состав данных включений существенно отличается от состава песка – абразива, использованного при гидроабразивной резке.

Таким образом, в сварных соединениях стали 20ХГСНМ, раскрой листов, для которых был проведен с помощью гидроабразивной резки, не выявлено никаких особенностей, связанных с применением ГАР и не обнаружено абразивных частиц, применявшихся в составе гидроабразивной смеси.

Данная работа выполнена в рамках темы «Структура» (№ 01201463331) при частичной поддержке Комплексной программы УрО (проект № 18-10-2-39).

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ СКОЛЬЖЕНИЯ

Потехин Б.А., Христолюбов А.С., Илюшин В.В.

Уральский государственный лесотехнический университет (УГЛТУ),
Екатеринбург, Россия, pba-nn@yandex.ru

Согласно «правилу Шарпи» баббиты, бронзы для обеспечения повышенного комплекса трибологических свойств должны иметь твердую «опорную поверхность» в баббитах Б83, бронзах БрО10 – это интерметаллиды группы ВЗ (SnSb, Cu₃Sn), они хрупкие, неблагоприятной морфологии, что резко снижает технологические свойства: низкая пластичность, не деформируются, используются только в отливках.

Исследования [1] показали возможность в системе Cu-Fe получать в отливках железные дендриты. На этой базе нами разработаны бронзы, армированные стальными дендритами (рис. 1), представляющие собой стали разных классов: мартенситно-стареющие (рис. 1, а, б), нержавеющие ферритные (рис. 1, в) и аустенитные (рис. 1, г).

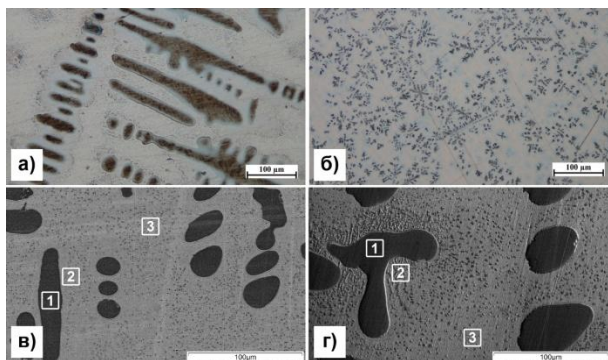


Рис. 1 Структуры бронз: а) БрЖНА 12-7-1 отливка; б) БрЖНА 12-7-1 вакуумное литье; БрЖНХК 12-7-5-1 отливка; г) БрЖНХА 12-9-3-1 отливка

Химический составы дендритной фазы и основы сплавов (матрицы), твердость фаз и одно из основных служебных свойств антифрикционных сплавов (износостойкость) представлены в таблице.

Здесь можно отметить, что не твердость дендритов определяет износостойкость, а их дисперсность (позиции а, б, рис. 1 и поз. 2, 3, табл.). С другой стороны, в дендритах содержится 10-20% меди, которая формирует оболочку вокруг каждого зерна или компактные зоны, состава Cu+6-10%Ni+1%Al, то есть дендриты и матрица неоднородны, как по химическому, так и по твердости.

Выполненный анализ позволяет полагать, что не твердая опорная поверхность определяет комплекс трибологических свойств (I, гтр), а градиент твердости между структурными составляющими и их дисперсностью, по той причине, что гидравлическое воздействие (клиновидное, кавитационное) формирует маслосъемный микрорельеф поверхности трения, уменьшая адгезионный износ. Ферритные нержавеющие дендриты состава 01Н16Х16С3, кроме того, предотвращают, возможный, коррозионный износ.

Таблица

Химические составы фаз и служебные свойства бронз

№	Сплав	Состав (тип дендрита)	HV ⁵⁰	I, мкм/км
1	БрО10	-	401	0,025
2	БрЖНА 12-7-1 литье	01Н15Ю (М)	398	0,045
3	БрЖНА 12-7-1 вак. литье	01Н15Ю (М)	-	0,002
4	БрЖНХА 12-9-3-1 литье	01Н21Х10Ю (А)	219	0,017
5	БрЖНХА 12-9-3-1 обр. хол.	01Н21Х10Ю (А+М)	234	0,010
6	БрЖНХК 12-7-5-1 литье	01Н16Х16С3 (Ф)	189	0,009

Коэффициент трения этих бронз представлен на рис. 2.

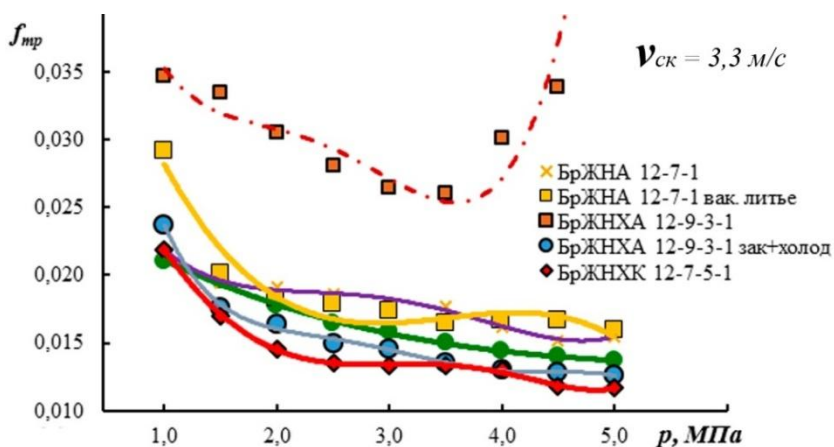


Рис. 2 - Зависимость коэффициента трения от состава, морфологии дендрита и давления.

Таким образом, рассмотренные экспериментальные композитные бронзы, армированные стальными дендритами, можно отнести к интеллектуальным сплавам, адекватно отвечающим на внешнее воздействия.

Литература

1. Baricco M., Bosco E., Acconciaioco G., Rizzi P., Coisson M. Rapid solidification of Cu–Fe–Ni alloys. Mater. Sci. Eng. A. 2004. P. 375–377, P. 1019–1023.
2. Potekhin B. A., Ilyushin V. V., Khristolyubov A. S., Zhilyakov A. Yu., and Ernandes A. Creation of composite bronze – maraging steel alloy. Metal Science and Heat Treatment. September 2013, Vol. 55, Nos. 5 – 6, pp 232-236.
3. Potekhin B., Ilushin V.V., Khristolyubov A.S., Zhilyakov A.Yu. Formation of structure and properties of composite bronzes reinforced by steel dendrites. The Physics of Metals and Metallography. April 2014, Volume 115, Issue 4, pp 413-419.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАСТВОРИМОСТИ ПОРОШКОВЫХ ЛИГАТУР SiC И Si₃N₄ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

Иванова А.Н.

*Самарский национальный исследовательский университет имени
С.П. Королёва, Самара, Россия, a.n.ivanova95@mail.ru*

Композиционные алюминиевые сплавы представляют собой перспективные материалы, применение которых в автомобильной и аэрокосмической промышленности позволило бы снизить удельный вес конструкций наряду с повышением их эксплуатационных свойств. [1] Получают подобные материалы жидкофазными и твердофазными методами.

Жидкофазный метод изготовления композиционных материалов предполагает использование литейных технологий. Данный метод позволяет получать КМ сложной конфигурации с минимальной последующей механической обработкой либо вообще без нее. [2]

Одним из способов изготовления КМ при помощи технологий жидкофазного метода является модифицирование – воздействие на процесс кристаллизации металлов и сплавов различными добавками[3]. В качестве модификаторов широко используются нанопорошки SiC и Si₃N₄.

Для исследования влияния растворимости нанопорошковой лигатуры на механические свойства композиционного сплава были проведены экспериментальные плавки, в ходе которых в исходный алюминиевый сплав А7 добавлялись спрессованные брикеты нанопорошков SiC и Si₃N₄ с размером частиц порядка 150 нм. В качестве носителей наночастиц использовались порошки меди, алюминия, никеля. Состав брикетов представлен в таблице 1.

Растворимость частиц порошка оценивалась визуально – исходя из результатов исследования микроструктуры полученных слитков на металлографическом микроскопе. Полностью лигатура растворилась в образцах 1,2,3,4,6,7. В образце 5 не растворилось около 10% лигатуры.

Характеристики прочности и пластичности были определены по диаграммам растяжения, полученным в ходе испытания на линейное растяжение. Результаты расчета механических свойств и сравнение с исходным сплавом А7 представлены на рисунке 1.

Таблица 1

№ образца	Основа сплав А7, гр	Состав лигатуры	Температура модифицирования, °С	Время выдержки, ч
1	100	Cu+ 5%Si ₃ N ₄	850	0,5
2	100	Ni+2,5%Si ₃ N ₄	850	0,5
3	100	Al+2,5%SiC	850	0,5
4	100	Ni+3%(SiC+Si ₃ N ₄)	850	0,5
5	100	Ni+5%(SiC+Si ₃ N ₄)	850	0,5
6	100	Al+2,5%SiC	850	0,5
7	100	Al+5%Si ₃ N ₄	850	0,5

Измерения твердости по Бринеллю проводились по лицевой поверхности микрошлифов. Для сравнения, твердость литого сплава А7 составляет НВ 20. Результаты измерения твердости по Бринеллю представлены на рисунке 2.

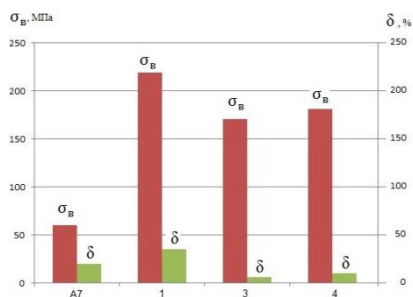


Рисунок 1 – Результаты испытания на растяжение

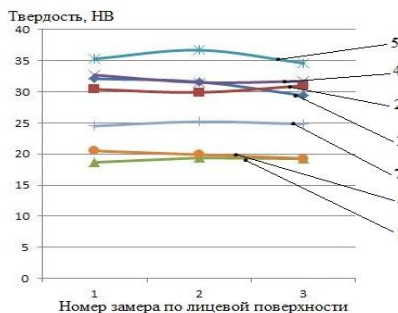


Рисунок 2 – Твердость по Бринеллю

По результатам проведенных исследований можно сделать вывод, что на свойства получаемого материала оказывает влияние не только растворимость лигатуры, но и ее состав. В частности, образец №1, модифицированный порошком SiC, обладает наивысшей прочностью, пластичностью и твердостью. Частицы порошка в отливке №5 растворились не полностью, однако показатели твердости у данного образца наивысшие – это объясняется сочетанием SiC и Si₃N₄ в составе, а также наличием никеля.

Список использованной литературы

1 Рафальский, И.В. Получение литейных композиционных материалов из алюминиевых сплавов в гетерофазном состоянии с дисперсными наполнителями [текст]/ И.В. Рафальский.// Литье и металлургия. – 2011. - №3(61). – С. 26-31.

2 Мальцева, Л.А. Жидкофазные технологии получения композиционных материалов. Матрицы. Упрочнители [текст]/учеб. пособие /Л.А. Мальцева, В.А. Шарапова; М-во образования и науки Рос. Федерации, Урал. федер. ун-т. — Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2013. — 120 с.

3 Голиков, А.Ю. Модифицирование алюминиевых сплавов мелкодисперсными тугоплавкими частицами с целью повышения их механических свойств [текст]/ А. Ю. Голиков, Е. Д. Головин, Т. И. Савенко и др. // X Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлургов - молодых ученых. Екатеринбург, 2009. — С. 303-304.

ВЛИЯНИЕ ДИФфуЗИОННОГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ ГОРЯЧИХ ЦИНКОВЫХ ПОКРЫТИЙ

Фролова А.А, Алимова К.Е.

*Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева, г. Самара*

Горячее цинкование - один из самых надёжных методов защиты стали от коррозии. Цинковое покрытие защищает изделие от ржавчины, улучшает его внешний вид, повышает сопротивление износу. Длительность этой защиты зави-

сит от толщины покрытия, его однородности и прочности сцепления, достаточной для манипуляций с изделиями.

Горячее цинкование основано на принципе диффузии. В результате взаимодействия железа и цинка на поверхности стали образуются интерметаллидные слои, основные из них: δ -фаза (FeZn_{10}), ζ -фаза (FeZn_{13}) и η -фаза – практически 100% покровный цинк [1].

Известно, что интерметаллидные фазы более коррозионностойкие, чем чистый цинк [2-3]. Для выравнивания химического состава покрытия по толщине было решено провести диффузионный отжиг.

Целью данной работы было установить влияние диффузионного отжига на микроструктуру цинковых покрытий.

Для решения поставленной задачи образцы из листовой стали Ст3 ($\text{Si}=0,15-0,4\%$) были оцинкованы при температуре 450°C в течение 10 минут. Далее проводили диффузионный отжиг при температуре 500°C с выдержкой в печи 5 и 10 минут. Микроструктуру и элементный микроанализ цинкового покрытия исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа Tescan Vega SB с энергодисперсионным рентгеновским анализатором INCAx-act.

Микроструктура цинкового покрытия в исходном состоянии и после диффузионного отжига приведена на рис.1.

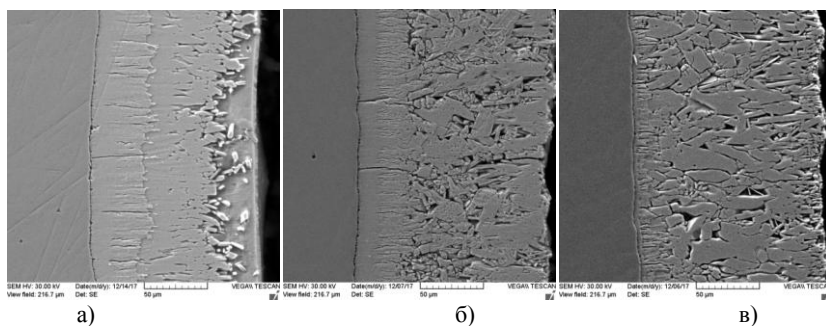


Рисунок 1 - Микроструктура цинкового покрытия:
а) исходное состояние; б) отжиг 500°C , 5 мин; в) отжиг 500°C , 10 мин

Исследования показали, что в структуре цинкового покрытия до диффузионного отжига наблюдаются все основные фазы: δ , ζ , η . Фаза δ – плотная столбчатая прилегает к стальной основе и содержит 10,1% Fe и 89,9% Zn. Фаза ζ – дендритная, составляет почти половину всего покрытия и содержит 6,57% Fe и 93,43% Zn. Фаза η выравнивает поверхность покрытия и содержит 99,73% цинка (рис.1а). Микроструктура покрытия после 5 минут диффузионного отжига представлена на рис.1б. В покрытии отчетливо различимы только 2 фазы: δ и ζ . Структура δ -фазы (10,8% Fe, 89,2% Zn) не изменилась. Фаза ζ (6,54% Fe и 93,46% Zn) становится более разветвленной, пористой и составляет около 70% от толщины всего покрытия. Покровный цинк – η -фаза – отсутствует. Микроструктура покрытия после 10 минут диффузионного отжига представлена на рис.1в. Граница между фазами δ и ζ практически не различима. Толщина δ -фазы

(9,53%Fe и 90,47%Zn) уменьшилась. Около 90% покрытия составила пористая, крупнокристаллическая ζ фаза (6,49% Fe и 93,51%Zn).

Изменение распределения цинка по толщине покрытия в результате диффузионного отжига представлено на рис.2

Анализ полученных результатов показал, что диффузионный отжиг приводит к исчезновению слоя цинка на поверхности покрытия. А также с увеличением времени отжига покрытие становится более однородным, сглаживается граница между фазами δ и ζ .

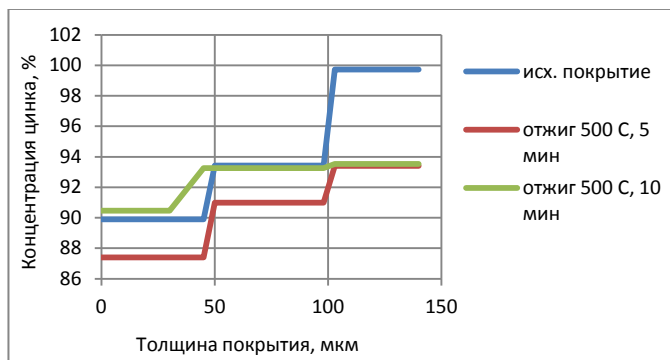


Рисунок 2 – Распределение цинка по толщине покрытия

Таким образом, в результате диффузионного отжига цинковое покрытие становится полностью интерметаллидным, более однородным, выравнивается его химический состав. Влияние диффузионного отжига на физико-механические и коррозионностойкие свойства покрытия будет установлено в следующих исследованиях.

Библиографический список

1. Проскуркин, Е. В. Диффузионные цинковые покрытия. - М.: Metallurgy, 1972. - 248 с.
2. Бондарева, О. С. Исследование физико-механических и коррозионных свойств горячих цинковых покрытий на строительных профилях / О. С. Бондарева, И. В. Таразанов, К. Н. Петрова // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2015. - Т. 17, № 6 (2). - С.488-492
3. Повышение коррозионной стойкости горячих цинковых покрытий в результате диффузионного отжига [Электронный ресурс]. - URL: <http://www.stroitelstvo-new.ru/metal/povyshenie-korrozionnoy-stoykosti.shtml> (дата обращения: 25.12.2016)

ВЛИЯНИЕ НЕОДНОРОДНОСТИ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ ВОССТАНОВЛЕНИИ СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ ХРОМИРОВАНИЕМ

Малыш С. В., Ковенский И. М.

Тюменский индустриальный университет, г. Тюмень, РФ,
ser-malysh@yandex.ru, imkoven@tsogu.ru

В процессе восстановления азотированных поверхностей деталей под посадку подшипников, имеющих неравномерный износ в процессе эксплуатации,

зачастую происходит либо отслоение покрытия, либо хром осаждается на отдельных участках. Замеры твердости перед хромированием показали, что разброс значений по твердости на ремонтируемой поверхности сопровождается браком в процессе хромирования. Очевидно, различные значения твердости связаны с неоднородностью структуры поверхности детали. Можно полагать, что применение неразрушающего метода контроля, такого как измерение термо-эдс, связанного с величиной работы выхода электрона из материала и чувствительного к неоднородности структуры поверхности, позволит контролировать подготовку поверхности детали к хромированию.

Для подтверждения данного предположения на образцах, полученных упрочнением стали 11X11H2B2MФ микрошариками, было установлено, что увеличение сжимающих напряжений в поверхностном слое с 350 МПа до 550 МПа сопровождается уменьшением величины термо-эдс с 75 мВ до 6 мВ. Шлифованные образцы до обработки микрошариками имели термо-эдс 92 – 100 мВ. Следовательно, изменение состояния поверхности сопровождается изменением термо-эдс.

Эксперименты, проведенные на образцах с различной структурой поверхности, показали, что там, где разность термо-эдс между соседними областями была максимальной (поверхность с азотированным слоем и поверхность, подвергшаяся пластической деформации основного металла) и составляла порядка 90 мВ, хром не осаждался.

Зависимость качества нанесения электролитического хрома от разности значений величины термо-эдс по поверхности детали объясняется следующим образом. Вода имеет довольно упорядоченную тетраэдрическую структуру, которая объясняет необычно высокие значения теплоты испарения, энтропии испарения, температуры кипения и диэлектрической проницаемости и согласно зонной теории твердого тела имеет широкую запрещенную зону. В результате растворения в воде хромового и серного ангидридов в электролите происходит образование встроенных в структуру воды комплексов, состоящих из молекул воды, серного и хромового ангидридов. Вследствие этого внутри запрещенной зоны электролита образуется несколько разрешенных уровней атома хрома, работа выхода электрона с которых больше, чем работа выхода электрона из материала катода. В результате создаются условия для осаждения хрома. Однако, в случае, когда структура поверхности неоднородна, образуются две параллельные структуры с разной высотой энергетических барьеров. Так как осаждение хрома в значительной степени зависит от потенциала на катоде, то при большой разнице в работах выхода электрона хром не осаждается в области с высокой пластической деформацией, где работа выхода электрона меньше, и, наоборот, осаждается на азотированной поверхности с более высоким значением работы выхода электрона.

Таким образом, измерение разброса значений термо-эдс по поверхности детали позволяет оценить качество подготовки поверхности детали к нанесению хрома.

Применение данной методики показали положительные результаты, заключающиеся в устранении брака, связанного с подготовкой поверхности перед восстановлением деталей хромированием.

**ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИТЕЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ
КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ
Al-ДИСКРЕТНЫЕ НАНОВОЛОКНА Al_2O_3**

Курганова Ю.А., Чэнь Ицзинь, Щербаков С.П., Цин Хэ

*Московский государственный технический университет имени Баумана,
Факультет «Машиностроительные технологии»,*

кафедра «Материаловедение», Москва, Россия, chenyjijin@yandex.ru

В настоящее время металломатричные композиционные материалы (МКМ) широко используются в качестве конструкционных и функциональных материалов в космической области, машиностроении, авиастроении и электронике [1-6]. По сравнению с традиционными наполнителями МКМ, наноразмерные наполнители обладают рядом преимуществ [3]. Одним из перспективных материалов, которые можно эффективно использовать в качестве наполнителей для МКМ на основе алюминия и его сплавов, считают волокно Al_2O_3 с диаметром нанодиапазона с высоким модулем упругости и высоким уровнем прочности [7,8].

Сложность получения алюмоматричных композиционных материалов упрочненных нановолокнами Al_2O_3 жидкофазным методом заключается в плохой смачиваемости компонентов. Мониторинг литературы, патентных исследований и успешных перспективных разработок позволил выявить возможные пути повышения смачиваемости с целью обеспечения достаточной совместимости компонентов МКМ. Так ряд исследователей [9-12] добились значительного улучшения смачивания при жидкофазном совмещении компонентов системы Al- Al_2O_3 за счет напыления на подложку поликристаллического Al_2O_3 слоев меди.

В данной работе предлагается анализ реализации жидкофазного совмещения дискретных нановолокон торговой марки «Нафен» с диаметром 10-20 нм в алюминиевый расплав при условии предварительного перетиранием с порошком меди с диаметром 10 мкм.

Литература

1. Курганова Ю.А. Конструкционные металломатричные композиционные материалы: учеб. пособие / Ю.А. Курганова, А.Г. Колмаков. - М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2015. - 141 с.
2. Чэнь Ицзинь. Металломатричные композиционные материалы. Перспективы эффективного применения и получения (обзор)//Технология металлов. 2017. № 10. С.25-30.
3. Tjong S.C. Recent progress in the development and properties of novel metal matrix nanocomposites reinforced with carbon nanotubes and graphene nanosheets// Materials Science and Engineering R. 2013. V.74. I.10. P. 281–350.
4. Miracle D.B. Metal matrix composites – From science to technological significance// Composites Science and Technology. 2005. V.65. P. 2526–2540.
5. Шавнев А.А., Березовский В.В., Курганова Ю.А. Особенности применения конструкционного металлического композиционного материала на основе алюминиевого сплава, армированного частицами *SiC*. Часть I (обзор)// Новости материаловедения. Наука и техника. 2015. № 3 (15). С. 3-10.
6. Шавнев А.А., Березовский В.В., Курганова Ю.А. Особенности применения конструкционного металлического композиционного материала на основе алюминиевого сплава, армированного частицами *SiC*. Часть II (обзор)// Новости материаловедения. Наука и техника. 2015. № 3 (15). С. 11-17.

7. Yu H., Guo J., Zhu S., Li Y., Zhang Q., Zhu M. Preparation of continuous alumina nanofibers via electrospinning of PAN/DMF solution//Materials Letters. 2012. V.74. P. 247–249.

8. Dai H., Gong J., Kim H., Lee D. A novel method for preparing ultra-fine alumina-borate oxide fibres via an electrospinning technique// Nanotechnology. 2002. V.13. P. 674–677.

9. Чернышова Т.А. Взаимодействие металлических расплавов с армирующими наполнителями / Т.А. Чернышова, Л.И.Кобелева, П.Шебо, А.В.Панфилов. – М.:Наука,1993. - 272 с.

10. Серпова В.М., Шавнев А.А., Гришина О.И., Краснов Е.И., Соляев Ю.О. Смачиваемость и межфазное взаимодействие в металлическом композиционном материале на алюминиевой матрице, армированной оксидом алюминия//Материаловедение. 2014. № 12. С.29-35.

11. Leon C. A., Mendoza-Suarez G., Drew R A. L. Wettability and spreading kinetics of molten aluminum on copper-coated ceramics//J Mater Sci. 2006. V.41. P.5081–5087.

12. Курганова Ю.А., Щербаков С.П. Влияние дискретной добавки оксида алюминия на структуру и свойства алюминиевого сплава//Записки горного института. 2017. № 228. С.717-721.

СТРУКТУРА И АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ПГ-СП2

Соболева Н.Н.¹, Макаров А.В.^{1,2}, Малыгина И.Ю.¹

¹*Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

²*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*
natashasoboleva@list.ru

С целью повышения ресурса работы деталей введенной ранее в эксплуатацию техники, в машиностроительном производстве для восстановления изношенных поверхностей применяется нанесение покрытий различными способами, среди которых всё большее распространение в настоящее время получает лазерная наплавка. В качестве наплавочных материалов при этом могут применяться самофлюсующиеся хромоникелевые порошки, структура которых после наплавки состоит из вязкой низкопрочной матрицы и некоторого количества упрочняющих карбидов и боридов. Такие сплавы широко используются в качестве материала матрицы износостойких композиционных покрытий благодаря их высокой стойкости к различным видам изнашивания, а также относительно низкой точке плавления, что обеспечивает формирование при наплавке металломатричного композиционного материала при введении в состав порошков при наплавке различных добавок карбидов, оксидов, боридов и т.д., в частности, карбидов титана и хрома.

В работе установлена возможность создания композиционных покрытий NiCrBSi–TiC и NiCrBSi–Cr₃C₂ проведением газопорошковой лазерной наплавки с добавлением в наплавляемый порошок марки ПГ-СП2 (0,48% С; 14,8% Cr; 2,6% Fe; 2,9% Si; 2,1% В; остальное – Ni) порошков карбида титана TiC в количестве 15 и 25 мас.% и карбида хрома Cr₃C₂ в количестве 15 мас. %. Формирование в структуре композиционных покрытий дополнительных упрочняющих фаз (по сравнению с исходным покрытием ПГ-СП2) способствует повышению средней микротвердости до 720, 770 и 1080 HV 0,1 для покрытий с добавкой 15, 25 мас. %

TiC и 15% Cr₃C₂ соответственно (по сравнению с микротвердостью покрытия ПГ-CP2 – 570 HV 0,1) [1, 2].

Эффективность повышения абразивной износостойкости за счет создания NiCrBSi–TiC и NiCrBSi–Cr₃C₂ покрытий в значительно большей степени проявляется при испытании по менее твердому абразиву корунду (~2000 HV) и незначительна при изнашивании по более твердому абразиву карбиду кремния (~3000 HV). Это связано с преобладанием механизма изнашивания микрорезания при испытании композиционных покрытий по карбиду кремния, в то время как при испытании по корунду установлен механизм изнашивания царапание.

Работа выполнена в соответствии с планом ФНИ Государственных академий наук на 2013-2020 годы, в рамках государственного задания ФАНО России по теме «Структура» № 01201463331. Исследования проведены на оборудовании ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

1. Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Osintseva A.L. The tribological performances of a NiCrBSi–TiC laser-clad composite coating under abrasion and sliding friction [Электронный ресурс] // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures, 2015. Is. 3. P. 83-97. Режим доступа: <http://dream-journal.org/issues/2015-3>.

2. Savrai R.A., Makarov A.V., Gorkunov E.S., Soboleva N.N., Kogan L.Kh., Malygina I.Yu., Osintseva A.L., Davydova N.A. Eddy-Current Testing of the Fatigue Degradation of a Gas Powder Laser Clad NiCrBSi–Cr₃C₂ Composite Coating under Contact Fatigue Loading // AIP Conference Proceedings, 2017. Vol. 1915. 040049.

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗЦОВ ИЗ КАРБИДА БОРА, ПОЛУЧЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕХНОЛОГИИ SPS

Безрукова В.А., Тютюнькова М.К.

*Новосибирский государственный технический университет,
Россия, vikabezrukova1995@mail.ru*

Введение

Карбид бора (B₄C) – один из перспективных керамических материалов, который уже нашел широкое применение в промышленности [1]. Он отличается высокой твердостью и низкой плотностью, а также высокой температурой плавления [1-3]. Многими исследователями показано, что возможно формирование покрытий из смесей порошков на основе карбида бора с добавлением более пластичных материалов [3]. Несмотря на то, что связующие позволяют получать более плотные и качественные покрытия, их добавка может снижать механические свойства по сравнению со свойствами покрытий, сформированных из чистого карбида бора. В связи с этим возникает необходимость использования технологии, которая позволит использовать чистый порошок B₄C для производства качественных продуктов. Одной из таких технологий является искровое плазменное спекание (SPS) [1]. С помощью SPS можно получать как объемные изделия, так и покрытия из чистых порошков тугоплавких материалов. Таким образом, целью настоящей работы является изучение структурных особенностей образцов, полученных с использованием технологии SPS.

Методика проведения экспериментов

В качестве исходного материала использовали коммерческий порошок карбида бора (ООО «ОКБ-БОР, г. Дзержинск»). Изображение частиц порошка при-

ведено на рисунке 1 (а). В составе порошка не более 0,25 вес. % Fe. Фазовый состав порошка представлен на рисунке 1 (б).

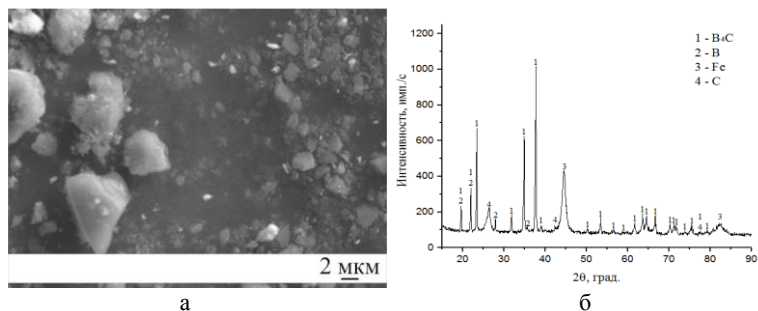


Рисунок 1 – Исходный порошок:

а) изображение частиц порошка; б) фазовый состав порошка.

При помощи технологии искрового плазменного спекания получали цилиндрические образцы из порошка диаметром 10 мм и высотой 10 мм. Спекание проводили в Томском политехническом университете на установке SPS 10-4. Порошок спекали при температурах 1800, 1900, и 2000 °С. Давление при спекании было 60 МПа, время выдержки – 5 мин., скорость нагрева – 100 °С/мин.

Исследования структуры образцов проводились на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO50 XVP на микрошлифах, приготовленных по стандартной методике. Химический состав частиц порошка и спеченных образцов определяли с использованием микроанализатора EDS X-Act. Фазовый состав порошка и образцов был изучен с использованием рентгеновского дифрактометра ARL X'TRA в CuKα-излучении. Измерение микротвердости образцов проводили с использованием микротвердомера Wolpert Group 402MVD с усилием 500 г.

Результаты

Исследование микроструктуры с использованием растровой электронной микроскопии, а также микрорентгеноспектральный анализ позволили установить, что все образцы характеризуются наличием трех участков: темные плотные участки (1 на рисунке 2(а)) – области обогащенные бором (100 вес. %); светлые вкрапления (2 на рисунке 2(а)) имеют в своем составе 98,5 вес. % Fe; области светло-серого цвета (3 на рисунке 2(а)), которые имеют максимальную пористость и состоят из Fe, C и O. Проведение рентгенофазового анализа позволило установить, что полученные образцы имеют в своем составе фазы карбида бора (B_4C), бориде железа (FeB) и углерода (C) (рисунок 2 (б)).

По результатам измерений микротвердости было установлено, что микротвердость образцов спеченных при 1800 °С составляет $23,1 \pm 5,6$ ГПа, 1900 °С – $25 \pm 5,4$ ГПа, 2000 °С – $39,3 \pm 10,8$ ГПа. Повышение микротвердости с увеличением температуры можно объяснить уменьшением объемной доли пористых участков.

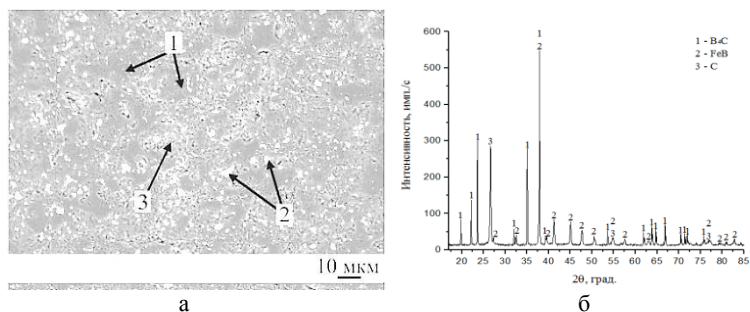


Рисунок 2 – Полученные образцы: а – растровая электронная микроскопия в режиме отраженных электронов; б – рентгенофазовый анализ. 1 – участки, обогащенные бором; 2 – участки, обогащенные железом; 3 – области перемешивания.

Список литературы:

1. Mohammad Asadikiya, Cheng Zhang, Christopher Rudolf, Benjamin Boesl, Arvind Agarwal, Yu Zhong. The effect of sintering parameters on spark plasma sintering of B_4C // *Ceramics International*. 2017. Vol. 43. P. 11182-11188.
2. R. Belon, G. Antou, N. Pradeilles, A. Maitre, D. Gosset. Mechanical behavior at high temperature of spark plasma sintered boron carbide ceramics // *Ceramics International*. 2017. Vol. 43. P. 6631-6635.
3. Rafiei M., Salehi M., Shamanian M., Motallebzadeh A. Preparation and oxidation behavior of B_4C-Ni and $B_4C-TiB_2-TiC-Ni$ composite coatings produced by an HVOF process // *Ceramics International*. 2014. N. 40. P. 13599–13609.

ЛЕНТОЧНЫЕ ЭПИТАКСИАЛЬНЫЕ ПОДЛОЖКИ ИЗ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ, УПРОЧНЕННЫХ СПЛАВОВ Cu-Ni-Me (Me = Cr, Fe, V)

Суаридзе Т.Р., Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Егорова Л.Ю.

Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,

Екатеринбург, Россия, e-mail: Teona_S@imp.uran.ru

При создании высокотемпературных сверхпроводящих материалов 2-ого поколения в качестве подложек могут использоваться тонкие ленты из меди и медных сплавов, обладающие острой биаксиальной кубической текстурой и немагнитностью при 77 К. Однако, для производства длинных металлических лент в промышленности необходимо, чтобы несущие ленты обладали еще и достаточно высокими прочностными свойствами, с целью обеспечения структурной целостности слоя ВТСП. Использование тройных сплавов на медно-никелевой основе, легированных дополнительно 3d-переходными элементами, такими как Cr, Fe и V в качестве основы для эпитаксиального нанесения буферных и сверхпроводящих слоев, направлено, в первую очередь, на повышение механических свойств тонкой ленты-подложки, при условии сохранения в ней немагнитности и острой кубической текстуры. Еще одним желательным условием для лент-подложек из медных сплавов является более высокая стойкостью к окислению по сравнению с лентой из чистой меди, особенно при температурах нанесения функциональных слоев, т.е. при 600-700°C.

В настоящей работе проведено исследование структуры, текстуры, механических и антикоррозионных свойств текстурованных лент из чистой меди и ряда тройных сплавов Cu–Ni–Me, где Me = Cr, Fe и V. Анализ механических свойств выполнен при испытаниях на растяжение образцов длиной 120 мм и шириной 10 мм. Склонность к окислению оценивалась с использованием метода термогравиметрии.

В результате проведенных исследований структуры и текстуры образцов было установлено, что после рекристаллизационного отжига при температуре 1000–1050°C в прокатанных лентах из всех сплавов формируется наиболее острая кубическая текстура с содержанием кубических зерен $\{001\} <100> \pm 10^\circ$ более 99%. В структуре наблюдается практическое полное отсутствие двойников и слабовыраженная разнотекстурность. Анализ механических свойств текстурованных лент показал, что дополнительное легирование сплава Cu–40% Ni, такими добавками как Cr, Fe, V, приводит к повышению значения предела текучести практически в 4 раза по сравнению с чистой медью, что позволяет уменьшить толщину ленты-подложки и, следовательно, вес всей конструкции ВТСП-провода. Предел текучести для сплавов Cu–40% Ni–1.4% Fe, Cu–40% Ni–1.2% Cr и Cu–40% Ni–1.1% V составляет 96, 98, 100 МПа, соответственно. Предел текучести для медной ленты $\sigma_{0.2} = 25$ МПа. Анализ антикоррозионных свойств исследованных сплавов показал, что тройные сплавы на медно-никелевой основе окисляются значительно менее активно, чем чистая медь. Максимальной стойкостью к окислению обладает сплав Cu–40% Ni–1.2% Cr, а минимальной – Cu–40% Ni–1.1% V.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России по теме «Кристалл», № 01201463333 при частичной поддержке гранта РФФИ № 16-03-00043.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО НАВОДОРОЖИВАНИЯ

**Москвина В.А.^{1,2}, Астафурова Е.Г.¹, Майер Г.Г.¹, Мельников Е.В.¹,
Астафуров С.В.¹, Захаров Г.Н.¹, Гальченко Н.К.¹**

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

²*НИИ Томский политехнический университет, Томск, Россия*

E-mail: valya_moskvina@mail.ru

Изучали влияние электролитического наводороживания (продолжительностью до 43 ч) на механические свойства, деформационное упрочнение, механизмы деформации и механизм разрушения горячекатанной высокоазотистой аустенитной стали (ВАС) Fe–17Cr–24Mn–1.3V–0.2C–0.8N (мас.%).

Исходные стальные пластины с размерами 10×10 мм подвергали горячей прокатке при температуре 1150°C в листы толщиной 1 мм с последующим охлаждением на воздухе. После горячей прокатки в стали была сформирована однородная зеренная структура со средним размером зерна 14.0 ± 0.5 мкм, содержащая крупные частицы второй фазы (V,Cr)(N,C) диаметром 0.2–0.4 мкм (объемная доля частиц не превышает 5%). Согласно данным рентгеноструктурного анализа после прокатки сталь имела аустенитную структуру с высоким значением параметра решетки, $a = 0.363$ нм, что свидетельствует о высокой концентрации атомов азота в твердом растворе.

Образцы в форме двойных лопаток с размерами рабочей части $1 \times 2.5 \times 18$ мм, подвергали электролитическому насыщению водородом в слабощелочной среде ($\text{pH}=6$) 3% водного раствора NaCl с добавлением NH_4SCN . Наводороживание осуществляли при комнатной температуре, плотности тока 10 мА/см^2 и продолжительности 5, 10, 15, 37 и 43 ч. Образцы растягивали непосредственно после наводороживания при комнатной температуре с начальной скоростью деформации $4.6 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

В состоянии без наводороживания (после горячей прокатки) сталь характеризуется высокими прочностными свойствами ($\sigma_{0.2} = 1270 \text{ МПа}$, $\sigma_B = 1370 \text{ МПа}$) при удлинении $\delta=17\%$. Анализ зависимости изменения механических свойств от продолжительности насыщения водородом свидетельствует о том, что механические характеристики ($\sigma_{0.2}$, σ_B и δ) ВАС имеют тенденцию к уменьшению с увеличением продолжительности наводороживания. Стадийность пластического течения изменяется слабо при наводороживании вплоть до 43 часов насыщения. При малой продолжительности насыщения водородом (5–10 ч) изменение значения удлинения стали незначительное, в то время как увеличение продолжительности наводороживания до 15–43 часов приводит к существенным потерям пластичности. Коэффициент охрупчивания $k_H = [(\delta_0 - \delta_H) / \delta_0] \times 100\%$, где δ_0 и δ_H – значение удлинения до разрушения для образцов без водорода и после наводороживания, составляет 24 и 35% соответственно. Склонность к уменьшению прочностных характеристик в образцах с водородом можно объяснить тем, что водород способствует увеличению подвижности дислокаций и развитию планарного скольжения в аустенитных сталях [1, 2].

Локализация пластического течения и образование шейки в образцах без водорода происходит в соответствии с условием Бэкофена-Консидера о неустойчивости пластического течения [3]. Коэффициент деформационного упрочнения $d\sigma/d\varepsilon$ изменяется незначительно при малых временах наводороживания (5–10 ч). Увеличение продолжительности насыщения до 37 и 43 ч характеризуется увеличением коэффициента $d\sigma/d\varepsilon$ на ранних степенях деформации (до 7%), но более быстрому ее спаду по сравнению с образцами без водорода и наводороженными в течение 5–10 ч.

Анализ электронно-микроскопических изображений, полученных методом сканирующей электронной микроскопии свидетельствует о том, что исходные образцы разрушаются вязко, с образованием ямок на поверхности разрушения. Насыщение водородом в течение 5, 10, 15, 37 и 43 ч высокоазотистой стали способствует формированию градиентной структуры: на поверхности стали формируется легированный водородом слой (3–5 мкм толщиной), который разрушается по механизму «квасискола», далее располагается приповерхностная зона (50–120 мкм), которая содержит большое количество вытянутых ямок и вторичных микротрещин. Центральная часть образцов разрушается вязко, аналогично исходному состоянию. Боковые поверхности образцов после наводороживания и деформации характеризуются интенсивным транскристаллитным растрескиванием. Для образцов, насыщенных водородом в течение 37 и 43 ч, на поверхности разрушения помимо транскристаллитных трещин наблюдали вторичные интеркристаллитные трещины.

Одним из результатов горячей прокатки высокоазотистой стали являлось формирование в структуре высокой плотности дислокаций $\rho=3 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Дефор-

мация одноосным растяжением способствует накоплению и увеличению плотности дислокаций ($\rho \sim 10^{15} \text{ м}^{-2}$), а также формированию небольшого количества механических двойников, при этом дислокационный механизм деформации в структуре стали преобладает. После насыщения водородом в течение 37 и 43 часов и одноосного растяжения пластическая деформация образцов стали происходит преимущественно по механизму механического двойникового, которое сопровождается микролокализацией пластической деформации и $\gamma \rightarrow \epsilon$ мартенситным превращением.

Таким образом, электролитическое насыщение водородом в течение 5–43 часов способствует небольшому уменьшению предела текучести, слабо влияет на значения предела прочности и приводит к существенному снижению удлинения до разрушения стали Fe-17Cr-24Mn-1.3V-0.2C-0.8N. Водород способствует образованию на поверхности образцов хрупкого слоя толщиной до 5 мкм, а также приповерхностной зоны, на разрушение которой водород также оказывает влияние. Центральная часть образцов характеризуется вязким транскристаллитным изломом, как для исходных, так и для насыщенных водородом образцов.

Список литературы

1. Abracham D.P., Altstetter C.J. Hydrogen-enhanced localization of plasticity in an austenitic stainless steel // Metall. Mater. Trans. A. 1995. Vol. 26A. P. 2859–2871.

2. Gavriluk V.G., Shivanyuk V.N., et al. Change in the electron structure caused by C, N and H atoms in iron and its effect on their interaction with dislocation // Acta Mater. 2005. Vol. 53. P. 5017–5024.

3. Бэкофен В., Процессы деформации. Москва: Металлургия, 1977. 288 с.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 17-19-01197). Исследования проведены с использованием оборудования центра коллективного пользования «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

РАЗРАБОТКА И РЕАЛИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ОТВЕТСТВЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ И НЕФТЕГАЗОВОЙ ОТРАСЛИ МЕТОДОМ НЕПРЕРЫВНОЙ ГАЗОПОРШКОВОЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ

Завьялов В.А., Крылова С.Е. Оплеснин С.П. Курносин И.А

Оренбургский государственный университет, г. Оренбург, Lex_orstk@bk.ru

Для защиты металлов и сплавов от различных видов внешних воздействий: износ, коррозия, высокие температуры эксплуатации, статические и динамические нагрузки – используются лазерные, плазменные, электронно-лучевые, электродуговые и другие методы нанесения покрытий. Большую практическую значимость имеют покрытия, сочетающие ряд свойств, например, износостойкость, кавитационную и коррозионную стойкость, что актуально при эксплуатации таких деталей как роторы турбин, электродвигателей; корпуса и штоки тяжелонагруженных насосов и компрессоров.

В работе производилась восстановительная наплавка непрерывным иттербиевым лазером ЛС2, порошковой композицией ПР – 20X13M2 : ПР – НХ16Р3 (3:1) на коррозионностойкую сталь аустенитного класса 12Х18Н10Т. Химический состав наплавляемого порошкового материала представлен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав наплавляемого порошка

Порошок	Fe	C	Cr	Ni	Si	Mn
ПР-20Х13Н2	основной	0,23	12,87	2,18	0,70	0,68
ПР-НХ16СР3	4,94	0,71	15,6	основной	3,13	-

Структура поверхностного слоя наплавляемого металла представлена на рисунке 1.

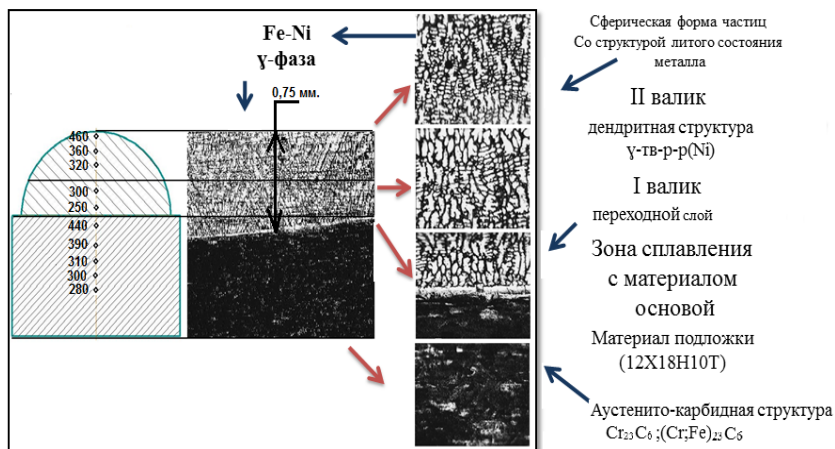


Рисунок 1 - Структурная характеристика наплавленного слоя

На опытных образцах микроанализ показал формирование более дисперсной структуры, эвтектика не имеет ярко выраженного дендритного строения ветви дендритов округлой формы и фрагментарного строения.

Анализ структуры и дюрOMETрические исследования показывают, что структура поверхностного слоя представляет собой мартенсит с равномерно распределенными карбидными включениями $(Cr,Fe)_{23}C_6$. Ближе к зоне сплавления наблюдается структура, состоящая из вытянутых столбчатых кристаллов, имеющих неправильную форму и направление роста, соответствующее теплопроводу и пропорциональное градиенту температур. Структура основы образована кристаллами феррито-цементитной смеси и небольшими частицами карбида $(Cr,Fe)_{23}C_6$.

Известно, что такие составы используются для наплавки покрытий, стойких против коррозии, к изнашиванию трением и абразивными частицами. Покрытия устойчивы против газовой коррозии вплоть до температур 700–850 °С, стойки в пресной и морской воде, солевых растворах, нефтесодержащих средах, аммиаке и в др. агрессивных средах.

Распределение значений микротвердости по наплавленному слою и зоне термического влияния дает более стабильные результаты, особенно в зоне переходного диффузионного слоя, который в данном случае не столь выражен, имеет меньшую ширину, характеризуется неоднородным размытым строением. В общем такая технология дает прирост твердости на 15-20% за счет достаточного

времени при медленном охлаждении для формирования более сложных соединений карбоборидов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки / А.Г. Григорьянц и др. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. 664с.

2. С.Е. Крылова, С.П. Оплеснин, Н.А. Манаков, А.С. Ясаков, А.О. Стрижов. Влияние технологических параметров газопорошковой лазерной наплавки на структурные характеристики восстановленного поверхностного слоя коррозионно – стойких сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 2017. №10. С. 35-40

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАЛЕЙ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА БУРИЛЬНЫХ ТРУБ, ПОДВЕРГНУТЫХ КАРБОНИТРАЦИИ

Степанчукова¹ А.В., Приймак² Е.Ю., Яковлева³ И.Л., Терещенко³ Н.А.

1 – ОАО «Завод бурового оборудования», г. Оренбург, Россия, annastep56@zbo.ru; 2 – Оренбургский государственный университет, г. Оренбург, Россия, elena-prijmak@yandex.ru; 3 - Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия, labmet@imp.uran.ru

В настоящее время одним из наиболее перспективных способов поверхностного упрочнения является метод химико-термической обработки - карбонитрация. Данная технология была впервые разработана в МГТУ им. Н.Э. Баумана профессором Д.И. Прокошкиным в начале 70-х годов и заключается в насыщении поверхности деталей азотом и углеродом в неядовитом расплаве циановокислых солей при температуре 540...580 °С [1]. Определяющее значение имеет то обстоятельство, что карбонитрация не вызывает заметной деформации и коробления упрочняемых изделий, именно поэтому данный способ может быть использован для упрочнения тонкостенных резьбовых соединений после их окончательной механической и термической обработки.

В качестве материалов, используемых для изготовления замковых соединений бурильных труб, были выбраны заготовки из среднеуглеродистых легированных сталей 38ХМА, 40ХН2МА, и 40Г2. Данные заготовки предварительно были подвергнуты термической обработки – для сталей 38ХМА, 40ХН2МА это закалка и высокий отпуск, для стали 40Г2 – холодная деформация в несколько проходов с последующим отжигом в проходных печах при температуре 550 °С. Заготовки подвергали карбонитрации при температуре 540...580 °С в течение от 20 до 90 мин выдержки в расплаве солей 80% KCNO + 20% K₂CO₃.

Структура поверхностного слоя стали после карбонитрации имеет сложное строение и включает несколько зон с различным фазовым составом. Верхняя зона представляет собой сочетание карбонитридных фаз (Fe₃(N,C) + Fe₄(N,C)), насыщенных в известной степени азотом и углеродом согласно диаграмме Fe-N. Под слоем карбонитридной фазы располагается диффузионная зона, сложного гетерофазного строения.

Микротвердость карбонитрированного слоя зависит от химического состава стали. Микротвердость стали 38ХМА непосредственно на поверхности достигает значения $6,2 \cdot 10^3$ МПа. Микротвердость карбонитрированного слоя в сталях 40ХН2МА и 40Г2 несколько ниже и составляет $5,9 \cdot 10^3$ и $5,3 \cdot 10^3$ МПа соответст-

венно. Высокие значения микротвердости в поверхностном слое сталей 38ХМА и 40ХН2МА обусловлены наличием в их химическом составе Сг и Мо, атомы которых входят в состав сложных легированных карбонитридов железа.

На формирование толщины карбонитрированного слоя и величины диффузионной зоны оказывает влияние продолжительность процесса и химический состав стали. С увеличением продолжительности насыщения толщина слоя исследуемых сталей возрастает по параболическому закону, при этом у более легированных сталей 38ХМА и 40ХН2МА формирование карбонитрированного слоя происходит медленнее (3...5 мкм за 20 мин выдержки), так как легирующие элементы способствуют замедлению диффузии N и С вглубь металла. О наличии диффузионной зоны можно судить по изменению показателей микротвердости. По мере удаления от поверхности микротвердость сталей с большим содержанием легирующих элементов снижается более резко, здесь опять сказывается влияние легирующих элементов на диффузионную подвижность атомов N и С, следовательно, при большом содержании легирующих элементов формируется диффузионная зона меньшей глубины. За 90 минут процесса карбонитрации у стали 40ХН2МА формируется диффузионная зона глубиной 150...170 мкм, у стали 40Г2 – 230...250 мкм.

Термический цикл нагрева при карбонитрации (540...580 °С) помимо формирования на поверхности упрочненного слоя оказывает воздействие на основной металл, ввиду его неизбежного нагрева в ходе технологического процесса. В связи с этим важно произвести оценку изменения механических свойств исследуемых сталей в зависимости от продолжительности процесса карбонитрации.

Исходный уровень механических свойств сталей 38ХМА и 40ХН2МА после закалки и отпуска находится в интервале $\sigma_{0,2} = 950...1150$ МПа, $\sigma_B = 1000...1250$ МПа, $\delta_5 = 9...10$ %, HRC = 33...36. Механические свойства холоднодеформированной стали 40Г2 после смягчающего отжига несколько ниже и составляют $\sigma_{0,2} = 950...970$ МПа, $\sigma_B = 800...1020$ МПа, $\delta_5 = 10...12$ %, HRC = 30...32.

У стали 40Г2 тенденция к снижению прочностных и пластических характеристик наблюдается уже после выдержки 30 мин, а после выдержки 90 мин относительное удлинение снижается примерно на 30%. Вместе с тем, карбонитрация при продолжительности до 90 мин включительно практически не оказывает влияния на механические свойства стали 38ХМА. Для стали 40ХН2МА наблюдается тенденция к несколько большему снижению прочностных характеристик – 13 – 14% при этом относительное удлинение незначительно увеличивается.

Существенное значение для надежной эксплуатации труб имеет величина ударной вязкости стали. Исследуемые стали обладают ударной вязкостью на уровне 90...118 Дж/см². В стали 40Г2 снижение ударной вязкости приблизительно на 25% наблюдается после 30 мин выдержки. При увеличении выдержки до 90 мин ударная вязкость снижается практически в 2 раза – до 53 Дж/см². При этом поверхность разрушения образцов из стали 40Г2 образована фасетками межзеренного скола, распространившимися по границам зерен. Вместе с тем, показатели ударной вязкости сталей 38ХМА и 40ХН2МА после карбонитрации практически не изменяются. Поверхность разрушения данных сталей образована ямочным микрорельефом, свидетельствующим о вязком и энергоемком разрушении испытываемых образцов.

Таким образом установлено, что после карбонитрации при температуре 540...560 °С сталь 40Г2 проявляет склонность к отпускной хрупкости, о чем свидетельствуют пониженные значения ударной вязкости и хрупкий характер разрушения. Система легирования сталей 38ХМА и 40ХН2МА обеспечивает высокие значения ударной вязкости после карбонитрации продолжительностью до 90 мин включительно. Именно эти стали могут быть использованы для изготовления резьбовых соединений буровых труб.

ЛИТЕРАТУРА

1. Прокошкин Д.А. Химико–термическая обработка металлов – карбонитрация / Д. А. Прокошкин - М.: Металлургия, 1984. – С. 24

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА МАРГАНЦЕВОМЕДНЫХ СПЛАВОВ ВЫСОКОГО ДЕМПФИРОВАНИЯ

Теребихина И.Н., Лисовская О.Б.

Вятский государственный университет, г. Киров, Россия, Ira112012@yandex.ru

Непрерывное увеличение скоростей современных машин и механизмов приводит к неизбежному росту вредных вибраций и шумов, что резко повышает опасность разрушения деталей при прохождении системы через резонанс вследствие обычной и акустической усталости, понижает надежность работы механизмов, уменьшает точность обработки, ухудшает условия труда. Эффективным способом уменьшения вредных шумов и вибраций является использование для деталей машин и конструкций, работающих в динамическом режиме, сплавов с большим внутренним трением – сплавов высокого демпфирования [1,2].

Марганцевомедные сплавы привлекают к себе особое внимание исследователей благодаря уникальному сочетанию высокой демпфирующей способности с хорошими прочностными характеристиками [3, 4].

Разработан и освоен ряд демпфирующих сплавов системы Mn – Cu: Г60Д40, Г72Д22, Г70Д20, которые рассматриваются как базовые, «инкремун» (32—42 % Mn, 2 —4 % Al), «соностон» (36 % Cu; 4,5 % Al; 3 % Fe; 2 % Ni ; Mn — остальное). Но на наш взгляд, возможности повышения свойств марганцевомедных сплавов не иссякли.

В связи с этим, изучение путей легирования этих сплавов для повышения механических, функциональных и технологических свойств остаются актуальными. В основу наших исследований было принято дополнительное легирование базовых сплавов алюминием, никелем, железом, свинцом.

Было проведено исследование структурных превращений при термической обработке литых марганцевомедных сплавов, легированных алюминием, никелем, железом, свинцом, также определялась взаимосвязь между различными режимами термической обработки и физико-механическими характеристиками сплавов с целью установления оптимального режима термической обработки, обеспечивающей хорошее сочетание демпфирующей способности и прочностных характеристик, что необходимо при использовании сплава в качестве конструкционного материала.

Исследования проводились на образцах, полученных методами литья по выплавляемым моделям и в кокиль. Определение химического состава сплава производили рентгеновским флуоресцентным энергодисперсионным спектрометром

EDX-900HS. Основной характеристикой сплавов в данном исследовании была их демпфирующая способность. В качестве меры демпфирующей способности было выбрано относительное рассеяние ψ , определяемое методом свободных затухающих колебаний. Металлографические исследования выполняли на оптическом микроскопе Neophot 2. Тонкую структуру исследовали с помощью электронного микроскопа ЭМБ-100Б. Рентгеноспектральный микроанализ (РСМА) проводили на микроанализаторе Superprobe-733 фирмы "JEOL". Механические свойства определяли по стандартным методикам и на стандартных образцах.

В процессе анализа двойных диаграмм Mn — Me можно сделать вывод, что Cu, Ni, Cr, Zn, Pt, Ga, а также редкоземельные элементы должны расширять область γ - твердого раствора и, как следствие, затруднять его распад при охлаждении и отпуске; элементы Fe, Al, Si, Sn, C, предположительно, сужают область γ - твердого раствора и уменьшают его стабильность при охлаждении и отпуске [4].

Установлено, что введение никеля (до 5%) не оказывает заметного влияния на параметр кристаллической решетки закаленного γ -твердого раствора; легирование алюминием (до 3%) значительно уменьшает период решетки за счет усиления межатомного взаимодействия. Легирование никелем и алюминием не влияет на механизм превращений и последовательность течения его стадий при отпуске. Влияние этих элементов отражается на кинетике процесса превращения — никель уменьшает скорость превращения — как периода расслоения, так и диффузионного распада, а алюминий увеличивает ее. Легирование никелем замедляет развитие мартенситного превращения, а также образование α -марганца во время отпуска. Элементы Fe, Al снижают температуру мартенситного превращения. Введение железа (до 2,5%) не оказывает влияния на механизм и кинетику превращений γ -твердого раствора при отпуске, при этом легировании сохраняется высокий уровень демпфирования и высокая прочность. В процессе металлографического анализа сплавов в литом состоянии, легированных свинцом, обнаруживается дендритная структура и округлые включения свинца, в целом равномерно распределенные по поверхности шлифа.

Сложнолегированные высокодемпфирующие сплавы типа Г72Д22НЮЖ, Г70Д20НЮЖС после термической обработки, заключающейся в гомогенизации, закалке и отпуске при 450°C, обладают более высоким уровнем прочностных и демпфирующих свойств, чем базовые. Полученные результаты дают основания для дальнейших исследований этих сплавов на функциональные, механические и технологические свойства после термической обработки.

Список литературы

1. Фавстов, Ю. К. Металловедение высокодемпфирующих сплавов / Ю. Н. Шульга, А. Г. Рахштадт М.: Металлургия, -1980. -272 с.
2. Рахштадт А. Г., Фавстов Ю. К., Кочеткова Л. П. Структурные превращения в марганцевомедных сплавах с высокой демпфирующей способностью// МитОМ, 1973. N 2. - С. 19-23.
3. Коноплев Л. Н. Рахштадт А. Г., Фавстов Ю. К., Кочеткова Л. П. Влияние легирования на свойства марганцевомедных сплавов высокого демпфирования//Физика структуры и свойств твердых тел, Куйбышев, 1977. Вып. 2. - С. 4-9.
4. Удовенко В. А., Маркова Г. В., Ростовцев Р. Н. Сплавы системы MnCu. Структура, свойства. — Тула: Гриф и К, 2005. — 152 с.

ЭКСПРЕСС КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ МЕЛЮЩИХ ШАРОВ

Рубцов В.Ю., Шевченко О.И., Трекин Г.Е.

Нижегородский технологический институт (филиал)

ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»,

г. Нижний Тагил, Россия, shevchenko_oleg@mail.ru

Потребность производства мелющих шаров с повышенной глубиной прокаливаемости и высокой объемной твердостью в настоящее время востребована во всем мире. С экономической точки зрения рациональной признана следующая технологическая схема: производство шаров в валках с винтовыми калибрами шаропрокатного стана, подстуживание при движении по конвейеру, закалка в воду с последующим самоотпуском в контейнере. Режимы последних операций формируют окончательные механические свойства изделия. В зависимости от этих параметров и диаметра шара введена классификация продукции на группы твердости (таблица 1). Продукция первых четырех групп выпускается на АО "ЕВРАЗ НТМК" в настоящее время, шары 5 группы планируются к освоению с пуском нового шаропрокатного стана.

Таблица 1. Характеристики групп твердости шаров.

Условный диаметр шара в мм.	Твердость HRC (HB), не менее, для групп				
	1	2	3	4	
	На поверхности шара				На глубине 1/2 радиуса шара
15-70	43(401)	49(462)	55(534)	55(534)	45(415)
80-100	40(352)	42(375)	52(495)	-	-
110-120	35(302)	38(331)	50(477)	-	-

Контроль твердости выборочной партии шаров производится по методу Роквелла. При определении твердости шаров четвертой группы их разрезают и производят замер параметров на глубине 1/2 радиуса и в центре. Данный метод производится в лабораторных условиях. Результаты контроля становятся известными не менее чем через 3-6 часов после начала производства шаров, в связи, с чем часть произведенной продукции может оказаться некондиционной. При неудовлетворительных результатах контроля твердости шаров всю партию переводят в ту группу, которой соответствуют полученные результаты измерений. Актуальной задачей является разработка способа оперативного контроля эксплуатационных свойств шаров, особенно важных для четвертой группы.

В качестве обобщенного критерия качества для экспресс методики предложено использование акустических явлений, возникающих вследствие внешних механических воздействий и находящиеся в корреляции с твердостью и глубиной закаленного слоя.

Для проведения исследования партия шаров Ø60 мм из стали ШЗГ, непосредственно после прокатки на стане (с начальной температурой 940°C), была помещена, для закалки в резервуар с водой при температуре 20°C. Шары были выдержаны в водной среде от 0 до 3600 секунд, получив разную степень закалки (таблица 2) и извлечены для самоотпуска.

После этого на специальном устройстве возбуждения акустических колебаний произведено звукоизвлечение поочередно с каждого шара из партии с записью параметров звуковых колебаний. Графики звуковых колебаний зафиксированы при помощи программной среды Sound Forge Pro 11.

Таблица 2. Результаты измерения твердости и акустические характеристики мелющих шаров при различных режимах термической обработки.

№ режима	Время выдержи- ки в воде, с	Твердость (HRC)			Группа твердости	Акустическая частота, Гц
		на поверх- ности	на 1/2 ра- диуса	в центре шара		
1	0	-	-	-	-	1206
2	2	19	-	-	-	1216
3	4	27	-	-	-	1215
4	10	44	20	-	1	1247
5	20	52	36	19	2	1291
6	30	56	39	29	3	1320
7	60	58	51	49	4	1472
8	300	61	53	51	4	1472
9	1200	61	56	54	4	1486
10	3600	61	56	54	4	1481

Исследования графиков колебаний показали, что при закалке на 4 группу твердости, когда глубина прокаливания значительно увеличивается, частота меняется с 1320 Гц на 1472 Гц, что составляет для данных параметров целый музыкальный тон и характеризует соответствующее звучание, при этом в целом звук становится более звонкий, что отражает появление нелинейных гармонических колебаний более высокой частоты, которые накладываются на основной тон. Следует отметить, что усилие и скорость воздействия маятникового ударника влияют только на амплитуду колебаний при сохранении частоты.

Минимальное время на данный метод контроля позволяет оперативно воздействовать на процесс производства и вносить коррективы в технологию термической обработки шаров.

Таким образом, в данной работе:

- установлена корреляция эксплуатационных свойств шаров (твердости и глубины прокаливания), определяющих качество продукции (группу твердости), и акустических колебаний, вызываемых внешним механическим воздействием;

- значения частоты основного тона в момент атаки звука для разных групп шаров имеют достаточно большой диапазон, могут надежно регистрироваться измерительными приборами и являться критерием для классификации изделий по группам качества;

- данный способ может быть рекомендован как экспресс контроль шаропрокатного производства, с возможностью оперативного регулирования технологического процесса закалки и увеличению выхода продукции высокого качества.

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ ШАРИКОВ ПОДШИПНИКА ИЗ МАТЕРИАЛА 110Х18М-ШД ДО И ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Зинин А.Д., Зинин В.Д.

*Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева, г. Самара*

Одними из важнейших узлов любого оборудования является шарикоподшипники, ключевым элементом которых являются шарики. Служебные свойства шариков и склонность к преждевременному разрушению зависят от микроструктуры, которая в свою очередь определяется термической обработкой. Таким образом, целью исследований является анализ влияния термической обработки на структуру шариков в процессе их изготовления от исходной заготовки до конечного изделия.

Исходная заготовка для изготовления шариков представляет собой калиброванный пруток диаметром 3,175 мм из стали 110Х18М-ШД. Химический состав стали представлен в таблице 1.

Таблица 1 - Химический состав стали 110Х18М-ШД [1,2]

C	Cr	Cu	Mn	Mo	Ni	P	S	Si
1,1-1,2	16,5-18,0	≥ 30	0,5-1,0	0,50-0,80	≥0,30	≥0,025	≥0,0125	0,53-0,93

Анализ микроструктуры исходной заготовки и шариков после окончательной термической обработки проводился на электронном растровом микроскопе, после травления 4 % раствором азотной кислоты.

Исследование микроструктуры исходной заготовки проводилось на трех участках исходного прутка (рисунок 1).

Анализ микроструктуры исходной заготовки показал, что она представляет собой мелкозернистый перлит и отличается карбидной неоднородностью. Средний размер карбидов составляет от 4,37 до 5 мкм, при этом наблюдаются особо крупные карбиды размером от 8,46 до 18,37 мкм.

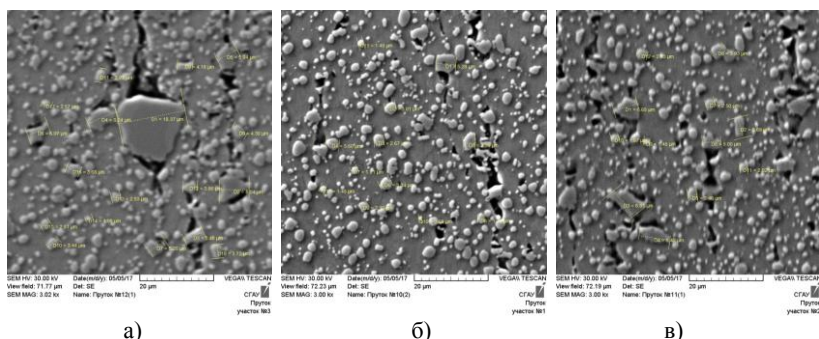
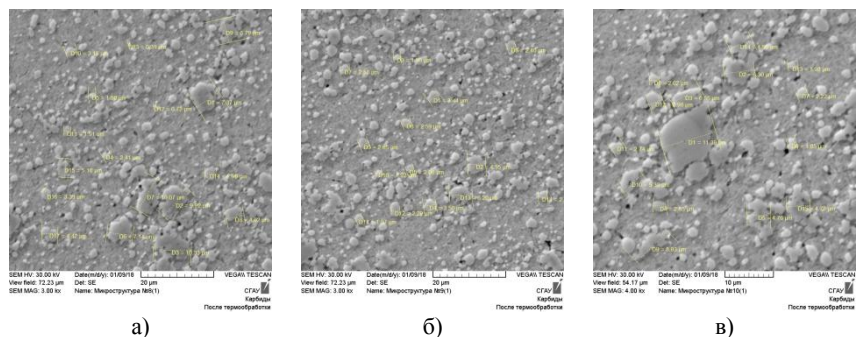


Рисунок 1 - Микроструктуры исследуемых участков исходной заготовки
а) - начало прутка; б) - середина прутка; в) - конец прутка

Исходная заготовка подвергается холодной высадке для формообразования шарика. Затем осуществляется механическая обработка для придания формы готового изделия.

Термическая обработка заключалась в двухступенчатой закалке при температурах 850°C и 1080°C с охлаждением в масле. Затем проводилась обработка холодом при температуре -70°C и отпуск при температуре 420°C. Анализ микроструктуры проводился на 3 участках: центре шарика и на полюсах (рисунок 2) [3].



а) б) в)
Рисунок 2 - Исследуемые участки шарика после окончательной термической обработки

а) - верхний полюс; б) - центр; в) - нижний полюс

В результате термической обработки шарики приобретают структуру мелкокристаллического мартенсита с мелкими выделениями карбидов. Средняя величина карбидов Cr_{23}C_6 составляет от 2,05 до 3,7 мкм, при этом наблюдаются крупные первичные карбиды размером от 7,37 до 11,39 мкм [4, 5].

Таким образом, анализ микроструктуры на всех этапах технологического процесса показал, что карбидная неоднородность, присутствующая в исходной заготовке, остается и в готовом изделии. Это говорит о том, что термическая обработка не устраняет полностью карбидную неоднородность, и необходимо скорректировать технологический процесс штамповки и термической обработки для улучшения структуры готового изделия.

Список использованных источников

1. ТУ 14-1-3045-80. Прутки из коррозионностойкой стали 110Х18М-ШД. – 1981, 33 с.
2. Воинов С.Г., Шалимов А.Г. Шарикоподшипниковая сталь [Текст]/ С.Г.Воинов.-М.: Металлургиздат,1962.-480 с.
3. Раузин,Я.Р. Термическая обработка хромистой стали [Текст]/ Я.Р.Раузин.- М.: Государственное научно – техническое издательство машиностроительной литературы, 1963.- 378 с.
4. Каразин С.И. О выкрашивании карбидов на поверхности желобов колец подшипников из коррозионностойкой стали 110Х18М- ШД [Текст]/Каразин С.И.// Вестник самарского государственного технического университета, 2014. - № 2. – С 1 – 5.

5. Морозов А.Н. Влияние карбидной фазы на износ стали 110X18M [Текст]/ Морозов А.Н.// *Металлургия*, 2014. – №1. – С. 6.

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ УПРОЧНЕНИЯ-РАЗУПРОЧНЕНИЯ СПЛАВОВ Zn–Al ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Скворцов А.И.

Вятский государственный университет, г. Киров, Россия, scvortsovai@mail.ru

Двойные сплавы Al–Zn, а также сплавы на их основе с небольшими добавками других элементов могут как упрочняться, так и разупрочняться с увеличением степени пластической деформации при комнатной температуре. Например, в интервале степеней деформации осадкой до 70–80 % только упрочнение характерно для двойных сплавов Al–Zn с содержанием примерно $Zn \leq 20$ мас.%, а с содержанием примерно $Zn \geq 20$ мас.% – может быть упрочнение, сменяющееся разупрочнением, или только разупрочнение [1].

Структура продеформированного сплава может существенно меняться при выдержке при комнатной температуре вследствие рекристаллизации, так как у большинства двойных сплавов температура рекристаллизации, как показали результаты металлографических исследований, находится ниже комнатной температуры. Температура рекристаллизации чистых Zn и Al равна, соответственно 20 и 150–200 (99,99% Al) °C [2]. Можно предположить, что изменение температуры рекристаллизации двойных сплавов соответствует изменению концентрационной зависимости степени упрочнения-разупрочнения, приведенной в работе [1]. А это означает, что минимум температуры рекристаллизации приходится на сплавы, по составу близкие к монотектоидному.

Упрочнению при пластической деформации способствует увеличение плотности дислокаций, увеличение плотности таких элементов структуры как: выделения дисперсных фаз, границ зерен, границ внутризеренной химической неоднородности, – являющихся барьерами на пути дислокаций при их движении.

Разупрочнению при пластической деформации с последующей рекристаллизацией способствует формирование мелкозернистой структуры с компактной формой зерен. Такая структура обладает пониженным сопротивлением скольжению по границам зерен при внешнем механическом воздействии. В наибольшей степени это характерно для двойных сплавов Al–Zn вследствие того, что атомные радиусы Zn и Al отличаются всего на 3 %.

Соотношение упрочнения и разупрочнения сплавов определяется эффективностью действия упомянутых конкурирующих механизмов: дислокационного механизма и механизма зернограницного скольжения, – что зависит от химического состава, исходной структуры, степени деформации.

Пример монотектоидного сплава показывает, что степень наследственности пластической деформации и уровень зависимостей твердости и параметров кристаллической структуры от величины пластической деформации могут определяться температурой последующего нагрева [3].

Список литературы

1. Скворцов А.И., Полев В.В. Разупрочнение и упрочнение металлов и сплавов системы Al–Zn при пластической деформации // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2017, № 8. С. 31–36.

2. Свойства элементов: Справочник / Под ред. Дрица М.Е. М.: Metallurgia, 1985. 672 с.

3. Сворцов А.И., Сворцов А.А. Влияние старения на твердость и структуру закаленно-деформированного сплава Zn–23%Al // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2014, № 12. С. 41–45.

ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В ЛИТЕЙНОМ ДИСПЕРСИОННОТВЕРДЕЮЩЕМ СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ Al–Mg–Si

Сворцов А.И., Трудоношин А.И., Шалагинов Р.А.

Вятский государственный университет, г. Киров, Россия, scvortsovai@mail.ru

Изучали амплитудную и температурную зависимости внутреннего трения, полученные на крутильном маятнике ВятГУ [1], перспективного литейного сплава на основе Al–Mg–Si, легированного Mn и Ti:

Al–5,5%Mg–2,2%Si–0,7%Mn–0,1%Ti.

Сплаву, как дисперсионноотвердеющему, характерно наличие на зависимости твердости от температуры старения максимума величиной $HV = 820$ МПа, соответствующего 250°C , (температура закалки 570°C).

Своеобразие амплитудной зависимости внутреннего трения закаленного от 570°C сплава заключается в нестабильности внутреннего трения при амплитудах колебаний выше предела упругой циклической деформации γ_y . Эту закономерность наблюдали при температурах испытаний: комнатной, 100 и 170°C . Нестабильность заключается в том, что колебания при одной и той же амплитуде приводят к уменьшению внутреннего трения. Это означает, что механические колебания в области амплитуд, соответствующих пластической деформации, инициируют в сплаве со структурой пересыщенного метастабильного твердого раствора процесс его распада. Такое явление известно под названием «динамическое деформационное старение» [1]. Повышение температуры испытаний ведет к увеличению амплитуды начала динамического деформационного старения (γ_y), а также к уменьшению величины снижения внутреннего трения при одной и той же амплитуде колебаний. Причиной этого является то, что более высокой температуре испытаний (в исследованном интервале) соответствует более высокая степень распада твердого раствора и, соответственно, дисперсионного твердения.

Температурная зависимость внутреннего трения была исследована при нагреве и охлаждении закаленного от 570°C сплава в интервале температур от комнатной до 400°C , то есть до температуры, соответствующей стадии перестаривания, при $\gamma = 8 \cdot 10^{-5}$. Температурной зависимости внутреннего трения при нагреве (средняя скорость нагрева 250 K/ч) характерны 3 температурные области, отличающиеся друг от друга последовательным увеличением угла наклона зависимости логарифмического декремента от температуры, $^\circ\text{C}$: комнатная – 150 , $150 - 350$, $350 - 400$. Увеличение угла наклона областей происходит вследствие 1) повышения диффузионной подвижности элементов структуры в результате распада пересыщенного твердого раствора на стадии дисперсионного твердения, что соответствует 2 области, 2) дальнейшей эволюции структуры на стадии перестаривания, что соответствует 3 области. На совмещенной температурной зависимости внутреннего трения при нагреве и охлаждении выделена область, соответствующая дисперсионному твердению.

Список литературы

1. Сковцов А.И. Внутреннее трение в металлических материалах и его характеристики. Киров: ФГБОУ ВО «ВятГУ», 2014. 68 с

ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТВЕРДОСТИ СПЛАВА Zn–27%Al ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Сковцов А.И., Сергеева А.В.

Вятский государственный университет, г. Киров, Россия, scvortsovai@mail.ru

Сплав Zn–27%Al является основой виброшумопоглощающих сплавов ZA–27, ЦА26 [1, 2]. Представляет интерес изучение влияния степени пластической деформации на структуру и твердость сплава Zn–27%Al. Известно [3–7], что с увеличением степени пластической деформации при комнатной температуре сплавы Zn–Al монотектонидного типа, к которым относится сплав Zn–27%Al, могут упрочняться и разупрочняться.

Закаленному от 360 °С сплаву Zn–27%Al характерно разупрочнение при увеличении степени пластической деформации осадкой со скоростью деформации 0,5 мм/с при комнатной температуре (рис. 1).

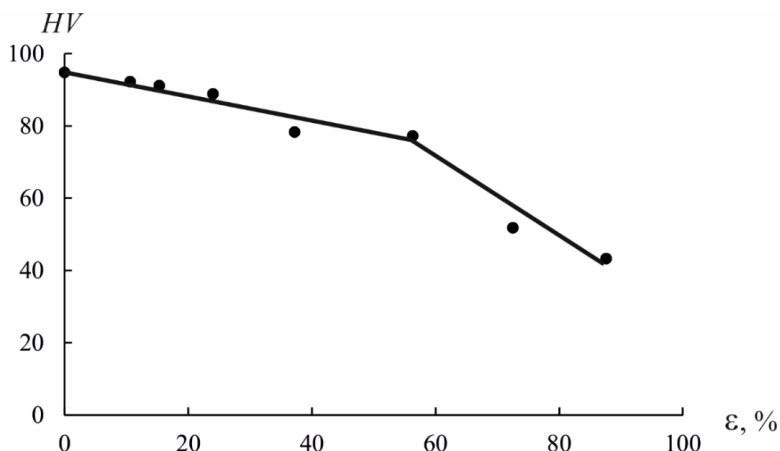


Рис. 1. Зависимость твердости от степени пластической деформации закаленного от 360 °С сплава Zn–27%Al

Из рис. 2 видно, что пластическая деформация существенно изменяет структуру сплава. В исходном перед пластической деформацией закаленном состоянии (рис. 2, а) структура сплава Zn–27%Al представляет собой относительно однородный монотектоид с включениями структурно свободной α-фазы (светлые включения). Пластическая деформация с последующей рекристаллизацией (температура рекристаллизации ниже комнатной температуры) вызывает размытие этих включений (рис. 2, б). Дисперсность зерен α- и β-фаз при этом мало меняется.

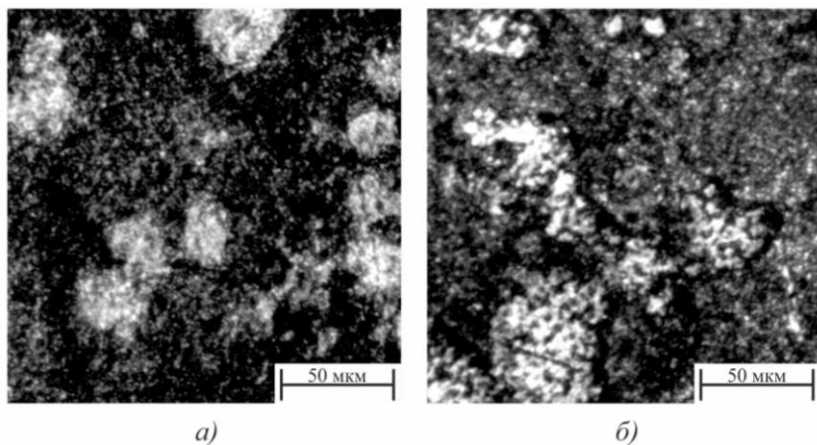


Рис. 2. Структура сплава Zn–27%Al после закалки от 360 °С (а) и последующей деформации со степенью 73 % (б)

На основании анализа результатов настоящей работы и результатов работ [3–7] можно сделать выводы о том, что уменьшение твердости предварительно закаленного от 360 °С сплава Zn–27%Al при увеличении степени пластической деформации при комнатной температуре обусловлено действием механизма зернограницного скольжения, более эффективного по сравнению с дислокационным механизмом, а также уменьшением степени внутризеренной концентрационной неоднородности.

Список литературы

1. Goldenstein H., Cunha Flores DA/D, Braga P., Fuoco P. As ligas zinko–aluminio: características gerais e alguns resultados de resistencia ao desgaste // *Metalurgia–ABM*. 1987. 43, № 6. 97–102.
2. Сворцов А.И. Создание высокодемпфирующих сплавов железа, цинк–алюминий и основ технологии их термической обработки / Автореф. дисс. на соиск. уч. ст. д-ра техн. наук. Екатеринбург: УГТУ, 1995. 38 с.
3. Сворцов А.И., Веселов Н.Н., Сворцов А.А., Обухова Ю.Б. Зависимость свойств и кристаллической структуры сплава Zn–23% Al от степени пластической деформации // *Деформация и разрушение материалов*. 2013. № 7. С. 22–25.
4. Сворцов А.И. Фазовые и структурные превращения в сплавах системы алюминий–цинк / Учебное пособие. Киров: ВятГУ, 2016. 42 с.
5. Сворцов А.И., Толстобров А.К. Закономерности влияния различных режимов термической обработки на характер зависимости твердости – степень пластической деформации сплава ЦА23 // *Технология металлов*. 2015. № 1. С. 18–21.
6. Сворцов А.И., Толстобров А.К. Влияние термической обработки на зависимость твердости от степени пластической деформации для сплава ЦА39 // *Деформация и разрушение материалов*. 2015. № 8. С. 43–45.
7. Сворцов А.И., Сергеева А.В. Структура и физико-механические свойства сверхпластичного сплава Zn–23%Al в зависимости от степени пластической

деформации // Многомасштабное моделирование структур, строение вещества, наноматериалы и нанотехнологии / Сборник материалов IV международной конференции. Тула: Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого. 2017. С. 37–42.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ ПЕРЛИТНОГО КЛАССА

**Филиппов М.А.¹, Ягудин Г.А.¹, Легчило В.В.¹,
Хадыев М.С., Озерец Н.Н., Эстемирова С.Х.².**

*Уральский федеральный университет имени первого Президента России
Б.Н. Ельцина (Россия)¹, Институт металлургии УрО РАН²*

В практике горно-металлургического машиностроения для дробильно-измельчительных агрегатов, работающих в условиях абразивного изнашивания без значительных ударных нагрузок, по экологическим и экономическим соображениям в качестве заменителей стали 110Г13Л всё шире используются высокоуглеродистые стали перлитного класса после их нормализации и высокого отпуска. Хотя износостойкость образцов, например из сталей с 0,7–0,8 % С со структурой сорбита отпуска, составляет при испытании по закреплённому абразиву только 55–70 % от уровня, обеспечиваемого образцами из стали 110Г13Л [1], экологические проблемы, технологичность в изготовлении и экономное легирование могут решить вопрос в ряде случаев в пользу применения перлитных сталей. Дополнительные резервы повышения износостойкости перлитных сталей заключаются в закалке от высоких температур с получением в результате некоторого количества метастабильного остаточного аустенита, который в процессе абразивного изнашивания превращается в мартенсит деформации на рабочей поверхности, повышая способность стали к фрикционному упрочнению [2]. В связи с необходимостью более широкого использования сталей перлитного класса для износостойких отливок вместо стали 110Г13Л, цель данной работы состояла в сравнительном изучении взаимосвязи структуры, формирующейся в процессе термической обработки, с абразивной износостойкостью малолегированных перлитных сталей 70X2ГСМЛ и 150ХНМЛ. При этом особое внимание уделялось возможности использования метастабильного аустенита как структурной составляющей, повышающей абразивную износостойкость перлитных сталей.

В качестве материала для исследования использовали ударные образцы двух сталей перлитного класса с разным содержанием углерода – 70X2ГСМЛ и 150ХНМЛ.

Образцы исследуемых сталей после закалки от нормальной (900) и высокой (1150 °С) температур в масло испытывали на сопротивление абразивному изнашиванию. Испытания износостойкости образцов производили с помощью специального приспособления, смонтированного на строгальном станке по методике изнашивания по закреплённому абразиву, близкой к методике, описанной в работах [2, 3]. Образцы с площадью рабочей части 10×10 мм совершали возвратно-поступательное движение по шлифовальной бумаге 14A32МН481 (ГОСТ 6456-82) на корундовой основе со скоростью 125 мм/с и смещением образца за один двойной ход 1,2 мм. Нагрузка на образцы, установленные в суппорте станка, составляла 10 кг (удельная нагрузка 1 МПа). Абразивную износостой-

кость оценивали по результатам двух параллельных испытаний, сравнение результатов производили через относительные единицы.

$$\varepsilon = \Delta M_z / \Delta M_0,$$

где ε – относительная износостойкость, ΔM_z – потеря массы образца-эталоны – стали 110Г13Л после закалки от 1050 °С в воду, принятой за единицу, ΔM_0 – потеря массы испытуемого образца.

Фазовый анализ поверхности образцов до и после изнашивания определяли методом рентгеноструктурного анализа, выполненного с помощью дифрактометра ShimadzuXRD – 7000. упрочнение рабочей поверхности оценивали по приросту микротвердости при нагрузке 0,49 Н [2, 3]. Твёрдость сталей 70Х2ГСМЛ и 150ХНМЛ после нормальной закалки составила 60 HRC, а после высокотемпературной закалки и – 57 и 45 HRC, соответственно, т.е. после твёрдость оказалась ниже на 3 единицы у образцов стали 70Х2ГСМЛ, чем после закалки от нормальной температуры (табл. 1), а у стали 150ХНМЛ – ниже на 15 единиц HRC (таблица 1).

Таблица 1

Результаты испытаний образцов исследуемых сталей на абразивное изнашивание (ε – относительная износостойкость сталей)

Марка стали и режим обработки	ε	HRC	H _{50изн., ГПа}
Сталь 110Г13Л, закалка от 1050 °С	1,0	20	5,84
Сталь 70Х2ГСМЛ, закалка от 900 °С в масле, отпуск при 200 °С, 2 ч	1,19	60	9,3
Сталь 70Х2ГСМЛ, закалка от 1150 °С в масле, отпуск при 200 °С, 2 ч	1,43	57	10,1
Сталь 150ХНМЛ, закалка от 900 °С в масле, отпуск при 200 °С, 2 ч	1,55	60	10,5
Сталь 150ХНМЛ, закалка от 1150 °С в масле, отпуск при 200 °С, 2 ч	3,2	45	12,0

Результаты рентгеноструктурного анализа показали, что фазовый состав образцов сталей 70Х2СМЛ и 150ХНМЛ после закалки от 900 °С представляет собой мартенсит и небольшое количество остаточного аустенита (около 5 %). Присутствия карбидов на дифрактограммах не фиксируется. Фазовый состав после изнашивания состоит только из мартенсита со следами остаточного аустенита. При высокотемпературной закалке образцов стали 70Х2СМЛ и особенно 150ХНМЛ, формируется структура, отличающаяся по фазовому составу от такового после закалки от температуры 900 °С – наряду с мартенситом появляется остаточный аустенит в количестве 20 % в первой и 70 % – второй стали, с чем и связано снижение твёрдости после высокотемпературной закалки. Остаточный аустенит метастабилен и в процессе изнашивания в поверхностном слое большая его часть превращается в мартенсит деформации, в рабочем слое образцов после износа

фиксируется около 5 % аустенита. Повышенное содержание остаточного аустенита после закалки от высокой температуры – 1150 °С – возникает вследствие растворения частиц избыточных, легированных хромом карбидов. После испытаний на абразивное изнашивание на рабочей поверхности образцов обеих сталей сохраняется менее 5 % аустенита, т.к. основная часть его превращается в мартенсит деформации, создавая высокий уровень фрикционного упрочнения рабочей поверхности и существенно повышая абразивную износостойкость сталей перлитного класса (таблица 1).

Таким образом, дополнительным резервом повышения абразивной износостойкости сталей перлитного класса – 70Х2ГСМЛ и 150ХНМЛ – служит высокотемпературная закалка с образованием в структуре метастабильного аустенита [4].

Максимальная износостойкость при абразивном изнашивании достигается после высокотемпературной закалки сталей (1150 °С) в масле, формирующей мартенситную структуру с метастабильным аустенитом в количестве 20–70 %, превращающимся в мартенсит на рабочей поверхности при изнашивании с высокой способностью к фрикционному упрочнению. Абразивная износостойкость стали 70Х2ГСМЛ с такой микроструктурой на 40 %, а стали 150ХНМЛ – в 3 раза превышает абразивную износостойкость стали 110Г13Л, однако использование сталей перлитного класса в закалённом состоянии возможно вследствие низкой ударной вязкости только в условиях преимущественно абразивного изнашивания, без ударных нагрузок.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Филиппов М.А., Филиппенков А.А., Плотников Г.Н. Износостойкие стали для отливок. М.: Металлургия, 2009. 358 с.
2. Коршунов Л.Г. Изнашивание металлов при трении // Металловедение и термическая обработка стали / Под ред. М.Л. Бернштейна и А.Г. Рахштадта. М.: Металлургия. 1991. Т.1, кн.2. С. 387–411.
3. Хрущев М.М., Бабичев М.А. Абразивное изнашивание. М.: Наука, 1970. 252 с.
4. Филиппов М.А., Гервасьев М.А., Плотников Г.Н., Жилин А.С., Никифорова С.М., Формирование структуры износостойких сталей 150ХНМЛ и Х12МФЛ при закалке // МиТОМ – 2015 – № 11 – С. 5–9.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ЛАЗЕРНОЙ ЗАКАЛКИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Курноскин И.А., Крылова С.Е., Завьялов В.А., Плесовских А.Ю.

*Оренбургский государственный университет –ОГУ,
г. Оренбург, Россия, ivan.kurnosckin@yandex.ru*

Интенсификация технологических процессов поверхностной лазерной термообработки в значительной степени определяется расширением применения мощных концентрированных потоков энергии в виде электронного луча, а в последние годы - и лазерного излучения.

Лазерная термообработка имеет преимущества по сравнению с обычными методами термообработки (ТВЧ) в части обработки поверхностей сложной кон-

фигурации, минимизации коробления и перегрева изделий, упрочнения труднодоступных мест детали.

Высокие плотности мощности лазерного излучения, существенного превосходящего другие энергии, позволяют не только значительно увеличить производительность обработки, но и получить качественно новые свойства поверхности, недоступные традиционным методам обработки материалов. В результате очевидны экономические и технологические преимущества применения данной технологии в условиях производства. Возможность регулирования параметров лазерной обработки в широком интервале режимов позволяет разработать обширный ряд методов поверхностной лазерной обработки, причем в каждом методе можно легко регулировать структуру поверхностного слоя и его свойства, такие как твердость, износостойкость, шероховатость, а так же геометрические размеры обрабатываемых участков.

Для осуществления лазерной закалки локальный участок поверхности массивной детали нагревают с помощью излучения до сверхкритических температур, а после прекращения действия излучения этот участок охлаждается за счет отвода тепла во внутренние слои материала. Высокая скорость охлаждения приводит к образованию закалочных структур, сплавов и высокой твердости поверхности.

В условиях ремонтного предприятия ООО «Технология» (г. Оренбург) метод лазерной термической обработки применяется для упрочнения поверхностей деталей энергетической и нефтегазодобывающей отрасли, работающих в условиях повышенного нагружения, изнашивания и воздействия агрессивных сред. Отработку технологии лазерного упрочнения поверхностного слоя деталей осуществляли на роботизированном лазерном комплексе, включающем: шестиосевой робот-манипулятор ABB IRB 4600 (Швейцария), вращатель с регулируемой частотой вращения до точного позиционирования деталей, непрерывный итербиевый волоконный лазер ЛС-2 (ООО «НТО «ИРЭ – Полус», Россия), программное обеспечение позволяющее синхронизировать все элементы комплекса и работать в автоматическом режиме.

Для оптимизации технологии лазерной закалки была составлена матрица математического планирования эксперимента 3-х факторного на 3-х уровнях, где варьируемыми параметрами являлась: мощность, скорость вращения, степень перекрытия закалочных дорожек, (мм).

Статическая обработка результатов эксперимента позволила выбрать 4 оптимальных режима лазерной закалки (таблица 1).

Таблица 1. Лазерная закалка стали 40X

№	Мощность излучения, ватт	Шаг, мм	Скорость, м/мин	Твердость, HRC	Микротвердость, HV	Линейная скорость, мм/с
1	1300	1,5	2	57	6270	0,227
2	1600	1,5	2,5	53	6820	0,284
3	1300	1,5	2	58	6900	0,227
4	1300	1,5	2	57	6700	0,227

Структуры закаленной поверхности металла по оптимальным режимам представлены на рисунке 1.

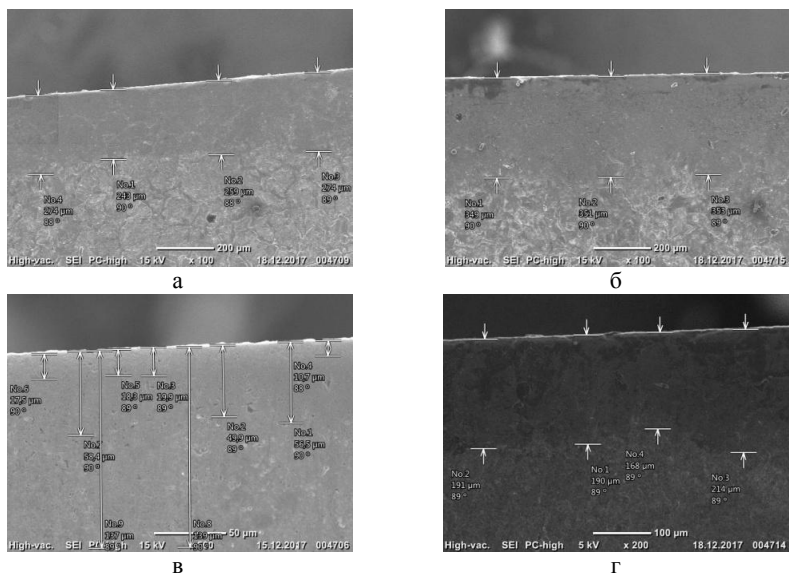


Рисунок 1 – Структура поверхностного слоя закаленной стали

На рисунке 1 представлены структуры закаленного слоя, полученного на оптимальных спланированных режимах. Видно, что на поверхности образуется тонкий мартенситный слой, толщиной порядка 20 мкм, рисунок 1в, зона термического влияния имеет структуру дисперсной феррито-цементитной смеси, в которой присутствуют отдельные области мелкоигольчатого мартенсита, рисунок 1б, протяженность данной зоны в зависимости от режима закалки составляет от 137 до 353 мкм. Основа стали 40X имеет дисперсную феррито-перлитную структуру, свойственную улучшенному состоянию металла.

ЛИТЕРАТУРА

1. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки / А.Г. Григорьянц и др. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. 664с.
2. С.Е. Крылова, С.П. Оплеснин, Н.А. Минаков, А.С. Ясаков, А.О. Стрижов. Влияние технологических параметров газопорошковой наплавки на структурные характеристики восстановленного поверхностного слоя коррозионно - стойких сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 2017. №10. С. 35-40.

ИНЖЕНЕРНЫЙ МЕТОД ОЦЕНКИ СПОСОБНОСТИ СТАЛЕЙ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ УПРОЧНЕНИЮ

Шумяков В.И., Филиппов М.А., Корзунова Е.И., Тюмкова М.В.

Уральский федеральный университет имени первого Президента России
Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия, korzunova1996@gmail.com

В процессе механической обработки поверхности деталей машин или эксплуатационного воздействия на поверхность при механических видах изнашивания

ния, тем более при упрочнении поверхностной пластической деформацией возникает необходимость оценки склонности сталей к наклёпу.

Не существует методически простого инженерного критерия оценки способности сплавов к наклёпу, особенно содержащих в структуре метастабильный аустенит, испытывающий в процессе упруго-пластической деформации мартенситное превращение, в том числе и при вдавливании индентора в процессе измерения твёрдости. Тем не менее, использование стандартных приборов для измерения твёрдости по методам Бринелля и Роквелла позволяет в первом приближении относительно просто решить задачу оценки способности металла или сплава к деформационному наклёпу.

Цель работы состояла в описании и обсуждении инженерного метода оценки способности стали к деформационному упрочнению на примере использования этого метода для сравнительной оценки к наклёпу износостойких сталей на основе стабильного высокомарганцевого аустенита – 110Г13Л и метастабильной аустенитной хромомарганцевой стали – 60Г9Х4Л, механизмы деформационного упрочнения в которых изучены ранее [1].

Стандартные ударные образцы сталей 110Г13Л (1,25 % С, 12,55 % Мн, 0,2 % Cr, 0,055 % Р, 0,03 % S) и 60Г9Х4Л (0,63 % С, 9,45 % Мн, 3,92 % Cr, 0,042 % Р, 0,035 % S) после закалки в воду от 1050 °С стали 110Г13Л и от 1120 °С – стали 60Г9Х4Л имели полностью аустенитную структуру (температура M_n составляла <-196 °С для стали 110Г13Л и -40 °С стали 60Г9Х4Л, температура M_d для этой стали 150–170 °С). Шлифованную боковую поверхность образцов использовали для нанесения отпечатков на прессе Бринелля шариком диаметром 10 мм при нагрузках 500, 1000, 2000 и 3000 кг и при тех же нагрузках шариком диаметром 5 мм.

После этого на приборе Роквелла алмазом при стандартной нагрузке 150 кг производили измерение твёрдости в центре дна лунок, образовавшихся от внедрения шарообразных инденторов отпечатков. Отклонение от центра дна отпечатков составляло $\pm 0,5$ мм. На дне каждого отпечатка проводили только одно измерение твёрдости по Роквеллу.

График зависимости твёрдости по Роквеллу на дне отпечатков от нагрузки на индентор для сталей 110Г13Л и 60Г9Х4Л для шариков диаметром 10 мм и 5 мм представлен на рисунке 1, откуда видно, что кривые для обеих сталей и диаметров шариков имеют возрастающую зависимость от степени пластической деформации подобно кривым упрочнения при пластической деформации растяжением или сжатием, что указывает на увеличение степени деформации на дне отпечатков по мере увеличения нагрузки на индентор [2, 3].

Обращает на себя внимание, что кривые упрочнения для образцов обеих сталей для шарика диаметром 10 мм располагаются ниже соответствующих кривых для шарика диаметром 5 мм. Это естественно, т.к. одинаковые по величине нагрузки при действии на шарик меньшего диаметра производят его внедрение на большую глубину и стимулируют большую степень деформации под индентором.

Исходя из существующих представлений об особенностях упрочнения метастабильных аустенитных сталей (МАС), можно заключить, что эффект упрочнения МАС в интервале температур M_n – M_d определяется тремя основными факторами: 1) деформационным упрочнением аустенита; 2) количеством, прочностью и распределением образующихся при деформации ϵ - и α -мартенситных фаз;

3) наклёпом кристаллов мартенсита деформации. Благодаря тому, что действие двух последних факторов, вносящих существенный вклад в упрочнение, присуще только сталям с метастабильным аустенитом, эти стали обладают более высокой способностью к упрочнению, чем близкие по составу стабильные аустенитные стали [5].

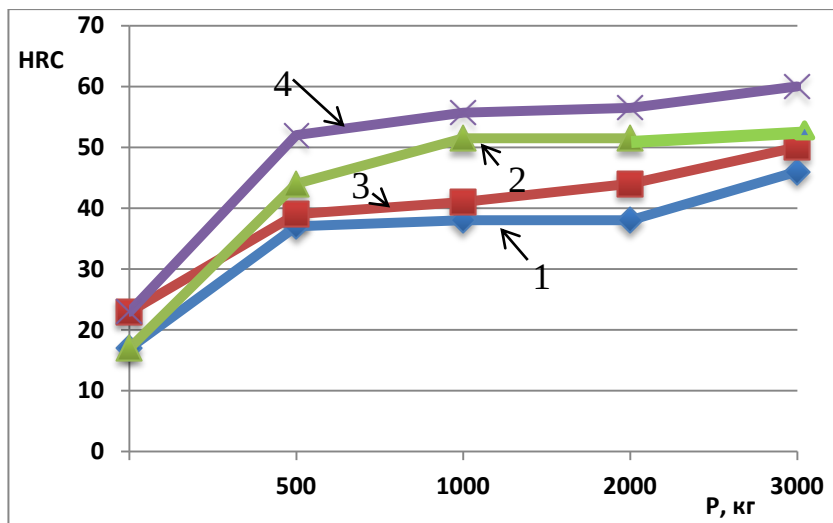


Рисунок 1. Зависимость твердости сталей 110Г13Л(1,2) и 60Г9Х4Л(3,4) от нагрузки на шарик диаметром 10 мм (1,3) и 5 мм (2,4).

В данной работе описанная выше более высокая способность к упрочнению МАС 60Г9Х4Л по сравнению со стабильной сталью 110Г13Л, выраженная разницей в твердости при одинаковой нагрузке на индентор (рисунок 1), обусловлена приростом твердости за счёт образования и наклёпа кристаллов мартенсита деформации.

По результатам этих измерений можно выбрать оптимальные параметры критерия метастабильности аустенита по способности к наклёпу путём определения прироста твердости при измерении по Роквеллу на дне лунки от шарообразного индентора прибора Бринелля.

Литература

1. Филиппов, М.А. Стали с метастабильным аустенитом. / М.А. Филиппов, В.С. Литвинов, Ю.Р. Немировский – М.: Металлургия, 1988. – 257 с.
2. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1983. 352 с.
3. Коршунов, Л.Г. Испытания металлов на износостойкость при трении / Л. Г. Коршунов, М.Л. В кн. Металловедение и термическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1991. –Т. 1. – С. 387-413.
4. Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием: справочник / под ред. Л.Г. Одинцова. М.: Машиностроение, 1987. 328 с.

5. Филиппов, М.А. Износостойкие стали для отливок: монография / М.А. Филиппов, А.А. Филиппенков, Г.Н. Плотников – Екатеринбург, изд. УГТУ-УПИ, 2009. – 358 с.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ СИСТЕМЫ ЛЕГИРОВАНИЯ Х2Г2С2МФ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Юрченко А.Н.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
г. Пермь, Россия, e-mail: aleksmto@gmail.com*

В условиях жесткой конкуренции между конструкционными материалами стали по-прежнему находят свое применение в различных отраслях машиностроения благодаря своим механическим свойствам, которые приобретаются вследствие изменения микроструктуры под воздействием термической обработки. В настоящее время разрабатывается большое количество новых марок сталей, в том числе и со структурой бейнита или мартенсита, которую получают после охлаждения на воздухе с печного нагрева в окислительной атмосфере. Такой вид термической обработки достаточно прост и экономичен, особенно в сочетании с экономно подобранным химическим составом, которым является система легирования Х2Г2С2МФ. Сочетание данной системы легирования с различным содержанием углерода позволяет получать высокопрочную сталь с повышенными показателями пластичности и ударной вязкости [1]. Такие механические свойства получаются за счёт образования в структуре бейнито-мартенситной структуры [1, 2]. Бейнит, в свою очередь, может быть бескарбидным [3], так как содержание кремния достаточно в системе Х2Г2С2МФ, чтобы затормозить образование карбидов в бейнитном феррите. Получение бескарбидного бейнита, особенно нижнего, является положительным моментом и приводит к повышению комплекса механических свойств. Помимо этого, на свойства бейнито-мартенситных сталей влияет химическая неоднородность и количество остаточного аустенита [4].

Химическая неоднородность вызвана сегрегацией химических элементов. Повышенное содержание химических элементов в определенных областях, по сравнению со средним значением в стали, может приводить к запаздыванию гамма-альфа превращения. В результате после травления на продольном или поперечном шлифах наблюдается ярко выраженная полосчатость, которая влияет на комплекс характеристик прочности и пластичности, поэтому это является важным элементом для анализа. Количество остаточного аустенита зависит от устойчивости аустенита в процессе термической обработки. С увеличением устойчивости аустенита возрастает количество остаточного аустенита. Увеличение количества остаточного аустенита приводит к повышению характеристик надежности.

В заключение хотелось бы отметить, что для получения требуемых (регламентируемых) механических свойств в экономнолегированной стали необходимо точное проведение термической обработки, а также исключение сегрегации легирующих элементов, особенно в условиях конкуренции бейнитного и мартенситного превращений.

Список литературы

1. Юрченко А.Н., Симонов Ю.Н., Микрюков М.Ю. Влияние непрерывного охлаждения и изотермической выдержки на микроструктуру и механические

свойства сталей 17Х2Г2С2МФ и 29Х2Г2С2МФ // Вестник ПНИПУ. Машиностроение и материаловедение. 2016. Т. 18, №1. С. 101-116.

2. Юрченко А.Н., Панов Д.О., Симонов Ю.Н. Изменение микроструктуры экономнолегированной стали в зависимости от скорости непрерывного охлаждения и температуры изотермической выдержки // Вестник ПНИПУ. Машиностроение и материаловедение. 2017. Т. 19, №1. С. 98-109.

3. Симонов Ю.Н., Симонов М.Ю., Панов Д.О., Вылежнев В.П., Калетин А.Ю. Получение структуры нижнего бескарбидного бейнита в результате изотермической обработки сталей типа ХЗГЗМФС и ХНЗМФС // МнТОМ. №2. 2016. С. 4-13.

4. C. Goulas, M.G. Mecozzi, J. Sietsma. Bainite formation in medium-carbon low-silicon spring steels accounting for chemical segregation // Metallurgical and materials transactions. 2016, vol. 47A, 3077-3087.

МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ

Атамашкин А.С., Приймак Е.Ю.

*ОАО «Завод бурового оборудования», Оренбургский государственный
университет, г. Оренбург, Россия, atamashkin2017@yandex.ru*

В процессе производства геологоразведочных бурильных труб на твёрдые полезные ископаемые широко применяется способ ротационной сварки трением. Данный способ сварки характеризуется высокой производительностью и высоким качеством получаемого сварного соединения, как для однородных, так и для разнородных сплавов.

В данной работе в качестве свариваемого материала применяется сталь 40ХН2МА и 30ХГСА ГОСТ 4543-71. Для увеличения механических свойств сварного соединения перед сваркой обе стали были подвергнуты объёмной термической обработки по соответствующим режимам для закалки и высокого отпуска. Сварка осуществлялась на машине для сварки трением «Thompson-60», металлографический анализ и измерение твёрдости осуществлялись по стандартной методике.

Так на рисунке 1 представлена фотография продольного макрошлифа, на котором после травления видна чёткая граница зоны термомеханического влияния (ЗТМВ).

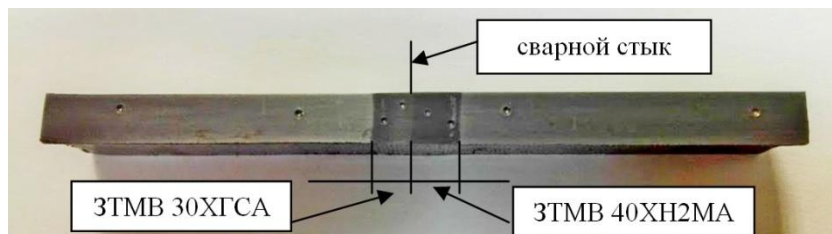


Рисунок 1 – Макрошлиф сварного соединения сталей 30ХГСА и 40ХН2МА

При более детальном металлографическом изучении ЗТМВ сварного соединения были обнаружены закалочные структуры мартенсита, имеющие грубую

текстуру и игольчатость (рисунок 2 а, б, в) при этом твердость в данной области повысилась до 54 HRC для стали 40ХН2МА и 52,6 HRC для стали 30ХГСА. Образование закалочных структур в ЗТМВ связано с локальным разогревом до температур выше температуры полиморфного превращения сталей с последующим ускоренным охлаждением за счет быстрого теплоотвода от, нагретой в процессе трения зоны, к прилегающим областям металла с комнатной температурой.[1]

В переходной зоне к основному металлу значения твердости микроструктуры понижаются, за счет ее неполной перекристаллизации при снижении температуры. В этой зоне прослеживаются следы образования закалочной структуры мартенсита в виде светлых нетравящихся частиц (рисунок 2 г, д) со средней твердостью до 33,1 HRC для стали 30ХГСА и 39,4 HRC для стали 40ХН2МА. Далее следует основной металл, структура которого однородна и соответствует продуктам распада мартенсита закалки – мелкодисперсной феррито-цементитной смеси (рисунок 2 е, ж).[1, 2]

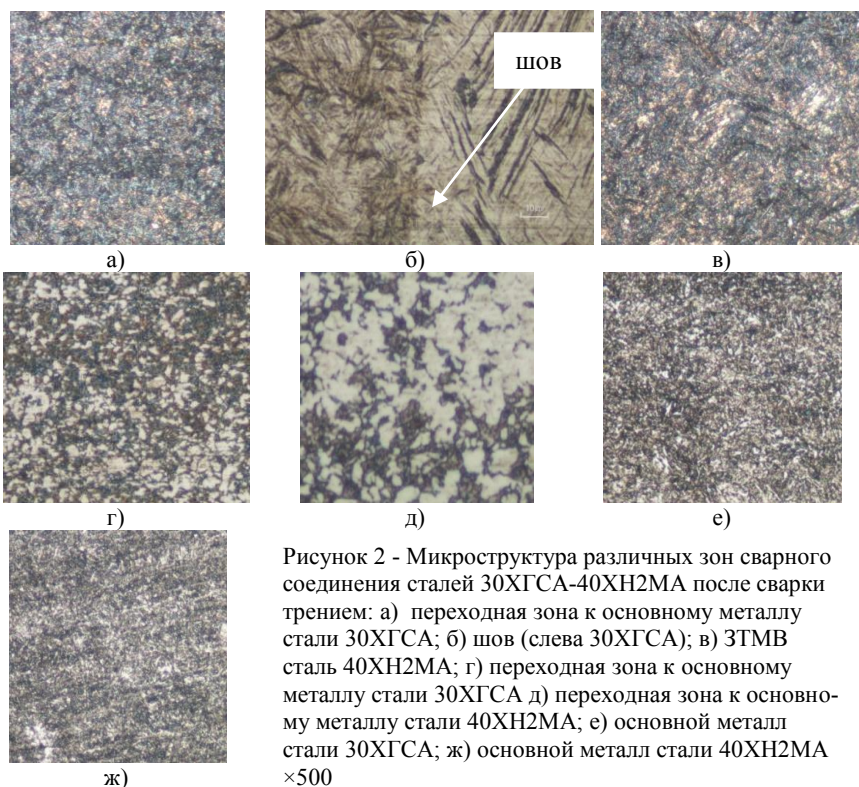


Рисунок 2 - Микроструктура различных зон сварного соединения сталей 30ХГСА-40ХН2МА после сварки трением: а) переходная зона к основному металлу стали 30ХГСА; б) шов (слева 30ХГСА); в) ЗТМВ стали 40ХН2МА; г) переходная зона к основному металлу стали 30ХГСА д) переходная зона к основному металлу стали 40ХН2МА; е) основной металл стали 30ХГСА; ж) основной металл стали 40ХН2МА ×500

Представленные сварные соединения после сварки трением характеризуются структурной и механической неоднородностью, связанной с разогревом металла до температур, превышающих критические, и образованием закалочных структур

с повышенной твердостью в зоне термомеханического влияния и возникновению остаточных напряжений, которые требуют дальнейшего изучения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Е.Ю. Приймак, А.В. Степанчукова, Н.Ю. Трякина, А.П. Фот, А.С. Атамашкин Влияние различных режимов после сварочной термической обработки на структурную и механическую неоднородность сварных соединений среднелигированных сталей, выполненных ротационной сваркой трением.// Вестник ТГТУ 2017.

2. Е.Ю. Приймак, Н.Ю. Трякина Термическая обработка сварных соединений сталей различных структурных классов, применяемых в теплоэнергетике // Инновационная деятельность предприятий по исследованию, обработке и получению современных материалов и сплавов : сборник докладов Международной научной конференции. Орск, Орский гуманитарно-технологический институт. В 2т. Т.2. М.: Машиностроение, 2012. С.391-402.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ И ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ХИМИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ ПО ТОЛЩИНЕ ПОКРЫТИЯ

Морунов И.В., Крылова С.Е., Оплеснин С.П.

*Оренбургский государственный университет,
г. Оренбург, Россия, morunov.ivan@mail.ru*

Современные технологии нанесения защитных покрытий нацелены на повышение износостойкости деталей машин и оборудования энергетической и нефтегазовой отрасли. Перспективным направлением является применение композиционных материалов, содержащих 20-35% упрочняющей фазы. Изменение микротвердости по глубине наплавленного слоя при однослойной наплавке на аустенитную сталь 12Х18Н10Т представлено на рисунке 1.[1]

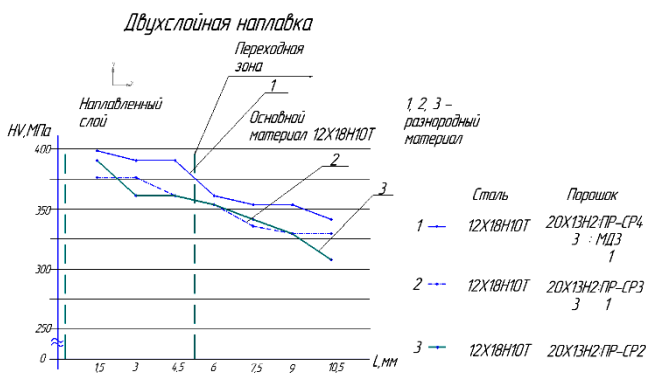


Рисунок 1 Изменение микротвердости.

Анализ структуры и дюрметрические исследования наплавленного слоя и зоны сплавления показывают, что структура поверхностного слоя представляет собой многофазную систему, состоящую из γ -матрицы и карбоборидов

M23(C,B)6, M7(C,B)3 и M3(C,B). Ближе к зоне сплавления наблюдается структура, состоящая из дендритов, имеющих неправильную форму и направление роста, соответствующее теплоотводу и пропорциональное градиенту температур. Структура основы образована зернами дисперсной феррито-цементитной смеси с равномерно распределенными небольшими частицами карбида (Cr, Fe) $23C_6$. [2]



Рисунок 2. Поверхностный слой при лазерной наплавке.

При кристаллизации наплавляемого валика образуются следующие зоны, различающиеся не только дисперсностью структурных составляющих, но и ориентировкой дендритов.

1. Зона дисперсных кристаллов, прилегающая к линии сплавления;
2. Зона ориентированных дендритов с вытянутыми осями, неразвитыми осями второго порядка;
3. Зона разориентированных дендритов, более мелких дендритов с развитыми боковыми ветвями;
4. Зона кристаллизации от верхней поверхности ванны, состоящая из двух участков аналогично 1 и 2.

По выбранным оптимальным режимам поверхностного слоя проведена наплавка с обеспечением твёрдости, 45...50 HRC.

По данным микроскопического анализа, выполненном на электронном растровом микроскопе, JEOL JCM-6000 построили графики, из которых видно изменения химического состава легирующих элементов в наплавленном слое. [3]

Из рисунка 3 видно: бор в основном металле отсутствует, появляется в небольшом количестве в переходной зоне, и в наплавленном слое его количество $\approx 1,8\%$. Азот в основном металле, в переходной зоне и в наплавленном слое значительно не изменяется, составляет порядка $1,5\%$. Концентрация кремния в переходной зоне немного выше: $\approx 3,5\%$, относительно основного металла и наплавленного слоя: $\approx 3,2\%$. Марганец в основном металле содержится $\approx 1\%$, резко понижается в переходной зоне до $0,2\%$ и в наплавленном слое немного возрастает до $\approx 0,5\%$. Железо не изменяется. Никель в основном металле содержится $\approx 5\%$, в переходной зоне возрастает до $\approx 9,5\%$ и постепенно увеличивается в наплавленный слой до $\approx 25\%$. Углерод в основном металле и переходной зоне содержится $\approx 16\%$ после переходной зоны резко понижается до $\approx 10\%$ и резко возрастает до $\approx 20\%$,

после постепенно понижается до $\approx 2\%$. Титан содержится только в основном металле до 1%. Содержание хрома значительно возрастает в точке 5 до $\approx 31\%$, в остальных точках значительно не изменяется: $\approx 18\%$.

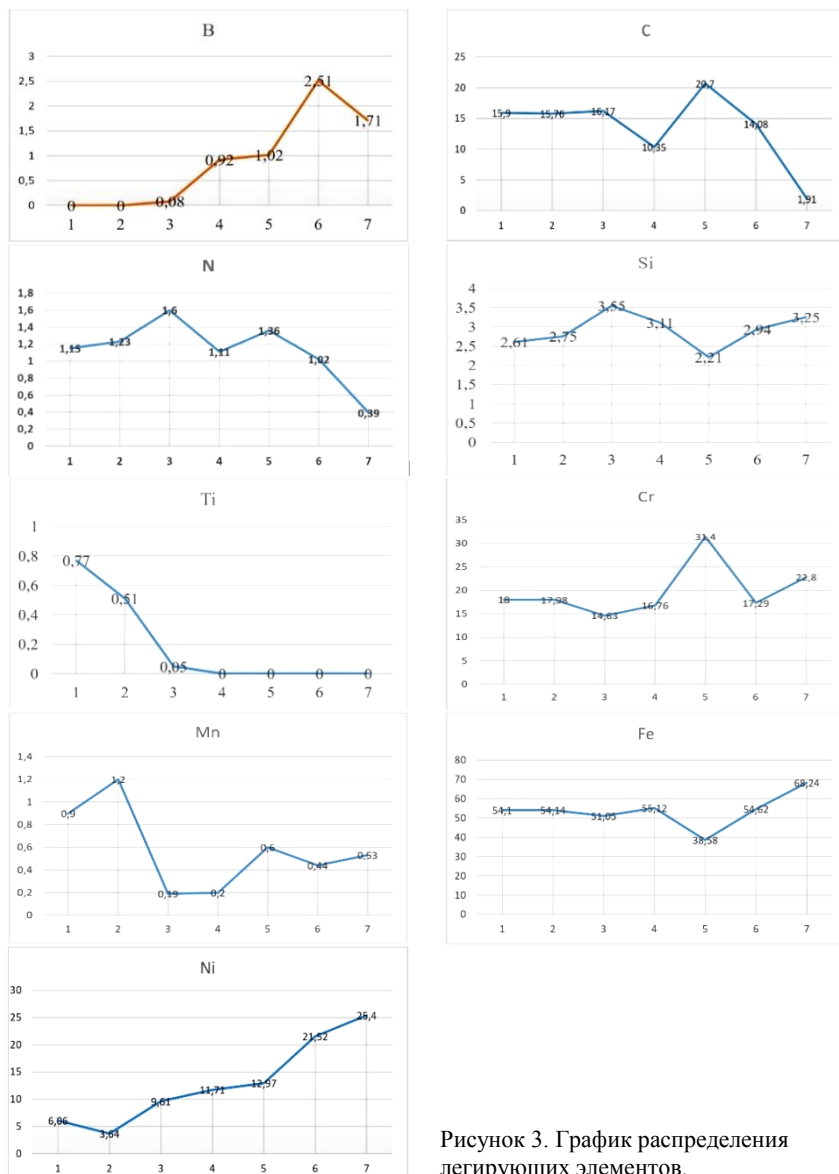


Рисунок 3. График распределения легирующих элементов.

При исследовании по трассе обнаруживается неоднородное распределение хрома и никеля между различными фазами. Карбобориды содержат больше хрома и меньше никеля, чем матричная γ -фаза.

Кремний в несколько большем количестве концентрируется в матрице, по сравнению с карбоборидами. Распределение легирующих элементов в наплавленной композиции в значительной степени определяет служебные свойства рабочего слоя [4]

Список литературы

1. Крылова С.Е. Влияние технологических параметров газопорошковой лазерной наплавки на структурные характеристики восстановленного поверхностного слоя коррозионностойких сталей / Крылова С.Е. [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. 2017. № 10 (748). С. 35-40.
2. Григорьянц А.Г. Технологические процессы лазерной обработки: учебник / Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И.: Изд. МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. 664 с.
3. Шевченко О.И. Управление структурой, составом и свойствами покрытий при плазменной наплавке / Шевченко О.И. Нижний Тагил: НТИ (ф) УГТУ-УПИ, 2006. 290 с.
4. Морунов И.В. Применение лазерной наплавки для упрочнения и восстановления деталей машиностроения / Морунов И.В., Крылова С.Е. // восстановления деталей машиностроения / Морунов И.В., Крылова С.Е. // В сборнике: Университетский комплекс как региональный центр образования, науки и культуры, материалы Всероссийской научно-методической конференции. Оренбургский государственный университет, 2017. С. 159-162.

ПРИМЕНЕНИЕ РАСТРОВОЙ МИКРОСКОПИИ ДЛЯ ДИАГНОСТИКИ ПРИЧИН РАЗРУШЕНИЯ ТРУБОПРОВОДА

Чаугарова Л.З.

Тюменский индустриальный университет

Твердые продукты коррозии (коррозийные осадки) могут служить источником информации о процессах, протекающих на поверхности при ее взаимодействии с агрессивной средой (с сырым газом). Развитие структурных превращений от «поля коррозии» в глубину корродирующего материала и определяет его физико-механические свойства.

В настоящей работе исследована структура и фазовый состав коррозионных отложений на внутренней поверхности газотрубопровода и поверхность металла, очищенную от коррозионных отложений. В качестве современного метода исследования использовали растровую электронную микроскопию – электронный микроскоп JSM Jeol 6510A с приставкой для поэлементного анализа.

Для исследования был представлен участок трубопровода Южно– Балыкского ГПК, филиал АО «СибурТюменьГаз»:

- | | |
|------------------------------|--|
| - Проектные параметры среды: | $T=45^{\circ}\text{C}$, $P=3,96\text{ МПа}$ |
| - Типоразмер: | $\varnothing 273 \times 14\text{ мм}$ |
| - Материал: | 09Г2С |
| - Год пуска в эксплуатацию | 2014 |
| - Нарботка: | 1 год |

На нижней образующей трубопровода наблюдается «канавочная» коррозия – коррозионное повреждение напоминает канавку переменной глубины со сквозными отверстиями (рисунок 1).



Рисунок 1 - Общий вид повреждения на внутренней поверхности трубы

Слои коррозионных отложений характеризуются рыхлым строением с большим количеством пустот и пор открытого типа. Растрескивания и расслоения осадка не наблюдается. По результатам анализа РЭМ установлено, в соответствии с рисунком 2, массовая доля углерода достигает 17 %, кислорода до 16%. В присутствии оксида углерода CO_2 возможна карбонильная коррозия, которая ведет к образованию глубоких язв на поверхности металла.

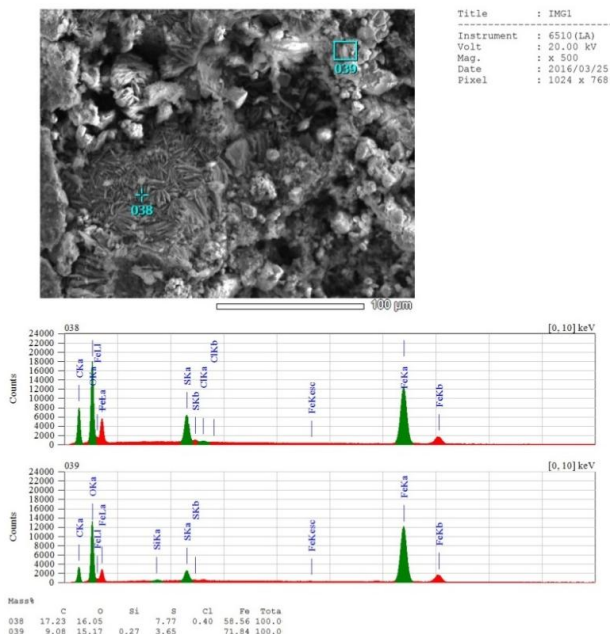


Рисунок 2 - Данные микрорентгеноспектрального анализа

Хлориды натрия, кальция, которые присутствуют в пластовой воде при добыче нефти, обнаружены при микрорентгеноспектральном анализе. Они могут быть также причиной общей и локальной коррозии оборудования. Хлориды и хлороводород опасны также и для аустенитных сталей (с большим содержанием хрома, никеля и марганца): они вызывают точечную коррозию (питтинг) и коррозионное растрескивание.

В данных микрорентгеноспектрального анализа присутствуют серосодержащие соединения (до 12 %), которые определяют главную причину сильного коррозионного разрушения оборудования. В присутствии сероводорода скорость коррозии может возрасти до 1 мм/год, при наличии кислорода - до 0,3 мм/год, а при одновременном присутствии сероводорода и кислорода скорость коррозии достигает 5-10 мм/год. В нашем случае скорость составила 14 мм/год.

На поверхности исследуемого металла, очищенного от коррозионных загрязнений, наблюдаются поры, в отдельных местах видны деформированные участки металла разной величины, наблюдаются продольные полосы. Такие повреждения могут возникать за счет механического воздействия примесей и осыпавшихся продуктов коррозии по нижней образующей трубы, в области канавки (рисунок 3).

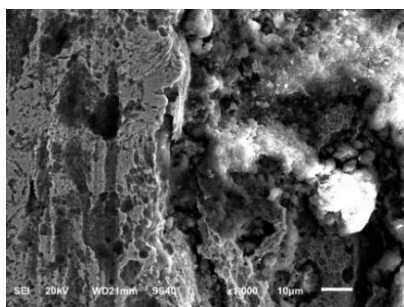


Рисунок 3 – Микрорентгеноспектральный анализ

На рисунке 4 в поверхностных слоях наблюдаются микрокристаллические выделения в виде усечённой пирамиды, размером до 7 мкм, микрорентгеноспектральный анализ которых показал наличие кислорода - 46%, остальное железо.

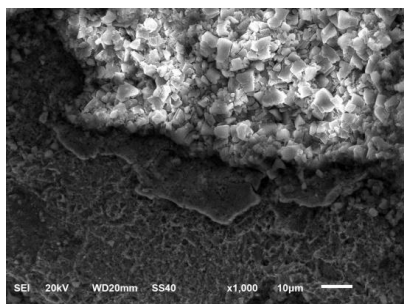


Рисунок 4 - Микрорентгеноспектральный анализ

Возможно, на этом участке трубы сохранилась оксидная пленка, состоящая из рельефного основания и микрокристаллических выделений светлых кристаллических частиц.

Таким образом, экспериментальные исследования в материаловедении, особенно в тех его областях, которые связаны с изучением изменений химического состава и структуры поверхности материалов под влиянием различных внешних факторов, немислимы без использования сканирующих электронных микроскопов, снабженных системами локального рентгеноспектрального анализа.

Список использованных источников:

1. Международная научно-практическая конференция молодых исследователей им. Д.И. Менделеева: материалы конференции // Характер коррозионных повреждений газотрубопровода: сб.ст./ Чаугарова Л.З., Корешкова Е.В., Полякова Д.В. – Тюмень: ТИУ, 2016. – 477-480 с.

2. Новые технологии – нефтегазовому региону: материалы Международной научно-практической конференции. Т. 2.// Исследование характера коррозионного повреждения материала элементов нефтегазового оборудования: сб. ст./ Чаугарова Л.З., Кулемина А.А. — Тюмень: ТИУ, 2016. – 244-246 с.

Научный руководитель: Моргун А.И, к.т.н., доцент.

**ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ
МЕТАЛЛОРЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ПУТЕМ ОСАЖДЕНИЯ
ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-Al ИЗ ПЛАЗМЫ
ВАКУУМНО-ДУГОВОГО РАЗРЯДА**

Варданян Э.Л., Назаров А.Ю., Рамазанов К.Н.

*Уфимский государственный авиационный технический университет,
Уфа, Россия, nazarov_almaz15@mail.ru*

Одним из основных характеристик режущего инструмента является его стойкость. Особенно это актуально в авиадвигателестроительной промышленности, где большую долю составляют труднообрабатываемые высоколегированные материалы. В связи с развитием конструкционных материалов и повышением их физико-механических свойств ужесточаются требования предъявляемые к режущим инструментам. Существует много способов повышения стойкости режущего инструмента. Одним из основным методов повышения эффективности металло-режущего инструмента, это осаждения многослойных износостойких покрытий из плазмы вакуумно-дугового разряда[1].

Основная тенденция совершенствования и развития архитектуры износостойких покрытий для инструмента связана с переходом от однокомпонентных покрытий (типа TiC, TiN, TiCN) к многокомпонентным композиционным покрытиям на основе систем двойных соединений нитридов (Ti,Al)N, (Ti,Zr)N, (Ti,Nb)N, (Ti,Hf)N, (Ti,Mo)N [1,2].

В работе авторов [3] предлагается способ получения многослойного композиционного покрытия на основе интерметаллида системы Ti-Al позволяющих увеличить механические свойства покрытий.

Таким образом целью данной работы является повышение эксплуатационных свойств металло-режущего инструмента путем осаждения интерметаллидных покрытий системы Ti-Al из плазмы вакуумно-дугового разряда

Методика проведения экспериментов

Для испытаний на цилиндрические конические фрезы были нанесены многослойное композиционное покрытие на основе интерметаллидов системы Ti-Al. Физико-механические свойства покрытия исследовались с помощью CSM Calotest. и (CSM Instruments). Микроструктуру и химический состав поверхности образцов исследовали растровым электронным микроскопом (РЭМ).

После нанесения покрытий были проведены производственные испытания на базе "УМПО" фрез с импортным покрытием фирмы "Stagtag", без покрытия и с покрытием на основе интерметаллидов системы Ti-Al после переточки.

Экспериментальные результаты

После нанесения покрытия на образце была измерена толщина покрытия а также исследована микроструктура поверхности рисунке 1.

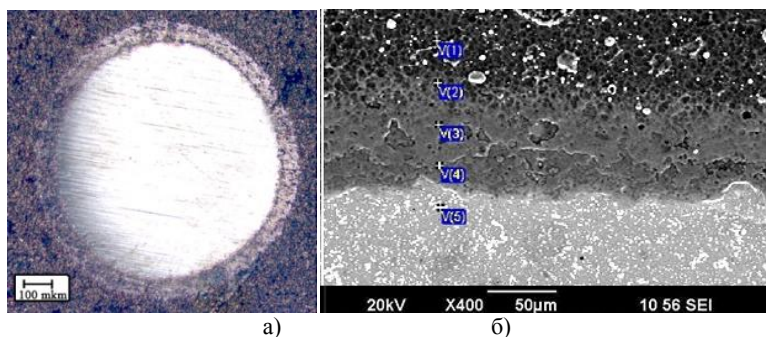


Рисунок 1. а) Фотография луноки для измерения толщины покрытия;
б) РЭМ изображение наклонного шлифа образца

На микроструктуре образца отчетливо заметно границы между твердыми нитридными слоями (Ti-Al-N) и более мягкими интерметаллидными слоями (Ti-Al). Результаты энергодисперсионного анализа химического состава поверхности образцов по глубине приведена в таблице 1.

Результаты исследований на установке ScatchTest CSM приведены на рисунке 2. Результаты испытаний образцов показали, что адгезионная прочность сцепления покрытия с материалом основы хорошая.

Таблица 1 – Результаты Энергодисперсионного анализа полученных покрытий

Номера точек	1	2	3	4	5
N	14	17	17	16	0
Al	21	20	21	14	0
Ti	63	60	60	65	0
Fe	0	1	1	5	85

Значение упругого восстановления We до 95% при минимальной глубине внедрения индентора $h_{max}=5\text{мкм}$ и максимальное значение критической нагрузки $L_c=23\text{Н}$.

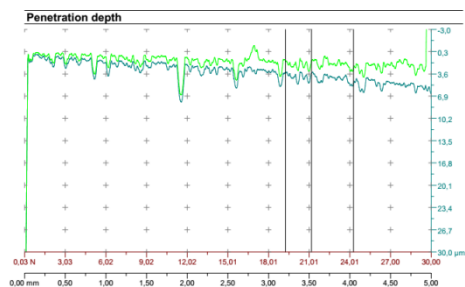


Рисунок 2. Графики регистрации глубины внедрения индентора под нагрузкой и после снятия

Результаты производственных испытаний показали, что инструмент с импортным покрытием обрабатывает 5 деталей после переточки без покрытия 0,5 деталей и после нанесения многослойного композиционного покрытия на основе интерметаллидов системы Ti-Al 14 деталей

Заключение

Проведенные исследования показали, что применение многослойных композиционных покрытий на основе интерметаллидных системы Ti-Al позволяет эксплуатационные свойства металлорежущего инструмента 14 раз.

Список литературы

1. Верещака А.С. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями- М.: Машиностроение , 1993. 336 с.
2. Vereshchaka, A.A., Vereshchaka, A.S. Technologies of informations are in education, science and production, 2014, ed. № 2(7), 109-129p.
3. Э. Л. Варданян, В. В. Будилов. Технология нанесения композиционных покрытий на основе интерметаллидов системы Ti-Al из плазмы вакуумного дугового разряда // поверхность. рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования, 2016, № 7

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ГРАДИЕНТНЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ПЛАЗМЫ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО РАЗРЯДА

Варданян Э.Л., Назаров А.Ю.

*Уфимский государственный авиационный технический университет,
Уфа, Россия, nazarov_almaz15@mail.ru*

Тенденции развития покрытий многие годы были сконцентрированы на получение гомогенных однослойных покрытий с заданными свойствами и эксплуатационными характеристиками по всему объему. Однако в настоящее время данные покрытия не удовлетворяют всем требованиям предъявляемые к ним, эксплуатационные и физико-механические свойства. Для решения данной проблемы создаются покрытия характеризующийся с заданными распределением состава, структуры и свойства по всему объему.

Одним из наиболее перспективных путей повышения эксплуатационных свойств материалов является создание поверхностных и приповерхностных слоев с градиентами по составу, структуре и свойствам. Наличие градиентной структуры поверхностных слоев позволяет получать новые, более высокие эксплуатаци-

онные свойства изделий [1, 2]. Нанесение градиентных покрытий позволяет получать высокие адгезионные и когезионные свойства с высокоповерхностной твердостью, износостойкостью, коррозионной стойкостью, тем самым получать новые свойства уже существующих покрытий [3].

В данной работе предлагается способ получения износостойких градиентных покрытий, путем осаждения интерметаллидного покрытия из плазмы вакуумно-дугового разряда, затем осуществляют азотирование дуговым разрядом в вакуумной камере посредством сильноточного плазменного источника с накаливаемым катодом.

Методика проведения исследований

Эксперименты проводились на модернизированной установке ННВ-6,6 И1. В вакуумной камере были установлены образцы из конструкционной нержавеющей стали 12Х18Н10Т. Рабочее давление в вакуумной камере $P = 1.5 \cdot 10^{-3}$ Па. Токи дуговых испарителей $I = 60\text{--}120$ А. В течение 60 мин происходит процесс осаждения многослойного композиционного покрытия системы Ti-Al. На втором этапе образцы азотировались с помощью плазменного источника накаливаемым катодом. Ток накаливаемого катода составляет $I_{\text{накал}} = 90\text{--}120$, температура детали $t = 550^\circ\text{C}$. Один образец установили параллельно другой перпендикулярно потоку при азотировании.

Для исследования микроструктуры образца применяли оптический микроскоп Olympus GX51, для определения химического состава применяли растровый электронный микроскоп. Измерения микротвердости проводили по стандартной методике с помощью микротвердомера Struers Duramin 1/-2. Величина статической нагрузки, приложенной к алмазному индентору составляла 980,7 мН (50 г) в течение 10 секунд.

Результаты исследований

Анализ микроструктуры показал, что у образца установленного параллельно к потоку в центре ясно различается покрытие толщиной 5–6 мкм и азотированный слой до 20 мкм (Рис. 1а). А с краев покрытие с уменьшением толщины плавно диффундировало в глубь материала основы глубиной до 50 мкм (Рис. 1б). На (Рис. 1в) у образца установленного перпендикулярно к потоку нет ярко выраженного слоя покрытия и азотированного слоя однако есть диффузионный слой материала покрытия в основу и азотированный слой. Это можно объяснить тем, что образец бомбардировался потоком плазмы равномерно по всей поверхности.

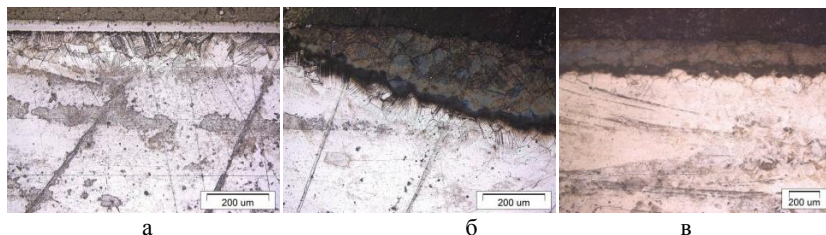


Рисунок 1. Оптические снимки образца 12Х18Н10Т после травления установленного параллельно к потоку: а) середина образца, б) с края образца; в) перпендикулярно к потоку

На рисунке 2 приведены исследование химического анализа и твердости.

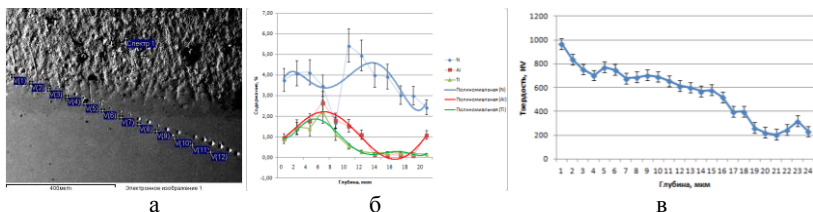


Рисунок 2. а) РЭМ изображение наклонного шлифа с точками для химического анализа и следами индентора; б) график распределения элементов покрытия и азота по глубине; в) график изменение твердости по глубине

Из (рис.2б) видно, что элементы покрытия уменьшается постепенно до глубины 18-20 мкм хотя толщина покрытия составляла 5-6 мкм. По (рис.2в) так же наблюдается, что твердость покрытия уменьшается с 950HV-200HV постепенно. Однако по (рис.2а) видно, что увеличилась шероховатость покрытия.

Закключение

Разработан способ получения градиентных покрытий в плазме дугового разряда для стали 12Х18Н10Т путем осаждения покрытия из плазмы вакуумно-дугового разряда последующем азотированием сильноточным плазменном источником с накальным катодом. В результате исследований установили, что на образце, установленном перпендикулярно к потоку, после нанесения покрытия толщиной 5-6 мкм и последующим азотированием получили модифицированный слой глубиной до 18-20 мкм, что подтверждается химическим анализом и измерением твердости по глубине. На образце, установленном параллельно к потоку, покрытие и азотированный слой получился не равномерным, за счет этого модифицированный слой так же не равномерен по всей поверхности образца.

Список литературы

1. Э.В. Козлов, А.М. Глезер, В.Е. Громов. Градиентные структурно - фазовые состояния в твердых телах. Известия АН. 2003 г., Т. 67, №10, стр. 1374.
2. Многоуровневая структура в стержне низкоуглеродистой стали малого диаметра, термоупрочненной с горячего проката. Ю.Ф. Иванов, А.Б. Юрьев, М.М. Морозов и др. №2, 2005 г., Физическая мезомеханика, Т. 8, стр. 61-67.
3. Многослойные износостойкие и коррозионностойкие наноструктурированные функционально-градиентные покрытия, полученные методом магнетронного напыления. Бобкова Т.И., Фармаковская А.Я., Ешметьева Е.Н. №3(79), 2014 г., Вопросы материаловедения, стр. 79-89.

СОВРЕМЕННОЕ ПОНИМАНИЕ МЕХАНИЗМА ВЛИЯНИЯ КРИОГЕННОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЕЙ НА ИХ СВОЙСТВА

Сирош В.А., Макаров А.В.

*Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург,
Россия, sirosh.imp@yandex.ru, avm@imp.uran.ru*

Представлен обзорный доклад, в котором рассмотрены современные представления о влиянии криогенной обработки на свойства Fe-C сплавов.

Криогенная обработка (КО) является одним из основных видов термической обработки металлов и известна с 30-х годов прошлого века. Пионерами исследований в этом направлении считаются советские ученые: Г.В. Курдюмов, А.П. Гуляев [1-2] и другие. В современной научной литературе выделяют два типа криогенной обработки. Первая проводится при температуре ниже 0°C и выше -100°C , преимущественно при -80°C , и называется «обычной» или «поверхностной» криогенной обработкой (ПКО), в англоязычной литературе известной как: «conventional (CCT) or shallow (SCT) cryogenic treatment». Вторая выполняется при температурах ниже -100°C , обычно при температуре кипения жидкого азота, и называется «глубокой» криогенной обработкой (ГКО), в англоязычной литературе известной как: «deep cryogenic treatment (DCT)». Несмотря на прошествие более чем полувека с начала исследований данного вопроса и большое количество опубликованных научных трудов в этой области, мировое научное сообщество не может прийти к единому мнению и выработать единое понимание механизма влияния криогенной обработки металлов на их свойства.

Как правило, криогенную обработку сталей проводят сразу после закалки и до отпуска, пока не произошла стабилизация аустенита. Однако некоторые исследователи проводят КО как до закалки, так и после отпуска с разными временными промежутками, а не сразу после закалки, а также с повторением цикла КО. Таким особенностям обработки уделяется особое внимание.

Превращение остаточного аустенита в мартенсит в сталях, прошедших КО, является наиболее заметным эффектом обработки. Большое количество исследователей данного вопроса предполагают, что именно низкотемпературное мартенситное превращение влияет на конечные свойства сталей. Дискуссионным остается сам механизм влияния. Некоторые исследователи ограничиваются объяснением, что аустенит имеет более низкие значения твердости по сравнению с мартенситом, и, следовательно, чем меньше аустенита, тем тверже сталь [3]. Такой подход является поверхностным и абсолютно не учитывает большое количество работ, в которых детально исследуется влияние на конечные свойства сталей не только параметров КО (температура, время, скорость охлаждения и отогрева), но и параметров последующего отпуска [4]. По мнению многих исследователей, именно влияние КО на образование карбидов при последующем отпуске является определяющим фактором в формировании свойств сталей. Одни исследователи утверждают, что уменьшение температуры КО снижает плотность дефектов и термодинамическую нестабильность мартенсита, вызывая таким образом миграцию атомов углерода и легирующих элементов к ближайшим дефектам. Образованные кластеры углерода служат ядрами зарождения мелкодисперсных карбидов, меньших по размеру относительно карбидов, образующихся в стали, прошедшей традиционную обработку, в процессе снижения значений остаточных напряжений или при последующем отпуске [5, 6]. Другие исследователи рассматривают процесс образования кластеров углерода путем захвата относительно неподвижных атомов углерода движущимися в процессе пластической деформации дислокациями с образованием в дальнейшем углеродных атмосфер вокруг дислокаций [7-11]. Изотермическое мартенситное превращение в углеродистых сталях сопровождается пластической деформацией вследствие низкой прочности (твердости) несостаренного низкотемпературного

мартенсита. После изотермического превращения и отпуска в интервале вторичной твердости α -твердый раствор характеризуется наличием кластеров атомов углерода и карбидообразующих элементов и имеет существенный потенциал для выделения специальных карбидов, который реализуется в процессе эксплуатации инструмента.

Рассмотрено влияние КО на абразивную износостойкость высокоуглеродистых и цементированных хромоникелевых сталей, а также стойкость буровых долот в условиях контактно-усталостного нагружения [12, 13]. КО может быть применена для снижения количества остаточного аустенита в способе термической обработки быстрорежущей стали [14], включающем высокотемпературную закалку и однократный высокий отпуск с последующим низким отпуском.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России по теме «Структура» № (проект № 18-10-2-39).

Литература

1. Курдюмов Г.В. Максимова О.П. Доклады Академии Наук СССР. 1948. Т. 61, № 2. С. 83-86.
2. Гуляев А.П. Металлург. 1939. № 3. С. 64-71.
3. Idayan A., Gnanavelbabu A., Rajkumar K. Procedia Engineering. 2014. V. 97. P. 1683-1691.
4. Oppenkowski A., Weber S., Theisen W. Journal of Materials Processing Technology. 2010. V. 210. P. 1949-1955.
5. Senthilkumar D., Rajendran I. Journal Of Iron And Steel Research, International. 2011. V. 18, I. 9. P. 53-59.
6. Senthilkumar D., Rajendran I., Pellizzari M., Juha Siirainen. Journal of Materials Processing Technology. 2011. V. 211. P. 396-401.
7. Tyshchenko A.I., Theisen W., Oppenkowski A., Siebert S., Razumov O.N., Skoblik A.P., Sirosh V.A., Petrov Yu. N., Gavriljuk V.G. Materials Science and Engineering A. 2010. V. 527. P. 7027-7039.
8. Gavriljuk V.G., Theisen W., Sirosh V.V., Polshin E.V., Kortmann A., Mogilny G.S., Petrov Yu. N., Tarusin Ye. V. Acta Materialia. 2013. V. 61. P. 1705-1715.
9. Gavriljuk V.G., Sirosh V.A., Petrov Yu.N., Tyshchenko A.I., Theisen W., Kortmann A. Metallurgical and Materials Transactions A. 2014. V. 45. P. 2453-2465.
10. Сирош В.А., Тищенко А.И., Могильный Г.С., Петров Ю.Н., Польшин Э.В., Гаврилюк В.Г. Металлофизика и новейшие технологии. 2014. Т. 36, №7. С. 871-902.
11. Gavriljuk V.G., Firstov S.A., Sirosh V.A., Tyshchenko A.I., Mogilny G.S. Металлофизика и новейшие технологии. 2016. Т. 38, №4. С. 455-475.
12. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Счастливцев В.М., Солодова И.Л., Яковлева И.Л. Физика металлов и металловедение. 2004. Т. 98. № 4. С. 96-112.
13. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. Физика металлов и металловедение. 2007. Т. 103. Вып. 5. С. 536-548.
14. Патент 2059000 (Россия). Способ термической обработки быстрорежущей стали. А.В. Макаров, Л.Г. Коршунов. Оpubл. в БИМП. 1996. № 12.

**УПРОЧНЕНИЕ И ПОВЫШЕНИЕ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
ДЕФОРМАЦИОННО СТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ
НАНОСТРУКТУРИРУЮЩЕЙ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКОЙ**

Скорынина П.А.¹, Макаров А.В.^{1,2}, Волкова Е.Г.², Осинцева А.Л.¹

¹ Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия

² Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН,

Екатеринбург, Россия, av-mak@yandex.ru

Благодаря высокой коррозионной стойкости и технологичности аустенитные хромоникелевые стали находят широкое применение в различных отраслях промышленности, однако обладают низкими прочностными свойствами и склонностью к адгезии при трении. Эти недостатки не устраняются термической обработкой, поэтому для упрочнения и повышения трибологических свойств аустенитных сталей предлагается проведение фрикционной обработки [1, 2]. Целью работы явилось изучение влияния фрикционной обработки скользящим полусферическим индентором на структуру, фазовый состав, микромеханические и трибологические характеристики поверхностных слоев аустенитной нержавеющей стали 03X16H14M3T. Поскольку наличие мартенсита деформации в поверхностном слое может отрицательно влиять на коррозионные свойства стали, в качестве объекта исследования была выбрана сталь с повышенным содержанием никеля (14,17 масс. %), стабилизирующего аустенит к деформационному $\gamma \rightarrow \alpha'$ - превращению. Фрикционную обработку проводили при различном числе сканирований индентором из синтетического алмаза ($n=1, 3, 5, 7$) и нагрузке на индентор $P=294$ Н.

Установлено, что фрикционная обработка обеспечивает эффективное деформационное упрочнение стали 03X16H14M3T с исходной микротвердостью 290 HV 0.025. С увеличением кратности фрикционного воздействия возрастает микротвердость поверхности стали от 575 HV 0.025 (при $n=1$) до 730 HV 0.025 (при $n=7$), а также характеристики прочности и сопротивления поверхностного слоя упруго-пластическому деформированию (по данным микроиндентирования). Рентгеновский фазовый анализ показал, что после проведения фрикционной обработки доля мартенсита деформации на поверхности стали 03X16H14M3T не превышает 2 объем. %. Методом просвечивающей электронной микроскопии выявлено формирование в поверхностном слое стали при фрикционной обработке субмикрокристаллических (с размером кристаллитов более 100 нм) и нанокристаллических (с размерами кристаллитов менее 100 нм) аустенитных структур. В испытаниях на трение скольжения со смазкой установлено, что фрикционная обработка обеспечивает значительный рост износостойкости стали 03X16H14M3T в условиях граничного трения.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России по теме «Структура» № 01201463331 (проект № 18-10-2-39) и государственного задания ИМАШ УрО РАН при частичной поддержке РФФИ (проект № 15-08-07947).

1. Макаров А.В., Скорынина П.А., Осинцева А.Л., Юровских А.С., Саврай Р.А. Повышение трибологических свойств аустенитной стали 12X18H10T наноструктурирующей фрикционной обработкой // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. 2015. №4 (69). С. 80–92.

2. Макаров А.В., Скорынина П.А., Юровских А.С., Осинцева А.Л. Влияние технологических условий наноструктурирующей фрикционной обработки на структурно-фазовое состояние и упрочнение метастабильной аустенитной стали // Физика металлов и металловедение. 2017. Т. 118. № 12. С. 1300-1311.

**ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СТАРЕНИЯ
НА ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И
МИКРОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ
АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СДВИГОМ
ПОД ДАВЛЕНИЕМ**

**Лучко С.Н.¹, Макаров А.В.^{1,2}, Волкова Е.Г.¹,
Осинцева А.Л.², Литвинов А.В.¹**

¹ Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН,
Екатеринбург, Россия

² Институт машиноведения УрО РАН,
Екатеринбург, Россия av-mak@yandex.ru

В работе [1] методами мессбауэровской спектроскопии и электронной микроскопии исследованы индуцированные деформацией сдвигом под давлением (СД) процессы растворения нитридов хрома в аустените и феррите состаренной при 550 и 650°C высокоазотистой стали 08X22ГА1,24, полученной методом литья с противодавлением азота. Целью настоящей работы явилось изучение влияния деформации СД на структуру, фазовый состав и микромеханические характеристики стали 08X22ГА1 после закалки от 1180°C и различных режимов высокотемпературного старения при 650°C, формирующих ферритную или ферритно-аустенитную структуры металлической матрицы с нитридами хрома.

Методом рентгеноструктурного анализа установлено, что после старения при 650°C длительностью 0,5 ч и 2,5 ч происходит частичный (до ~52% α -фазы) и полный (до 100% α -фазы) распад γ -фазы соответственно. При последующей деформации СД стали после старения 650°C (0,5 ч) происходит увеличение количества α -фазы до 72%, а у стали после старения 650°C (2,5 ч) количество α -фазы остается неизменным. Методом просвечивающей электронной микроскопии показано, что в стали после высокотемпературного старения при 650°C и выдержки 0,5 ч и 2,5 ч из обедненной азотом γ -фазы формируется перлитоподобная структура с прослойками α -фазы (феррита) и образованием тонких протяженных вторичных нитридов Cr_2N вследствие выделения из аустенита азота и хрома, стабилизирующих γ -фазу. Последующая деформация СД приводит к образованию нано- и субмикроструктурной структуры α -фазы и частичному растворению нитридов Cr_2N . Измерениями микротвердости по методу восстановленного отпечатка индентором Виккерса установлен рост микротвердости до ~ 385 HV_{0,025} (650°C, 0,5 ч) и ~ 394 HV_{0,025} (650°C, 2,5 ч). Последующая деформация СД обеспечивает эффективное (более чем двукратное) упрочнение стали до ~ 900 HV_{0,025} (650°C, 0,5 ч) и ~ 930 HV_{0,025} (650°C, 2,5 ч). Измерениями методом кинетического микроиндентирования при максимальной нагрузке на индентор Берковича 0,245 Н установлен рост твердости вдавливания высокоазотистой стали до H_{IT} = 4.4-4.5 ГПа в процессе старения при 650°C (0,5 и 2,5 ч). Деформация СД приводит к увеличению твердости вдавливания до H_{IT} = 10,0 ГПа (650°C, 0,5 ч) и H_{IT} = 10,4 ГПа (650°C, 2,5 ч). Деформация СД стали, состаренной при

650°C продолжительностью 2,5 ч и имеющей исходную феррито-нитридную структуру, приводит не только к максимальному упрочнению, но и к формированию наиболее однородной нано- и субмикроструктурной структуры α -фазы по сравнению с деформацией стали с исходной аустенитной или аустенитно-ферритной структурами матрицы.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России по теме «Структура» № 01201463331 (проект № 18-10-2-39) и государственного задания ИМАШ УрО РАН.

1. Шабашов В.А., Макаров А.В., Козлов К.А., Сагарадзе В.В., Заматовский А.Е., Волкова Е.Г., Лучко С.Н. // ФММ. 2018. Т. 119. № 2. С 193-204.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЯВЛЕНИЯ АНОМАЛИИ ТКЛР В МНОГОСЛОЙНОМ МАТЕРИАЛЕ, ПОЛУЧЕННОМ НА ОСНОВЕ СТАЛЕЙ

Сафонов М.Д., Плохих А.И.

Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана (национальный исследовательский университет), Москва, Российская Федерация, plokhikh@bmstu.ru

Аномальные тепловые и деформационные характеристики, традиционно наблюдаются в композиционных материалах, что является результатом взаимодействия локальных микроскопических полей упругих напряжений. Разработкой теоретических основ получения таких композитов занимались многие исследователи, что стало результатом создания материалов с отрицательным коэффициентом Пуассона, а также активному поиску материалов с аналогичными характеристиками для термического коэффициента линейного расширения (ТКЛР) [1-5].

Известна математическая модель, в соответствии с которой, ТКЛР может иметь отрицательные значения в материалах со слоистым строением на основе бинарных композиций металлов либо неметаллов [5]. Однако технологические аспекты получения таких материалов, в модели рассмотрены не были. Поэтому актуальной, является задача проверки предложенной модели для конструкционных металлических материалах, созданных на основе сталей.

Исходя из представленных соображений, в работе, была исследована бинарная композиции, которая была составлена из сталей 08кп и 08Х18. Первичные композитные заготовки состояли из 100 чередующихся между собой листов указанных сталей толщиной 0,5 мм, по 50 каждой марки соответственно. По разработанному ранее экспериментальному технологическому маршруту включающему, мерную резку заготовок из листов, обработку их поверхности, сборку нарезанных листов в пакет, вакуумирование пакета и последующее пластическое деформирование методом горячей прокатки, были получены заготовки полосового сортамента шириной 100 и толщиной 10 мм [6]. Указанный технологический цикл изготовления был проведен дважды, что позволило получить образцы, имеющие различную степень структуризации. Так после первого цикла структура многослойного материала имела 100 слоев, при толщине единичного слоя 100 мкм, а после второго цикла около 2000 слоев, при толщине слоя около 5 мкм.

Для проведения дилатометрических исследований были вырезаны образцы длиной 10 мм, которая соответствовала толщине проката. Образцы вырезались в трех направлениях: в вдоль направления проката (RD), в плоскости проката (TD) и в направлении перпендикулярном плоскости проката (ND). Исследования были

выполнены на dilatометре DIL-402C производства фирмы «Netzsch» (Германия) в интервале температур от 20 до 1200°C, со скоростью нагрева 5 К/мин.

Проведенное dilatометрическое исследование показало, что исследуемые многослойные материалы имеют аномально низкие значения относительного удлинения (dL/L_0), измеренного в направлении перпендикулярном к плоскости прокатки ND (рис.1). Такой эффект обнаружен в образцах, как после первого, так и после второго технологического цикла.

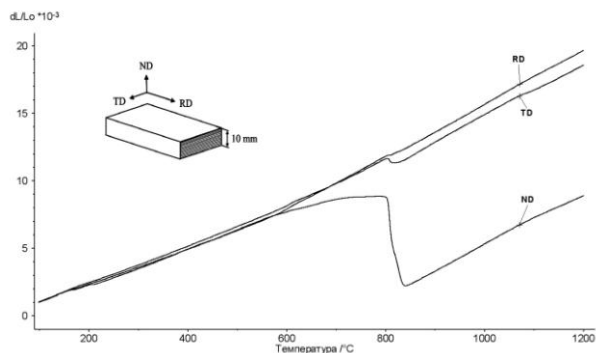


Рис. 1 Зависимость dL/L_0 при нагреве многослойного материала 08X18+08кп в направлениях RD, TD и ND (второй технологический цикл)

Такое поведение может быть объяснено тем, что $\alpha \rightarrow \gamma$ переход в процессе нагрева стали, происходит с уменьшением параметров кристаллической решетки и при этом наблюдается усиление этого сжатия, из-за наложения сжимающих напряжений со стороны слоев стали обладающих более высокими значениями ТКЛР (сталь 08X18). При этом такое же сильное действие, но уже растягивающего свойства, слои стали 08X18, оказывают на слои, бывшие ранее сталью 08кп, в направлениях RD и TD, что, вызывает практически полную компенсацию сжатия, обусловленную $\alpha \rightarrow \gamma$ переходом в этих направлениях.

Список литературы:

1. Bensoussan, J.-L. Lions and G. C. Papanicolaou, Asymptotic Analysis for Periodic Structures, North Holland, Amsterdam, 1978.
2. E. Sanchez-Palencia, Nonhomogeneous Media and Vibration Theory, Lecture Notes in Physics 127, 1980.
3. Almgren R.F. An isotropic three-dimensional structure with Poisson's ratio. J. of Elasticity, 1985, v. 15, pp. 427-430.
4. Колпаков А.Г., Ракин С.И. К задаче синтеза композиционного материала одномерного строения с заданными характеристиками// Прикладная механика и техническая физика, 1986, № 6, с 143-150
5. Колпаков А.Г., Ракин С.И. Деформационные характеристики слоистых композитов при нелинейных деформациях//Прикладная механика и техническая физика, 2004, N5, с. 157-166
6. Колесников А.Г., Плохих А.И., Михальцев И.Ю. Исследование возможности получения субмикро- и наноразмерной структуры в многослойных

материалах методом горячей прокатки // Производство проката. 2010. № 3. С. 25 -31.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ АУСТЕНИТА В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ

Березин С. К.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, Россия, Semka-ya@mail.ru*

Низкоуглеродистые мартенситные стали (НМС) были созданные в конце 20 века на основе системы Fe- Cr- Mn (Ni-Mo) и содержали 0,07-0,1% С. В сталях, содержащих сильные карбидообразующие элементы, концентрация углерода может быть существенно повышена.

Цель работы: Установить закономерности образования аустенита в НМС содержащих 0,07- 0,27% углерода.

Структуру исследовали методами: дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК), дилатометрии, оптической и электронной микроскопии, магнитометрии. Определен комплекс механических свойств. Образцы для испытания вырезали из прутков Ø 19мм. Последующая термообработка включала закалку с 980 С° или из межфазной области, отпуск 250С°.

У стали 07Х3ГНМ, независимо от исходной структуры при нагреве 10-40 °С/мин сигнал ДСК имел два явно выраженных пика: первый предположительно относился к обратному мартенситному превращению, а второй - к диффузионному α - γ превращению [1, 2]. Относительно небольшой объем фазового перехода по сдвиговому механизму и высокая температура начала диффузионного превращения косвенно подтверждают невысокие механические свойства после закали из нижней области МКИ.

Поэтапное образование аустенита характерно для всех НМС в исследованных температурно-временных интервалах. С ростом концентрации углерода расхождение на кривой ДСК проявляется все в меньшей степени.

Сопоставление ДСК кривых НМС, с гистограммами распределения зерен аустенита по размерам, выявило взаимосвязь между размерами зерен и процессом распада аустенита. Гистограммы распределения зерен по размерам исследованных сталей существенно отличаются. НМС 07Х2Г2НМ имеет более крупные и неоднородно распределенные зерна с двумя локальными экстремумами, стали 15Х2Г2НМФБ и 27Х2Г2НМФБ имели более мелкие зерна и только один пик распределения зерен по размерам.

Первый пик на аппроксимированной кривой ДСК был обусловлен главным образом, обратным мартенситным превращением. Об этом свидетельствует, слабое влияние скорости нагрева на положение пика зависимости ДСК(Т); тепловой эффект в стали 15Х2Г2НМФБ составил $Q = 25$ Дж/г, объем превращения на первой стадии альфа-гамма перехода – $V_{\text{превр}} = 55 \%$, $Q = 8$ Дж/г, это соответствует $Q = 0,81$ кДж/моль для 100% превращения. По данным [3] теоретическая величина Q для железа равна 0,9 кДж/моль, это свидетельствует о том, что первый этап превращения представляет собой обратный мартенситный переход.

Второй этап превращения соответствовал, судя по тепловому эффекту ($Q = 17$ Дж/г, объем превращения $V = 45 \%$), диффузионному образованию аустенита. Теплота превращения при пересчете на 100% образования аустенита

$Q = 38,2$ Дж/г. Для чистого железа теплота образования гамма фазы имеет теоретическое значение $Q=24,99$ Дж/г [4]. Различия между измеренными значениями теплоты, поглощенной на втором этапе превращения со значениями Q для альфа-гамма перехода по диффузионному механизму можно связать со значительным вкладом поглощения тепла процессов растворения карбидов и карбонитридов [5]. Наилучшую аппроксимацию ДСК сигнала обеспечивал логнормальный закон распределения, что согласуется с законом распределения характерных элементов структуры.

Выводы

1. Образование аустенита в НМС может проходить по сдвиговому, диффузионному и смешанному механизмам. При низком содержании углерода 0,07% (НМС 07Х3ГНМ), когда нет наложения механизмов превращения в интервале скоростей нагрева от 10 до 40 °/мин, процессы образования аустенита по сдвиговому механизму полностью завершаются, и только после этого начинаются по диффузионному.

2. По особенностям влияния скорости нагрева и тепловому эффекту объемы превращения были разделены для всех НМС. В зависимости от химического состава стали количество образовавшегося аустенита по обратному мартенситному превращению достигало 60%.

Список литературы

1. Клейнер, Л. М. Фазовые и структурные превращения в низкоуглеродистых мартенситных сталях / Л. М. Клейнер, Д. М. Ларинин, Л. В. Спивак, А.А. Шацов // Физика металлов и металловедение. – 2009. – № 2. – С. 161-168.
2. Клейнер, Л. М. Фазовые превращения в сплаве 07Х3ГНМ / Л.М. Клейнер, Л. В. Спивак, А. А. Шацов, М. Г. Закирова, Д. М. Ларинин // Вестн. Перм. гос. ун-та. Физика. – Пермь, 2009. – № 1. – С. 100-103.
3. Бодяко М. Н. Мартенситностареющие стали / М. Н. Бодяко, С.А. Астапчик, Г. Б. Ярошевич. - Минск: Наука и техника, 1976. 246 с.
4. Металловедение и термическая обработка стали и чугуна Справочное издание под общей редакцией А. Г. Рахштата, Л.М. Капуткиной, С.Д. Прокошкина, А.В.Супова Т.1. Методы испытаний и исследования. - М.: Интермет Инжиниринг. 2004. 688 с.
5. Косолапова Т.Я. Карбиды М.: Металлургия, 1968. 300 с.

ВЛИЯНИЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ КРУЧЕНИЮ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ
Майер Г.Г.¹, Астафурова Е.Г.¹, Мельников Е.В.¹, Москвина В.А.^{1,2}, Астафуров С.В.¹, Гальченко Н.К.¹

¹ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
Россия, galinazg@yandex.ru

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

В работе проводили исследования структуры, фазового состава и микротвердости высокоазотистой аустенитной стали Fe-19Cr-21Mn-1.3V-0.8N-0.3C (мас.%), подвергнутой деформации методом холодного кручения под высоким давлением (КВД) и последующего наводороживания. Исходное состояние стали получали закалкой в воду после выдержки при $T=1200^{\circ}\text{C}$ в течение 1 часа. После заковки

сталь имела структуру преимущественно аустенита (параметр решетки составлял 0,363 нм) с карбонитридами хрома и ванадия. КВД стальных дисков осуществляли при комнатной температуре, при давлении 6 ГПа на N=1 оборот. Электролитическое насыщение стальных образцов водородом осуществляли в 3%-ном водном растворе NaCl с добавлением NH_4SCN при комнатной температуре, плотности тока 10 мА/см² и продолжительности наводороживания 15 ч.

КВД стали вызывает уменьшение интенсивности, уширение и смещение рентгеновских линий относительно исходных положений до деформации. Характер рентгенограмм указывает на формирование разориентированной поликристаллической структуры. После деформации стали методом КВД на рентгенограммах наблюдали отражения, соответствующие аустениту и карбонитридам (Cr,V)(C,N). Методом электронной микроскопии обнаружена небольшая доля ϵ -фазы. Насыщение водородом деформированных образцов сопровождается снижением интенсивности, уширением рентгеновских пиков в сравнении с состоянием после КВД, что свидетельствует о росте внутренних напряжений в структуре стали. Обнаруженное смещение $(111)_\gamma$ рентгеновских линий в область меньших углов после наводороживания исследуемой стали указывает на рост концентрации дефектов упаковки и увеличение остаточных напряжений. После наводороживания на рентгенограммах наблюдали линии, межплоскостные расстояния которых соответствуют γ -фазе, карбонитридам ванадия и ϵ -фазе. Появление последних указывает на возрастание доли ϵ -фазы после наводороживания. После наводороживания на электронно-микроскопических изображениях наблюдали появление сложного дифракционного контраста, также указывающего на рост внутренних напряжений.

КВД стали приводит к существенному повышению средних значений микротвердости: от ~4 ГПа в исходном состоянии до 6.45 ГПа после КВД на один оборот. Распределение микротвердости по диаметру дисков после КВД квазиоднородное. Наводороживание стали после КВД приводит к повышению значений микротвердости до 6.8 ГПа. Характер распределения микротвердости по диаметру диска после наводороживания остается по-прежнему однородным. Связанное с легированием водородом повышение микротвердости образцов обусловлено фазовым наклепом за счет реализации $\gamma \rightarrow \epsilon$ мартенситного превращения, а также ростом внутренних напряжений.

Работа выполнена при поддержке стипендии Президента РФ (СП-160.2016.1).

ПРИПОВЕРХНОСТНЫЕ СТРУКТУРЫ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ ПРОВОЛОКИ **Сычков А.Б.¹, Столяров А.Ю.², Камалова Г.Я.¹**

¹ *Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия;*

² *ООО «Специальные технологии», Магнитогорск, Россия*

В настоящее время существует научное обоснование формирования структуры при волочении проволоки, заключающееся в том, что оно происходит относительно равномерно по сечению. Однако, ряд исследований показывают, что при повышенных степенях холодной деформации, распределение напряженно-деформационного состояния неоднородное. Эти процессы, в частности поверхно-

стное упрочнение металла, в настоящее время изучены в недостаточной степени [1-3].

В настоящей работе проведены исследования особенностей формирования микроструктуры в поверхностных слоях проволоки [4-6]. Колонии перлита, ориентированные вдоль направления волочения, деформируются с уменьшением межпластинчатого расстояния, при этом параллельность пластин сохраняется. В колониях, расположенных нормально или под большим углом к оси волочения, пластинчатая форма цементита трансформируется в волнообразную форму, пластины изгибаются, разрушаются, разделяясь на фрагменты.

Изменение формы и размера зерна можно наблюдать, начиная с образца, деформированного на 42,7% (образец № 4, Ø 1,325 мм), происходит образование текстуры, зерна вытягиваются, образуя волокна. С увеличением степени деформации ($\epsilon=71,6\%$) в структуре можно наблюдать участки течения металла, подобно течению жидкости. Этот слой наблюдается на глубине от поверхности - до 25 мкм и протяженность этого слоя составляет примерно 20-25 мкм.

Было исследовано распределение микротвёрдости по Мартенсу в радиальном направлении от поверхности к центру с шагом 5 мкм (макс. нагрузка 10 мН) для двадцати измерений на общую глубину 0,1 мм. Из распределения микротвёрдости чётко идентифицирован слой повышенной твёрдости глубиной до 25 мкм.

Электронно-микроскопическое исследование структуры проволоки диаметром 4,2 мм с применением ПЭМ показало, что в поверхностном слое проволоки, пластины цементита изгибаются, теряя свою параллельность. При деформации наблюдается смещение и фрагментация цементитных пластин.

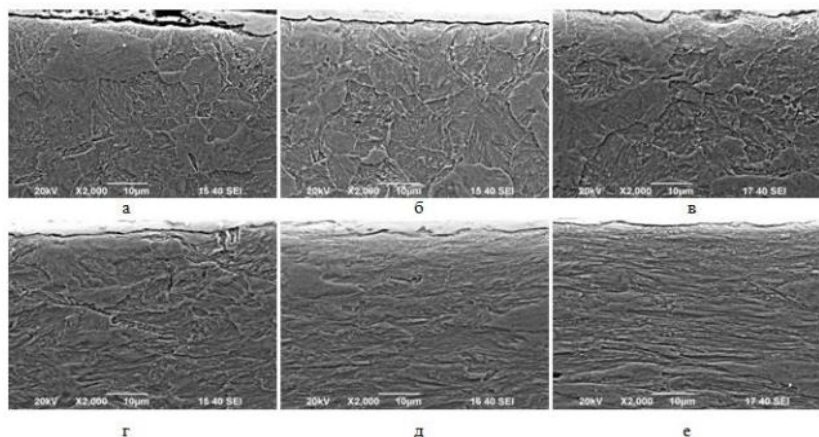


Рис. 1. Микроструктуры образцов (продольное сечение) 0,5г x2000:

а) №1 - диаметр 1,75 мм (относительная степень деформации – $\epsilon = 0$ - патентованная проволочная заготовка); б) № 2 – диаметр 1,73 мм ($\epsilon = 2,3\%$); в) № 3 – диаметр 1,574 мм ($\epsilon = 19,1\%$); г) № 4 - диаметр 1,325 мм ($\epsilon = 42,7\%$); д) № 5 - диаметр 1,113 мм ($\epsilon = 59,6\%$); е) № 6 – диаметр 0,933 мм ($\epsilon = 71,6\%$).

РЭМ

Этот эффект связан с движением дислокаций. В ферритной составляющей происходит формирование ячеистой дислокационной субструктуры. В центральной части образцов пластины цементита и феррита, которые имеют волнообразный характер, образуют S – образные полосы сброса (рис. 2, а). На данном этапе деформации происходит растворение цементитных пластин (рис. 2, б). Также в структуре центральной части проволоки после деформации наблюдаются участки полностью разрушенного перлита (рис. 2, в) и практически кольцевая дифракция.

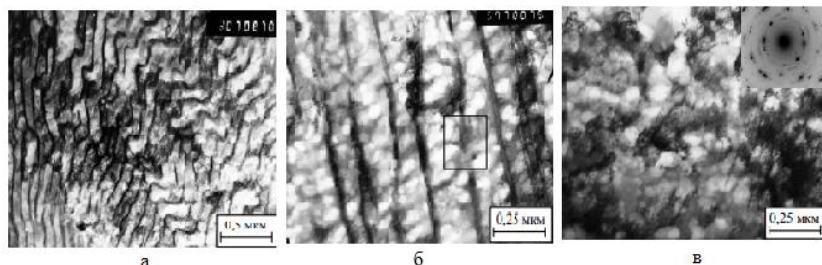


Рис. 2. Структура проволоки диаметром 4,2 мм (центр): а – S-образные полосы сброса; б – темнопольное изображение в рефлексе цементита, выделен участок, где цементит растворился; в – полностью разрушенный перлит

Таким образом, установлено, что в поверхностных слоях проволоки при волочении, возникает частичная локализация деформации, при этом механизм деформации на данном участке подобен течению жидкости. Вышеуказанная динамика изменения структуры при увеличении степени деформации подтверждается и проведением измерения микротвердости.

Список литературы

1. Перлин И.Л., Ерманок М.З. Теория волочения. М.: Металлургия, 1971. 448 с.
2. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. Ч. 2. М.: Машиностроение, 1974. 368 с.
3. Столяров, А.Ю. Определение глубины слоя дополнительной сдвиговой деформации при волочении тонкой проволоки/А.Ю. Столяров, В.А. Харитонов//Сталь. - 2012. - № 12. - С. 45-47.
4. Электронно-микроскопическое исследование структурообразования в тонкой проволоке/А.Б. Сычков, А.Ю. Столяров, Г.Я. Камалова, Ю.Ю. Ефимова, Л.Ю. Егорова, А.Е. Гулин, А.А. Степанова. – Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2017. Т. 15. № 4. С. 55- 64.
5. Structure Formation in Wire/AB Sychkov, AYu Stolyarov, GYa Kamalova, YuYu Efimova, Lyu Egorova, A.E. Gulín. – Steel in Translation. 2017. V. 47. № 8. P. 564-570.
6. Исследование структурообразования в проволоке/А.Б. Сычков, А.Ю. Столяров, Г.Я. Камалова, Ю.Ю. Ефимова, Л.Ю. Егорова, А.Е. Гулин. – Сталь. 2017. № 8. С. 45-51.

РАЗВИТИЕ ИДЕЙ "ОКСИДНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ" ДЛЯ РЕШЕНИЯ ПРОБЛЕМ ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ ПРИ СВАРКЕ ТРУБ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА.

Житенев А.И.¹ Казаков А.А.¹, Маковецкий А.Н.², Шандер С.В.²

¹*Санкт-Петербургский Политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия, zhitenev@thixomet.ru*

²*ПАО «Челябинский трубопрокатный завод», Челябинск, Россия*

Негативное влияние неметаллических включений (НВ) на свойства сталей различного назначения хорошо известно, однако есть примеры и положительного влияния НВ на структуру и свойства сталей и сплавов. Одним из таких примеров является «оксидная металлургия», разработанная компанией Nippon Steel в 90-х годах прошлого столетия [1]. В этой технологии сталь раскисляют не алюминием, а титаном и другими слабыми раскислителями, образующими мелкие НВ [2,3], на которых, как на подложках, при распаде аустенита формируется игольчатый феррит [4]. Стали с такой структурой обладают уникальным сочетанием прочности и вязкости разрушения [5,6].

Настоящая работа посвящена развитию идей «оксидной металлургии» для повышения вязкопластичных свойств зоны термического влияния (ЗТВ) при сварке труб большого диаметра категории прочности K60 (X70).

В лабораторных условиях получено более 20 слитков, раскисленных и модифицированных титаном и алюминием по различным технологиям. Методом горячего физического моделирования процессов контролируемой прокатки [7] и сварки на комплексе Gleeble 3 800 исследовано поведение опытного металла в зоне термического влияния (ЗТВ). В ходе многочисленных экспериментов получены надежные воспроизводимые результаты и установлены взаимосвязи между количеством и порядком введенных раскислителей и модификаторов, составом продуктов раскисления и особенностями микроструктуры стали, в том числе при разном характере термической кривой в ЗТВ.

В зависимости от содержания раскислителей и модификаторов в исследуемых сталях радикально изменяется количество и тип продуктов раскисления [8]. В отсутствие в жидкой стали алюминия при последовательном увеличении содержания титана с 0,005% до 0,035% состав продуктов раскисления изменяется от преимущественно жидких титансодержащих НВ сложного состава ($[Ti]=0,001\div0,01\%$), до твердых НВ системы Ti-Mn-O ($[Ti]=0,01\div0,035\%$), а затем до преимущественно оксинитридов титана ($[Ti]>0,035\%$). В зависимости от типа продуктов раскисления, наряду с известными эффектами «оксидной металлургии», возможно и формирование оксинитридных частиц, удерживающих границы первичного аустенитного зерна и препятствующих его росту в ЗТВ при нагреве этой зоны по соответствующему термическому циклу при сварке.

В сталях с промежуточным содержанием титана от 0,01% до 0,035%, НВ представлены и оксидами, и оксинитридами. В этом случае из-за недостаточного количества оксидных неметаллических включений и из-за частичного сдерживания роста аустенитного зерна присутствующими в этих сталях оксинитридами титана, внутризеренное образование игольчатого феррита не происходит. В таких сталях обнаружена значительная разнoзерность аустенита. При среднем размере около 50 мкм размер зерен аустенита изменяется от 20 до 100 мкм. Внутри мелких зерен аустенита расположен гранулярный бейнит, а в крупных зернах аусте-

нита, наряду с участками гранулярного бейнита, обнаружены области внутризеренного игольчатого феррита.

Повышение концентрации алюминия до 0,008% при любой исследованной концентрации титана в стали полностью исключает образование титансодержащих оксидных неметаллических включений, поэтому внутризеренного зарождения ИФ в ЗТВ не происходит. В то же время, металлургическая наследственность, позволяющая сформировать благоприятную структуру гранулярного бейнита в зоне термического влияния, сохраняется вплоть до концентрации алюминия 0,016%.

С учетом взаимоисключающей металлургической наследственности разработаны состав и технология получения стали категории прочности K60 (X70), обеспечивающие формирование благоприятной микроструктуры в зоне термического влияния при производстве труб большого диаметра. Первая технология раскисления ($[Ti]=0,001÷0,015\%$) обеспечивает формирование достаточного количества дисперсных оксидных титансодержащих включений, на которых внутри выросших до значительных размеров при нагреве по термическому циклу ЗТВ аустенитных зерен образуется внутризеренный игольчатый феррит. Вторая технология ($[Ti]>0,035\%$) позволяет получать дисперсные неметаллические включения оксинитридов титана, эффективно модифицирующие литую структуру, а при последующей сварке препятствующие росту аустенитного зерна в ЗТВ, что сопровождается образованием в этой зоне гранулярного бейнита.

Для сравнительных испытаний опытных и промышленных сталей на трехточечный ударный изгиб использовали оригинальную методику, позволяющую испытать на ударную вязкость нестандартные образцы сечением 5×5 мм с V-образным надрезом при температуре -40°C , изготовленные из образцов после горячего физического моделирования на комплексе Gleeble 3800. В ходе этих испытаний показаны преимущества разработанных технологий по сравнению с современной промышленной технологией производства труб.

Литература

[1] Shigeaki Ogibayashi. Advances in technology of oxide metallurgy. Nippon steel technical report №61, april 1994

[2] L. Holappa, M. Kivio, in: Fundamentals of Titanium Deoxidation, 5th International Congress on the Science and Technology of Steelmaking, October 1–3, 9 pp, Dresden, 2012.

[3] Lee T., Kim. H. J., Kang S.K., Hwang S.K. Effect of inclusion size on the nucleation of acicular ferrite in welds

[4] D. S. Sarma, A. V. Karasev, P. G. Jönsson. On the Role of Non-metallic Inclusions in the Nucleation of Acicular Ferrite in Steels//ISIJ International. – 2009. – Vol.49, №7. – p.1063.

[5] J. R. Yang, H. K. D. H. Bhadeshia. Acicular ferrite transformation in alloy-steel weld metals// Journal of Materials Science. – 1991. – Vol.26. – p.839.

[6] Homma H., Ohkita S., Matsuda S., Yamamoto K. Improvement of HAZ toughness in HSLA steel by introducing finely dispersed Ti-oxide // Welding research supplement. 1987

[7] Исследование эволюции литой структуры при пластической обработке феррито-перлитной стали. А. А. Казаков, О. В. Пахомова, Е. И. Казакова // Черные металлы 2013 №9

[8] Развитие идей «оксидной металлургии» для совершенствования технологии раскисления стали и ее сварки. Казаков А.А., Житенев А.И., Маковецкий А.Н., Шандер С.В. Сборник материалов международной конференции «Физико-химические основы металлургических процессов», посвященной 115-летию академика А.М. Самарина, Москва, 14-15 ноября 2017 // М.:ИМЕТ РАН, 2017, 126 с.

**РАЗРАБОТКА МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ ЭВОЛЮЦИИ ЛИТОЙ
СТРУКТУРЫ ФЕРРИТО-БЕЙНИТНОЙ СТАЛИ
ПРИ ЕЕ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКЕ**

Казакова Е.И., Казаков А.А., Пахомова О.В., Житенев А.И.

Санкт-Петербургский Политехнический университет Петра Великого,

Санкт-Петербург, Россия, kazakov@thixomet.ru, zhitenev@thixomet.ru

Механические и эксплуатационные свойства сталей для магистральных трубопроводов определяются особенностями ее микроструктурной неоднородности [1]. Формирование неоднородности готового штрипса это сложный многостадийный процесс, полномасштабное математическое моделирование которого в настоящее время невозможно, так как слишком сложны взаимосвязанные процессы структурообразования при контролируемой прокатке, протекающие на фоне структурной и химической неоднородности литого сляба [2]. Термомеханическая обработка (ТМО) приводит к трансформации микроструктурной неоднородности, наследованной от литого состояния: междендритные сегрегации литой стали превращаются в микроструктурную полосчатость [3], осевая неоднородность сляба в ликвационную полосу [4], происходят и другие изменения микроструктуры [5].

Цель настоящей работы - разработка методов горячего моделирования, позволяющих проследить эволюцию структуры трубных сталей при сквозной технологии ее получения от литого состояния в слябе до конечного состояния в штрипсе со всеми переходными состояниями при разном термомеханическом воздействии при контролируемой прокатке.

Исследовали образцы трубной стали 08Г2ФБ, отобранные из области столбчатых кристаллов промышленного сляба. Горячее моделирование контролируемой прокатки проводили с помощью модуля «Pocket Jaw» исследовательского комплекса Gleeble 3800 на цилиндрических образцах общей длиной 105 мм с диаметром в захватах - 10 мм. Длина центральной части образцов диаметром 8 мм составила 16 мм. Такая форма образцов обеспечила в их центральной части наиболее точное воспроизведение заданного режима термомеханического воздействия, имитирующего контролируемую прокатку на стане 5000 [5]. Математическое моделирование этих испытаний для расчета распределения истинных деформаций проводили с помощью программного обеспечения Deform 3D.

Сопоставление полномасштабного панорамного изображения образца после горячего моделирования с результатами расчетов (рис. 1) позволяет проследить эволюцию литой структуры в деформированную при различном термомеханическом воздействии, оцененной величиной истинных деформаций.

Например, при повышении величины истинных деформаций до 0,6 сегрегации углерода в литом слябе трансформируются в «облакоподобные» скопления карбидов (рис. 2, а), а при дальнейшем повышении этих деформаций до 1,3 образуются морфологически подобные этим скоплениям, но уже вытянутые вдоль

линий деформации, области бейнита блочной и реечной морфологий (рис. 2, б) с текстурой латуни [6], значительно снижающие свойства трубных сталей [7].

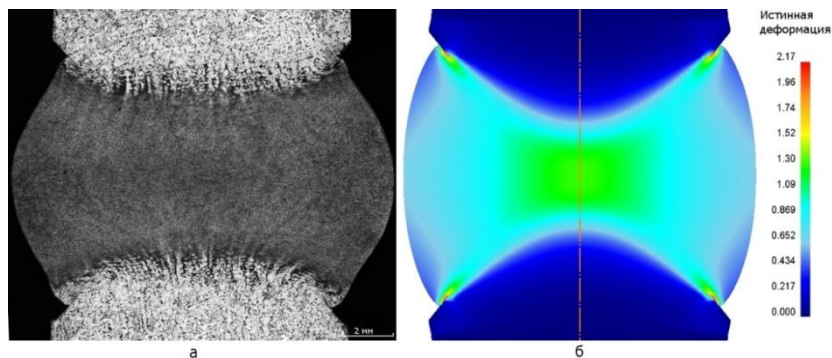


Рис. 1. Сопоставление микроструктуры исследованного образца (а) с результатами расчетов истинных деформаций при его испытании (б)

Разработанный метод позволяет в результате только одного испытания детально проследить эволюцию физически одной и той же литой структуры в различные структурные состояния при разном термодеформационном воздействии.

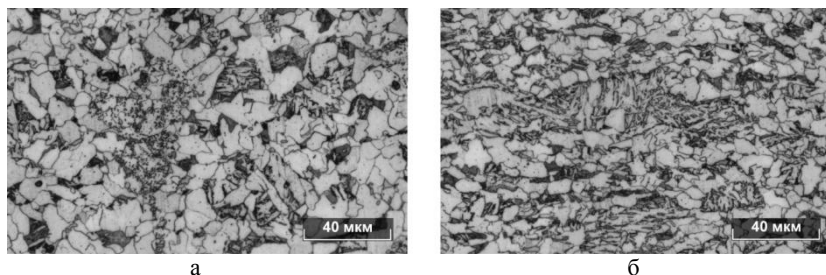


Рис. 2. «Облакоподобные» выделения карбидов в местах сегрегаций углерода в переходной области исследованного образца (а) и морфологически подобные им, но вытянутые вдоль линий деформации области бейнита блочной и реечной морфологий в центре образца (б)

Дальнейшее применение этой методики позволит прогнозировать структурную неоднородность готового штрипса с учетом структурной неоднородности литого сляба, а также будет полезно для совершенствования технологии контролируемой прокатки и формулирования обоснованных требований к структурным особенностям сляба, обеспечивающих структурную однородность штрипса.

Литература

[1] Эфрон Л.И. Металловедение в большой металлургии. Трубные стали //М.: Металлургиздат, 2012. — 696 с. — ISBN 978-5-902194-63-7.

[2] Исследование литой структуры промышленного сляба ферритно-перлитной стали. А. А. Казаков, О. В. Пахомова, Е. И. Казакова // Черные металлы 2012 №11

[3] H. Haskela et al. Microstructure and Microtexture Assessment of Delamination Phenomena in Charpy Impact Tested Specimens // Materials Research. 2014; 17(5): 1238-1250.

[4] Xu, Y. et al. (2017). Dendrite Growth Characteristics and Segregation Control of Bearing Steel Billet with Rotational Electromagnetic Stirring // High Temperature Materials and Processes, 36(4), pp. 339-346.

[5] Исследование эволюции литой структуры при пластической обработке феррито-перлитной стали. А. А. Казаков, О. В. Пахомова, Е. И. Казакова // Черные металлы 2013 №9, с.15-20.

[6] Zolotarevsky, N., Kazakova, E., Kazakov, A., Petrov, S., and Panpurin, S., "Investigation of the Origin of Coarse-Grained Bainite in X70 Pipeline Steels by EBSD Technique, // Materials Performance and Characterization, <https://doi.org/10.1520/MPC20160031>. ISSN

[7] Влияние структурной анизотропии в ферритно-бейнитных штрипсовых сталях после термомеханической обработки на уровень их механических свойств. А.А. Казаков, Д.В. Киселев, Е.И. Казакова, О.В. Курочкина, Е.И. Хлусова, В.В. Орлов. // Черные металлы 2010 №6.

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ, ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ ВАНАДИЙСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ

Астафурова Е.Г.¹, Москвина В.А.^{1,2}, Майер Г.Г.¹, Бурлаченко А.Г.¹,
Гордиенко А.И.¹, Смирнов А.И.³, Батаев В.А.³, Гальченко Н.К.¹,
Мельников Е.В.¹, Астафуров С.В.¹, Захаров Г.Н.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН,
Томск, Россия, elena.g.astaurova@gmail.com

²Томский политехнический университет, Томск, Россия

³Новосибирский государственный технический университет,
Новосибирск, Россия

С использованием методов рентгеноструктурного анализа, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии изучены механизмы пластической деформации и разрушения при одноосном растяжении высокоазотистых сталей (ВАС) Fe-23Cr-17Mn-0.1C-0.6N, Fe-19Cr-21Mn-1.5V-0.3C-0.9N и Fe-19Cr-19Mn-2.5V-0.3C-0.8N (мас. %) в широком интервале температур (от 77К до 673К).

Установлена сильная температурная зависимость условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ в исследуемых ВАС. Понижение температуры в интервале (77-300)К вызывает увеличение $\sigma_{0,2}$ в два-три раза. Влияние концентрации ванадия на температурную зависимость условного предела текучести в сталях с близкой концентрацией атомов азота обусловлено комплексным влиянием дисперсионного твердения, твердорастворного упрочнения азотом и углеродом и размера зерна стали. В термически-активируемой области температурной зависимости $\sigma_{0,2}(T)$ величина предела текучести определяется, в большей степени, концентрацией атомов внедрения в твердом растворе сталей.

Независимо от температуры испытания, деформация исследуемых ВАС развивается дислокационным скольжением с формированием планарной дислокационной структуры – плоских скоплений дислокаций, мультиполей, микрополос скольжения. Двойникование развивается как дополнительное скольжению механизм деформации на поздних стадиях деформирования. Уменьшение концентрации азота в твердом растворе аустенита ВАС, легированных ванадием, за счет формирования частиц $(V,Cr)(N,C)$ обуславливает снижение энергии дефекта упаковки и способствует образованию широких дефектов упаковки и микродвойников в структуре ВАС на ранних стадиях пластического течения.

Понижение температуры деформирования способствует уменьшению пластичности исследуемых сталей и изменению механизма их разрушения от вязкого (ямочный излом) при температурах (180-673)К к хрупкому при 77К (квазискол). Легирование ванадием подавляет вязко-хрупкий переход в исследуемых ВАС и способствует формированию преимущественно вязкого излома при $T=77K$. Механизм влияния легирования ванадием на закономерности разрушения сталей при 77К заключается в изменении характера микроструктуры высокоазотистых сталей в присутствии дисперсных частиц за счет торможения дефектов частицами и частичное подавление планарности сдвига.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект 17-19-01197).

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА

Калетина Ю.В., Герасимов Е.Г.

*Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,
Екатеринбург, Россия, kaletina@imp.uran.ru*

Нестехиометрические сплавы Гейслера на основе Ni-Mn-Z ($Z = In, Sn, Sb$) являются перспективными материалами, проявляющими аномальные физические свойства в области фазовых переходов. В этих сплавах обнаружен целый ряд эффектов (памяти формы, магнетокалорический, большое магнетосопротивление и другие), которые определяют потенциальные возможности их применения в различных устройствах современной техники [1,2].

Исследована структура, фазовые и магнитные переходы новых синтезированных трехкомпонентных сплавов на основе Ni-Mn-Z ($Z = In, Sn$).

Установлено, что легирование 3d-переходными металлами ферромагнетиков с памятью формы типа Ni-Mn-Z позволяет эффективно управлять температурами фазовых и магнитных переходов. Экспериментальные результаты показали, что в исследованных сплавах систем Ni-Mn-In и Ni-Mn-Sn при изменении соотношения никеля и марганца и постоянном содержании третьего элемента на температурных зависимостях намагниченности наблюдаются аномалии, связанные с фазовыми переходами. Обнаружены следующие превращения: магнитный переход в аустенитной фазе (из парамагнитного в ферромагнитное состояние), мартенситное превращение (с образованием антиферромагнитного или парамагнитного мартенсита) и ферромагнитное превращение в мартенсите. Определены критические температуры магнитных и структурных фазовых переходов в исследованных системах сплавов.

Показано, что изменение состава сплава (на один атомный процент) может существенно менять картину структурно-фазовых переходов и соответственно отражаться на магнитных и физических свойствах материала. Намагниченность, коэффициент линейного расширения, магнетосопротивление сильно изменяются в температурных интервалах мартенситного превращения.

Работа выполнена в рамках государственного задания (тема «Структура», № 01201463331) при частичной поддержке РФФИ (проект № 16-03-00043).

[1] Счастливцев В.М., Калетина Ю.В., Фокина Е.А. Мартенситное превращение в магнитном поле. Екатеринбург: УрО РАН, 2007. 322 с.

[2] V.D. Buchelnikov, V.V. Sokolovskiy. The Physics of Metals and Metallography 112, 633 (2011).

ИССЛЕДОВАНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ НА ТИТАНОВЫХ ОСНОВАХ МЕТОДОМ ВНЕВАКУУМНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКИ

Лаптев И.С.

*Новосибирский государственный технический университет,
г. Новосибирск, Россия, ilya_laptev_nstu@mail.ru*

Титан и титановые сплавы являются важными конструкционными материалами в отраслях промышленности, где предъявляются особые требования к удельной прочности и коррозионной стойкости [1, 2, 4]. Однако титан не работает в условиях трения и при высоких температурах из-за высокой реакционной активности в среде атмосферных газов и схватывания при контакте с большинством металлов [3, 5]. Одним из способов защиты поверхности и увеличения износостойкости титана является нанесение интерметаллидных покрытий [2, 3]. В данной работе на образцах из технически чистого титана методом вневакуумной электронно-лучевой обработки были сформированы слои интерметаллидов системы Ti-Al. Фазовый состав покрытий варьировали за счёт изменения весовых соотношений порошков титана и алюминия в насыпке (табл. 1).

Таблица 1. Состав порошковых насыпок для формирования интерметаллидных покрытий.

Образец		Масса компонентов в исходной насыпке, % вес.			Фазовый состав образца
№	Обозначение	Ti	Al	LiF (флюс)	
1	Ti-Al (10/35)	10	35	55	TiAl, Al ₂ Ti, Ti ₃ Al
2	Ti-Al (25/25)	25	25	50	Ti ₃ Al
3	Ti-Al (32/20)	32	20	48	Ti ₃ Al
4	Ti-Al (38/15)	38	15	47	Ti ₃ Al
5	Ti-Al (45/10)	45	10	45	Ti
6	Ti-Al (51/5)	51	5	44	Ti

Методом рентгеноструктурного анализа установлено, что с увеличением доли алюминия, фазовый состав изменяется от α-Ti (образцы 5,6) к TiAl, Al₂Ti,

Ti₃Al (образец 1). Покрытия с промежуточным содержанием алюминия содержали преимущественно Ti₃Al (образцы 2-4).

Структурные исследования показали, что образцы с высоким содержанием Al состояли из крупных зерен. Зерна в образце Ti-Al (10/35) были вытянуты в направлении нормали к подложке, что совпадает с направлением теплоотвода. Образец Ti-Al (25/25) имел крупнозернистую равноосную структуру. Кристаллы, образовавшиеся во всех других покрытиях, имели игольчатую форму. Можно также наблюдать уменьшение размера зерен образцов с уменьшением содержания алюминия.

Образование транскристаллитных трещин можно наблюдать в образце с самым высоким содержанием алюминия (Ti-Al (10/35)). Трещины были также обнаружены в образце Ti-Al (25/25), но их распределение не было напрямую связано с границами зерен. Образование трещин, вероятно, было вызвано различием в коэффициентах линейного расширения между титановой подложкой и покрытиями. Остаточные напряжения, вызванные этой разницей, привели к растрескиванию хрупких образцов с более высоким содержанием Al. Количество трещин и дефектов в покрытиях уменьшилось с уменьшением содержания алюминия.

Измерение микротвёрдости позволило получить следующие результаты. Наименьшие значения (около 350-400 HV) твердости были получены для Ti-Al (51/5). Весь алюминий, который был добавлен в насыпку, растворялся в α -титане. Эффект, вызванный твердорастворным упрочнением, составил около 150-180 HV. Похожие значения были получены на образце Ti-Al (45/10). Более значительный рост микротвердости в этом покрытии (около 250-260 HV) был вызван более высокой концентрацией алюминия, которая была близка к граничной растворимости алюминия в титане. Максимальный уровень микротвердости (540-610 HV) соответствовал покрытию Ti-Al (25/25) со структурой Ti₃Al. Образец Ti-Al (32/20) характеризовался сходными свойствами. Это можно объяснить тем, что прочностные свойства соединения Ti₃Al выше по сравнению с γ -фазой [2]. Микротвердость Ti-Al (10/35) с $\alpha_2 + \gamma$ -структурой и покрытия Ti-Al (38/15), состоящего из стехиометрической α_2 -фазы, составляла около 500-530 HV. Изменение микротвердости на границе с основным материалом было резким. Микротвердость подложки была равна 200 HV.

Трибологические испытания показали, что сопротивление износу в условиях трения относительно неподвижных абразивных частиц находится в тесной корреляции с микротвердостью наплавленных слоев. Технически чистый титан был выбран в качестве эталонного материала. Максимальная износостойкость наблюдалась для Ti-Al (25/25) и Ti-Al (32/20). По сравнению с чистым титаном их износостойкость была в 2,3-2,5 раза выше. Наименьшая износостойкость была продемонстрирована образцом Ti-Al (51/5), который обладал самой низкой твердостью. Износостойкость Ti-Al (10/35) и Ti-Al (38/15) являлась промежуточной.

Результаты испытаний на стойкость к окислению при 800 °C позволяют утверждать, что все покрытия обладают лучшей стойкостью к окислению по сравнению с чистым титаном. Среди исследуемых материалов, образец Ti-Al (10/35) с наивысшим содержанием алюминия, показал наименьшее значение прироста массы после 100 ч испытаний (2,5 г/см²). Прирост массы образца Ti-Al (45/10) после 100 ч нагрева было самым высоким (12,48 г/см²), однако он был в два раза ниже по сравнению с чистым титаном. Однофазные покрытия, содержащие толь-

ко фазу Ti_3Al , продемонстрировали близкие к друг другу значения уровня устойчивости к окислению (прирост массы через 100 часов варьировался между 7,17 и 8,66 г/см²).

Список литературы:

1. Alloy Phase Diagrams, ASM Handbook, (1992).
2. G. Sauthoff, Intermetallics, Weinheim, VCH, 1995.
3. F. Appel, J.D.H. Paul, M. Oehring, Gamma Titanium Aluminide Alloys, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2011.
4. J. Cizek, O. Man, P. Roupova, K. Loke, I. Dlouhy, Oxidation performance of cold spray Ti-Al barrier coated γ -TiAl intermetallic substrates, Surf. Coat. Technol. 268 (2015) 85–89.
5. S. Romankov, W. Sha, S.D. Kaloshkin, K. Kaevitser, Fabrication of Ti-Al coatings by mechanical alloying method, Surf. Coat. Technol. 201 (2006) 3235–3245.

**ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ МЕДИ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ
СПЛАВОВ МЕДИ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ
МЕТОДОМ ДКУП И ПОСЛЕДУЮЩЕМ НАГРЕВЕ**

Хомская И.В.¹, Зельдович В.И., Фролова Н.Ю.,

Хейфец А.Э., Шорохов Е.В.², Абдуллина Д.Н.¹

¹ Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург,
Россия, khomskaya@imp.uran.ru,

² Российский Федеральный ядерный центр–ВНИИ технической физики
им. акад. Е.И. Забабахина, Снежинск, Россия, e.v.shorokhov@vniitf.ru

Методами металлографического, электронно-микроскопического анализа и дифракции обратно-отраженных электронов (EBSD) изучено влияние динамического канально-углового прессования (ДКУП) и последующего отжига (старения) на изменение структуры меди чистотой 99,8 мас % и специальных электротехнических сплавов Cu-Cr, Cu-Zr и Cu-Cr-Zr, легированных микродобавками (0,04-0,22 мас.%) хрома и циркония. Метод ДКУП, разработанный в РФЯЦ-ВНИИТФ (Патент № 2283717 РФ, 2006 г) и представляющий собой динамический вариант РКУП, позволяет реализовать сверхвысокие скорости (10^4 - 10^5 с⁻¹) деформирования материалов. Отличительной особенностью ДКУП является комбинированное воздействие высокоскоростной деформации сдвига, ударно-волновой деформации сжатия и температуры. Ранее нами показано, что при измельчении структуры меди и сплавов меди на три порядка (от 100-200 до 0,1-0,2 мкм), и повышение характеристик прочности в 1,4 и 2,8 раза при сохранении удовлетворительной пластичности может быть достигнуто уже при 1-4 проходах ДКУП. Структурообразование в меди при ДКУП происходит в результате закономерно повторяющихся высокоскоростных процессов фрагментации, динамической полигонизации и динамической рекристаллизации. Определено, что в низколегированных сплавах меди при ДКУП протекают процессы фрагментации, динамической полигонизации и частичного деформационного старения с выделением наноразмерных (≤ 5 нм) частиц вторых фаз. Показано, что легирование меди микродобавками (0,04-0,08 мас.%) Zr повышает температурный интервал рекристаллизации меди от 150-220°C до 500-600°C. Определена последовательность процессов распада пересыщенного α -твердого раствора с выделением наноразмерных частиц вторых фаз и рекристаллизации в сплавах меди, подвергнутых закалке и закалке

+ ДКУП. Исследовано влияние ДКУП и старения на механические свойства и удельное электросопротивление сплавов. Определено, что наноструктурированные сплавы меди, полученные методом ДКУП, обладают повышенной по сравнению с крупнокристаллическим состоянием способностью выдерживать контактные механические нагрузки без пластического деформирования. Показана роль легирования Сг, и Zr в достижении высокой твердости при ДКУП, превышающей твердость сплавов в исходном крупнокристаллическом состоянии в 2,5-2,8 раза и определяющая роль легирования микродобавками Zr в повышении термической стабильности. Влияние Zr обусловлено выделением наноразмерных частиц (~5нм) фазы Cu_5Zr на дислокациях и субграницах, их закреплением и уменьшением подвижности при ДКУП и в процессе последующего старения.

Работа выполнена в рамках госзадания ФАНО России по теме «Структура» № г.р. 01201463331 и при частичной поддержке проекта УрО РАН № 18-10-2-39.

***ДЕФОРМАЦИОННЫЕ И ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ПРОЦЕССЫ,
ПРОИСХОДЯЩИЕ ПРИ СХЛОПЫВАНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ
ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВЗРЫВА***

***Зельдович В.И.*, Хейфец А.Э.*, Фролова Н.Ю.*,
Хомская И.В.*, Шорохов Е.В.**, Долгих С.М.**,
Смирнов Е.Б.**, Гаан К.В.**, Дегтярев А.А.*****

**Институт физики металлов им. Н.М.Михеева УрО РАН,
Екатеринбург, Россия*

***Российский Федеральный ядерный центр-ВНИИТФ
им.акад. Е.И.Забабихина, Снежинск, Россия*

Исследование схлопывания металлических цилиндрических оболочек под действием взрыва взрывчатого вещества (ВВ), окружающего оболочку, представляет собой одно из направлений изучения явления кумуляции. Анализ деформационно-температурных процессов, происходящих при схождении оболочек, обычно проводят в рамках гидродинамики и/или механики деформируемого тела. При этом изучаются разные стороны явления: кумуляция, особенности высокоскоростной деформации, выполняется расчет ожидаемой температуры.

Деформационное поведение оболочек при инерционном схождении в значительной степени определяется физико-механическими свойствами и структурным состоянием материала. В таких экспериментах влияние материала на динамику процесса деформирования оказывается существенно большим, чем в опытах по ударно-волновому нагружению сплошных образцов в силу того, что инерционное схождение оболочки представляет собой хотя и высокоскоростной, но квазиадиабатический (без подвода энергии), то есть дозвуковой процесс. В таких условиях деформирование различных участков оболочки происходит согласованно, с сохранением взаимосвязи локализованной деформации на различных масштабных уровнях. При сложном процессе формоизменения даже малые изменения условий эксперимента (к таким изменениям условий можно отнести, в частности, различия механических свойств нагружаемых материалов) приводят к значительным изменениям динамики деформационного процесса и, как следствие, микроструктуры деформированного состояния. Таким образом, становится возможна постановка обратной задачи: по итоговым изменениям микроструктуры нагруженной оболочки получить данные о свойствах исследуемого материала.

В данной работе выполнены эксперименты по схождению двух медных оболочек (труб) внутренним диаметром 40 мм и толщиной стенки 4 мм. Толщина цилиндрического заряда, окружающего оболочки, была 4 мм и 2 мм. В первом эксперименте был получен цилиндр диаметром ~28-30 мм, во втором – схлопывание оболочки не произошло. Также были выполнены исследования по схлопыванию массивных медной и стальной оболочек диаметром более 100 мм и толщиной стенок 5 мм с использованием более мощного заряда ВВ.

Анализ макро- и микроструктуры позволил предложить описание процессов, происходящих при схождении исследованных оболочек. Действие детонационной волны на оболочки можно разбить на два этапа. На первом этапе действует ударная волна, которая вызывает откольные явления в средней зоне материала оболочек. Продолжительность этого воздействия составляет 1-2 мкс. На втором этапе под действием взрыва происходит инерционное схождение оболочек. Время схождения на порядок больше, чем действие ударной волны, и составляет 30-50 мкс. Схождение осуществляется за счет радиальной деформации, при этом существенную роль играют эффекты локализации деформации. При деформации происходит залечивание (полное или частичное) микропор и трещин откольного происхождения. Залечивание создает эффекты турбулентности деформации, и она становится хаотической

В стали 20 вследствие высокого давления материал оболочки претерпевает цикл $\alpha \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ превращений. Через 1 – 2 мкс действие ударной волны заканчивается, давление падает до уровня динамического предела прочности и начинается стадия инерционного схождения, продолжающаяся приблизительно 30 мкс. На стадии инерционного схождения оболочки деформация, скорость деформации и температура плавно увеличиваются при движении вдоль радиуса к оси полученного в результате схлопывания цилиндра. Это приводит к формированию концентрических кольцевых зон с измененной микроструктурой. В стальной оболочке первая (внешняя) зона сохранила исходную феррито-перлитную структуру со следами деформации и $\alpha \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ цикла превращений; микротвердость в этой зоне составляет 2000 – 2300 МПа. Вторая зона под действием реализованной в опыте специфической высокоскоростной деформации приобрела необычную структуру баротермической закалки, микротвёрдость которой соответствует микротвёрдости закалённой стали (~3500 МПа). В третьей (центральной) зоне дальнейшее увеличение деформации и, как следствие, температуры привело к разупрочнению материала до исходного уровня твёрдости отожженной стали (~1500 МПа).

Установлено, что полученная во второй зоне стальной оболочки структура баротермической закалки состоит из дисперсных кристаллов α -фазы, возникших при закалке свободного феррита, и участков сохранившегося исходного перлита. Необычное поведение материала в этой зоне (нарушен «правильный» порядок протекания $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, при котором сначала превращение происходит в перлите) объясняется спецификой теплового эффекта реализованной в опыте высокоскоростной деформации. Показано, что различные структурные составляющие исходной феррито-перлитной структуры деформировались независимо. При этом, более мягкий феррит деформировался и, следовательно, нагревался значительно сильнее (вплоть до попадания в γ -область Т-Р диаграммы), чем более твёрдый перлит. То есть, различные структурные составляющие стали (феррит и

перлит) в ходе эксперимента подвергались разному воздействию и пересекали разные области Т-Р диаграммы [1,2].

Важным результатом данной работы, помимо получения новой необычной структуры в хорошо изученном материале (сталь 20), является использование описанного выше «дифференцированного» теплового эффекта высокоскоростной деформации по отношению к различным структурным составляющим для получения нового структурного состояния. Показано, что высокоскоростная деформация, реализованная в экспериментах по схлопыванию оболочек, может быть использована в качестве метода, позволяющего по-разному не только деформировать, но и нагреть составляющие структуры, имеющие микроскопические размеры.

Работа выполнена в рамках задания ФАНО, тема “Структура”, № г.р. 01201463331 и при частичной поддержке Программы УрО РАН, № 18-10-2-39.

1. Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., и др.//ФММ, 2015, Т.116, С.300-308.

2. Хейфец А.Э., Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., и др.//ФММ, 2017, Т.118, С.715-724.

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ОПЛАВЛЕНИЯ В ВОЗДУШНОЙ АТМОСФЕРЕ

Чучкова Л.В., Белов А.С., Вялова А.Д.

*Новосибирский государственный технический университет,
г. Новосибирск, Россия, e-mail: L_Chuchkova@bk.ru*

Последние десятилетия одним из основных направлений исследований в машиностроении является повышение триботехнических свойств конструкционных материалов. Особый интерес представляют титан и сплавы на его основе, обладающие отличной коррозионной стойкостью, высокой удельной прочностью и жаростойкостью. Однако низкая износостойкость и твердость в условиях абразивного изнашивания существенно ограничивает применение титановых сплавов в промышленности.

Анализ научной литературы показал, что для повышения триботехнических свойств необходимо формирование высокопрочных соединений в поверхностных слоях заготовок. Покрытия, включающие в себя частицы твердых фаз, позволяют повысить твердость и износостойкость изделия, а также сократить энергетические затраты при обработке благодаря отсутствию необходимости структурного модифицирования всего объема материала. Формирование в поверхностных слоях титанового сплава таких соединений как карбиды, бориды и нитриды позволяет существенно повысить его триботехнические свойства.

На сегодняшний день, обработка поверхности при помощи высококонцентрированных источников энергии, таких как плазма, лазерный и электронный луч являются наиболее перспективными. Применение пучка релятивистских электронов позволяет обрабатывать крупногабаритные заготовки без применения вакуумных камер, тем самым существенно упрощая процесс.

Наибольшее количество работ по упрочнению титановых сплавов направлено на модификацию структуры сплава Ti-6Al-4V, аналогом которого является отечественный сплав ВТ6 [1-2]. Таким образом, в работе по повышению твердо-

сти и износостойкости методом вневакуумной электронно-лучевой обработки в качестве материала заготовки был принят титановый сплав ВТ6 и порошковая смесь, в состав которой входили порошки карбида бора. Скорость перемещения заготовки относительно выпускного отверстия составила 15 мм/с, ток пучка электронов – 27 мА, расстояние от выпускного отверстия до образца равнялось 90 мм. Изменяемой величиной стала концентрация порошка карбида бора в исходной порошковой насыпке, которая составила 20, 25 и 30 вес. %.

Металлографические исследования показали, что все покрытия имеют градиентное строение и толщину до 2,3 мм. На рисунке 1 представлены особенности микроstructures исследуемых слоев, сформированных при наплавке порошка карбид бора. Исследования покрытий при помощи растрового электронного микроскопа позволили определить, что бориды и карбиды титана выделяются в виде крупных первичных кристаллов и мелкодисперсной эвтектики. Бориды титана в поперечном сечении имеют форму дефектных пустотелых призм. Карбиды титана представлены как отдельными самостоятельными дендритными кристаллами, так и частицами, расположенными на стенках боридов титана. В нижней области наплавленных слоев наблюдаются дисперсные выделения борида титана в виде тонких полых игл и частиц карбида титана.

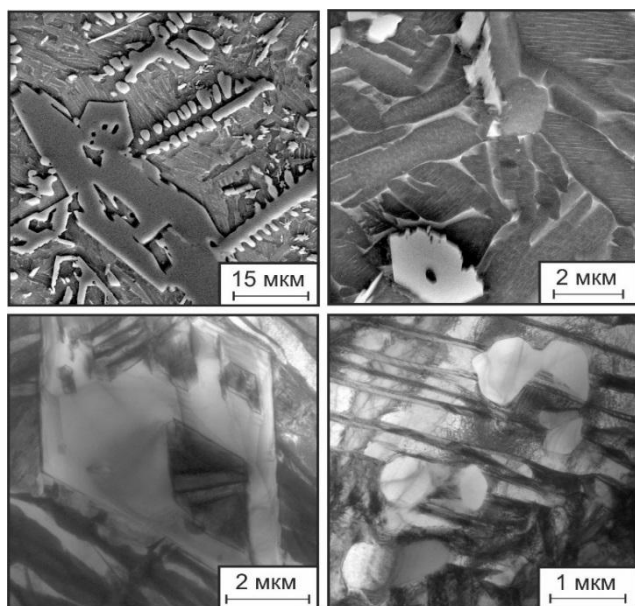


Рисунок 1 – Особенности микроstructures покрытий, сформированных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковой смеси, содержащей карбид бора

Оценка распределения микротвердости по глубине наплавленного слоя осуществлялась по методу Виккерса. Измерения выполнялись на поперечных шлифах в направлении от поверхности к основному металлу. Проведенные исследо-

вания показали, что максимальное значение среднего уровня микротвердости было зафиксированного у образца, полученного при наплавке 30 вес. % карбида бора и составило 6 710 МПа.

Триботехнические испытания покрытий проводились при трении в условиях воздействия закрепленных частиц абразива. Максимальная относительная износостойкость материалов, сформированных при наплавке 30 вес. % карбида бора в исходной порошковой насыпке в 2,05 раза выше износостойкости титанового сплава ВТ6.

В качестве выводов можно сказать, что метод вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковой смеси, содержащей карбид бора на титановый сплав ВТ6 можно рекомендовать для повышения твердости и износостойкости. Применение электронного луча позволяет сформировать покрытия, состоящие из высокопрочных частиц карбида и борида титана толщиной до 2,3 мм. Формирование покрытий, содержащих в исходной порошковой насыпке 30 вес. % порошка карбида бора приводят к максимальному увеличению микротвердости до 6 710 МПа и относительной износостойкости в 2,05 раза превышающей износостойкость титанового сплава ВТ6.

Список литературы:

1. Improvement of Hardness and Wear Resistance of (TiC, TiB)/Ti-6Al-4V Surface-Alloyed Materials Fabricated by High-Energy Electron-Beam Irradiation [Text] / Chang Sup Lee, Jun Cheol Oh, Sunghak Lee // Metallurgical And Materials Transactions A – 2003. – Vol. 34A. – P. 1417.

2. Improvement of high-temperature hardness of (TiC, TiB) / Ti-6Al-4V surface composites fabricated by high-energy electron-beam irradiation [Text] / Eunsun Yun, Kyuhong Lee, Sunghak Lee // Surface and Coatings Technology. – 2004. – Vol. 184. – P. 74–83.

ЗАКАЛКА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР С ПОЛУЧЕНИЕМ ДИСПЕРСНОЙ МНОГОФАЗНОЙ СТРУКТУРЫ

Панов Д.О.¹, Чернова Т.Ю.¹, Смирнов А.И.²

¹ФГБОУ ВО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет», Пермь, Россия, panovdmiriy85@gmail.com

²ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный технический университет», Новосибирск, Россия, micros20t@mail.ru

Перспективная сталь 10Х3Г3МФС, разработанная для нефтедобывающего машиностроения [1], обладает хорошей технологичностью и прочностными характеристиками, однако уровень ударной вязкости после традиционных режимов термической обработки является недостаточно высоким. В работе [2] исследовали возможности формирования метастабильных структурных состояний при межкритической закалке стали 10Х3Г3МФС для повышения уровня ударной вязкости при сохранении прочностных характеристик. Предметом исследования являются процессы структурообразования образования в исследуемой стали при нагреве в межкритический интервал температур с последующей закалкой.

При исследованиях использовали дилатометрический анализ с использованием закалочного дилатометра Linseis R.I.T.A. L78, металлографический анализ с использованием светового инвертированного микроскопа OLYMPUS GX 51 и

электронно-микроскопические с использованием просвечивающего электронного микроскопа FEI Tecnai 20 G2 TWIN, испытания на одноосное растяжение проводили с использованием универсальной гидравлической системы для статических испытаний INSTRON-SATEC 300 LX и ударную вязкость определяли на маятниковом копре KM-30 с последующим фрактографическим анализом на световом микроскопе Olympus SZX-16 и растровом электронном микроскопе Hitachi S-3400N.

По результатам исследования процесса непрерывного нагрева исследуемой стали построена термокинетическая диаграмма образования аустенита с обозначением критических точек A_{C1} и A_{C3} [3]. Установлено, что с увеличением скорости нагрева происходит снижение критической температуры A_{C1} и повышение A_{C3} . Исследование процесса изотермической аустенизации показало, что при температуре 710 °C образуется 27% γ -фазы, при 750 °C – 59% γ -фазы, при 800 °C – 76% γ -фазы, а в процессе выдержки при 860 °C происходит полная аустенизация с получением 100% γ -фазы. Помимо этого при увеличении температуры изотермической выдержки доля атермического аустенита возрастает, а изотермического – снижается. Построена изотермическая диаграмма образования аустенита исходно закаленной стали 10X3Г3МФс.

Изучение процесса структурообразования стали 10X3Г3МФс выявило, что в процессе аустенизации при 715 °C развивается первая стадия образования аустенита по границам бывших аустенитных зерен и мартенситных пакетов. Увеличение температуры аустенизации до 750 °C приводит к развитию второй стадии аустенизации по граница мартенситных реек. При температуре 800 °C вторая стадия получает дальнейшее развитие, что после закалки приводит к формированию мартенситного каркаса по межреечным границам исходной α -фазы. Данные прослойки исходной α -фазы фрагментированы дислокационными границами и упрочнены небольшим количеством карбидных частиц. В мартенситном каркасе присутствуют тонкие прослойки остаточного аустенита. Встречаются свежезакаленные области полиэдрической формы, которые сформировались на границах зерен исходного аустенита или границах исходных пакетов. Увеличение температуры нагрева до 860 °C вызывает завершение процесса $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в процессе выдержки, что при охлаждении в результате закалки приводит к получению структуры пакетного мартенсита, в котором встречаются двойники.

По результатам испытания характеристик прочности и пластичности установлено, что закалка из МКИТ с температуры 800 °C приводит к небольшому снижению временного сопротивления (на 8 %), однако предел текучести практически не уменьшается. Относительное удлинение остается на уровне исходно закаленной стали, а относительное сужение заметно увеличивается (с 54 до 60 %). Существенно, более чем на 70%, возрастает уровень ударной вязкости КСТ исследуемой стали (до 0,76 МДж/м²). По данным микрофрактографического анализа образцы после динамических испытаний разрушаются по вязкому механизму. Полученный режим термической обработки позволяют повысить уровень ударной вязкости исследуемой стали без потери в прочности изделий любых габаритных размеров для нефтедобывающего машиностроения.

Работы выполнены по проекту № 11.8213.2017/8.9 в рамках базовой части государственного задания вузам в сфере научной деятельности при финансировании Минобрнауки России.

Список литературы:

1. Патент 2532628 Российская Федерация, МПК С 22 С 38/38. Сталь для изготовления изделий с повышенной прокаливаемостью / Ю.Н. Симонов, М.Ю. Симонов, Г.С. Шайманов, Д.П. Подузов. – № 2013113589/02; заявл. 26.03.2013; опубл. 10.11.2014, Бюл. № 31.
2. Панов Д.О., Барсукова Т.Ю., Смирнов А.И., Орлова Е.Н., Симонов Ю.Н. Межкритическая закалка низкоуглеродистой стали с получением дисперсной многофазной структуры // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2017. – № 4 (77). – С. 6–18.
3. Патент 2561315 Российская Федерация, МПК G 01 N 25/02. Способ определения температур фазовых превращений в металлических материалах / Ю.Н. Симонов, Д.О. Панов. – № 2014120830/28; заявл. 22.05.2014; опубл. 27.08.2015, Бюл. № 24.

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПРИ РАДИАЛЬНОЙ КОВКЕ

Панов Д.О.¹, Чернова Т.Ю.¹, Смирнов А.И.²

¹ФГБОУ ВО «Пермский национальный исследовательский
политехнический университет», Пермь, Россия, panovdmitriy85@gmail.com

²ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный технический
университет», Новосибирск, Россия, micro20t@mail.ru

Современные технологии деформации позволяют реализовать новые состояния металлических материалов с получением уникального комплекса механических характеристик. Это в особенности актуально для хромоникелевых сталей со структурой метастабильного аустенита, которые незначительно упрочняются технологиями термической обработки. Существует большое количество подробных исследований структурообразования хромоникелевых аустенитных сталей при деформации различными методами, однако эволюция структуры и свойств широко используемой в промышленности стали 08X18H10T-Ш при холодной радиальной ковке требует детального рассмотрения. Таким образом, целью данной работы является исследование формирования структуры и свойств стали 08X18H10T-Ш в процессе холодной пластической деформации методом радиальнойковки при комнатной температуре.

Исследуемая сталь в исходном состоянии, то есть после закалки с температуры 1050 °С, обладает преимущественно аустенитной структурой. В пределах аустенитных зерен присутствуют широкие двойники отжига и равномерно распределенные дислокации. Деформация со степенью 20% вызывает появление ячеистой структуры, где дислокации образуют широкие стенки дислокационных ячеек. Помимо формирования ячеек деформации в структуре возникают тонкие двойники деформации, которые пересекают дислокационные границы ячеек, а содержание α -мартенсита при этом не превышает 2%. Увеличение степени пластической деформации до 40% вызывает развитие процесса микродвойникового вторичным системам, то есть в прелех одного микрообъема надлюдается перерезние двойников одной системы двойниками другой системы, что приводит к более интенсивному фрагментированию структуры. В результате в поперечном сечении деформированной заготовки образуются микрообъемы материала прямоугольной формы, ограниченные

микродвониками, однако ламельное строение аустенита сохраняется, а содержание α -мартенсита при этом также остается на достаточно низком уровне и не превышает 4%. В продольном направлении наблюдаются полосы локализации деформации, которые состоят из сонаправленных фрагментов размером 100–400 мкм. Деформация со степенью 60% приводит к дальнейшему фрагментированию структуры за счет увеличения количества микрообъемов, занятых полосами локализованной деформации. В результате деформации со степенью 80% продолжается накопление полос локализации деформации, а количество α -мартенсита при этом достигает 25%. В некоторых микрообъемах структуры в поперечном сечении прутка наблюдается формирование субзерен аустенита, то есть начинается трансформация двойниковой ламельной структуры в субзеренную. После деформации методом радиальнойковки со степенью 90% в структуре наблюдаются качественные изменения – в поперечном сечении заготовки примерно в 95% исследованного объема формируется преимущественно субмикрористаллическая структура, с субзернами преимущественно глобулярной формы. Границы между субзернами в большинстве случаев являются широкими и контраст между ними является слабо выраженным, что свидетельствует о малоугловой разориентировке. В продольном направлении образуется однородная полосовая (ламеллярная) структура, образованная полосами локализации деформации. Содержание α -мартенсита в этом случае достигает 35%.

Твердость прутковой заготовки исследуемой стали в исходном состоянии равномерная по сечению. Распределение твердости по сечению после деформации со степенью 20 % демонстрирует возникновение градиента, причем от сердцевины к поверхности твердость возрастает. Увеличение степени деформации до 40 % вызывает дальнейшее повышение общего уровня твердости и появление пика твердости в сердцевине прутка. При повышении степени деформации до 90 % значение твердости сердцевины достигает твердости края заготовки и выходит на один уровень. При этом наблюдается минимум твердости на половине радиуса заготовки.

В процессе холодной радиальнойковки наблюдается возрастание характеристик прочности, так при увеличении степени деформации от 0 до 90% предел текучести возрастает от 225 до 1405 МПа, а предел временного сопротивления – с 610 до 1410 МПа. Однако наблюдается снижение уровня пластичности: относительное удлинение уменьшается от 67 до 11%, а относительное сужение – от 74 до 40%.

Уровень ударной вязкости KCV в исходном состоянии при уменьшении температуры в интервале от 20 до -190°C снижается от 2,17 до 1,18 МДж/м². Деформация со степенью 40% исследуемой стали приводит к понижению общего уровня KCV, а в исследуемом интервале температур ударная вязкость снижается от 1,24 до 0,61 МДж/м². Увеличение степени деформации до 90% приводит к дополнительному уменьшению уровня KCV, однако температурная зависимость ударной вязкости при этом выражена слабо – в исследованном диапазоне температур KCV снижается от 0,84 до 0,61 МДж/м².

Таким образом, в процессе холодной радиальнойковки со степенями до 90% происходит ряд значительных изменений в исследуемой стали с формированием полосовой (ламеллярной) структуры в поперечном направлении и глобулярной суб-

зеренной структуры в поперечном, что вызвано развитием деформации по различным механизмам. При этом возрастает количество мартенсита деформации до 35%. Уровень характеристик прочности достигает 1410 МПа, однако снижаются характеристики пластичности и ударной вязкости. Температурная зависимость ударной вязкости KCV при увеличении степени деформации становится менее выраженной.

ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СЛУЖЕБНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КОМПЛЕКСНО ЛЕГИРОВАННЫХ ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ

Ромашков Е.В., Крылова С.Е.

*Оренбургский государственный университет,
г. Оренбург, evgeniyromashkov@yandex.ru*

В современном машиностроении невозможно реализовать спроектированный технологический процесс без соответствующей оснастки, так как от правильного выбора приспособлений и других элементов технологического оснащения, зависят его технико–экономические показатели.

Преобладающими причинами выхода из строя молотовых и прессовых штампов являются износ, смятие, термическая усталость и трещины разгара (до 70-90 %).

Для решения данной проблемы опирались на производственный опыт эксплуатации штамповой стали 4Х4МВФС, предназначенной для изготовления прессформ для литья под давлением.

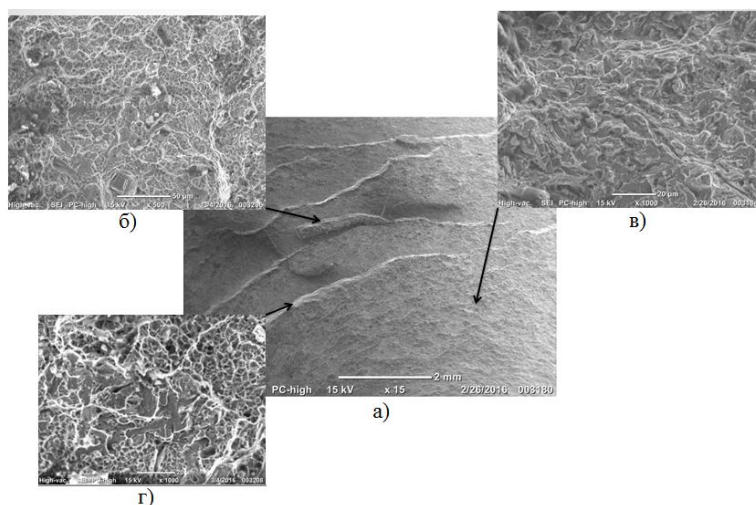
Изучение механизма разрушения и поверхность излома стали 4Х4МВФС показало, что в общем виде излом имеет ступенчатый вид разрушения, образующийся при соединении двух микроповерхностей разрушения расположенных на разных уровнях, рис 1, а.

Отчетливо видны линии излома, расходящиеся от очага разрушения и фронта трещины на определенной стадии нагружения при температуре эксплуатации пуансона из стали 4Х4МВФС в интервале 350-380°С. Поверхность разрушения представляет собой сочетание волокнистого и кристаллического изломов, переходящих из одного в другой, в зависимости от температуры перегрева пуансона при эксплуатации.

Большая поверхность излома (70%) представляет собой землистый излом, рис. 1, в. Землистый излом отличается округлой формой пор, обусловленных выходом газов из металла и наличием несплошностей в виде прожилок. При наличии землистого излома резко снижаются прочностные характеристики и пластические свойства металла. Зона 3, рис. 1, г, состоит из поверхности фасеток с ямочным рельефом. Ямки имеют неправильную форму, что объясняется напряженным состоянием. Глубина ямок (3-4) мкм. характеризует меру способности материала к пластической деформации. Таким образом, разрушение в зоне 3 происходит по механизму квазискола, в изломе наблюдаются плоские участки квазискола с характерным строением, имеющем меньшую площадь и более развитый микрорельеф.

В следствии выше изложенного, делаем вывод, что одним из вариантов решения производственных задач повышения работоспособности штамповых инструментов является повышение эксплуатационной стойкости штампа путем выбо-

ра оптимального микролегирующего комплекса и оптимизации режимов термической обработки опытных сталей инструментального класса. Целью работы является сравнить, а в дальнейшем и заменить существующую сталь на более износостойкую сталь. Для сравнения выбрана ранее изученная сталь 70ХЗГ2ФТР, сталь для горячего деформирования [1].



а) Общий вид излома; б) Переходная зона излома; в) Общая поверхность излома; г) Внутризеренное разрушение.

Рисунок 1 – Фрактографические признаки излома пуансона из стали 4Х4МВФС при температуре эксплуатации 350 °С.

Предварительно опытная сталь 70ХЗГ2ФТР была подробно изучена при разных температурах, скоростях нагрева и охлаждения и времени выдержки в изотермических условиях, была построена термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита, позволившая определить оптимальные параметры и режимы термической обработки [2]. При отработке оптимальных параметров термического упрочнения опирались на графические зависимости влияния температуры и времени выдержки на характеристики стали [3].

Таблица 1. Механические свойства сталей

	4Х4МВФС	70ХЗГ2ФТР
Твердость, HRC	50	54
Предел прочности σ_b , МПа	1820	1590
Ударная вязкость, КСУ, кДж/м ²	450	510
Износостойкость, Кас	2,34	2,75

Сравнительный анализ показывает, что при одинаковом соотношении твердости предлагаемая сталь превосходит традиционную по прочности, ударной вязкости и износостойкости. Преимущества по свойствам перед аналогом в некоторых случаях составляют 70%, что позволяет продолжить исследование в данном направлении и предварительно рекомендовать ее как более эксплуатационноустойкую сталь, в сравнении со своими аналогами.

Список использованных источников

1. Патент № 2535148, Дата публикации: 20.07.2014. Крылова С.Е., Каманцев С.В., Соколов С.О. Инструментальная сталь для горячего деформирования.
2. Ромашков Е. В. Разработка составов и способов термической обработки инструментальных сталей с микролегирующим комплексом, предназначенных для тяжело нагруженных изделий машиностроения / Е. В. Ромашков, С. Е. Крылова. // Издательство ТГУ. - Тольятти – 2016. – С.7-13.
3. Romashkov E.V. Peculiarities of Thermal Hardening of Experimental Sparingly-Alloy Tool-Class Steels. / S.E. Krylova, E.V. Romashkov, A.V. Kuznetsov // Materies Engineering and Technologies for Production and Processing II. Materials Science Forum Vol. 870 - 2016. - С. 392-396.

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ТРУБОПРОВОДОВ ПРИМЕНЕНИЕМ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ РЕМОНТА ВРЕЗОК

Ромашкова О.А., Крылова С.Е.

Оренбургский государственный университет, г. Оренбург

В международной практике эксплуатации систем трубопроводного транспорта разнообразного назначения важной задачей является восстановление герметичности и прочности дефектных участков труб, для поддержания проектной производительности трубопроводов в течение продолжительного времени. Наиболее существенную значимость этот вопрос имеет для трубопроводов, транспортирующих углеводороды - газ, нефть, конденсат.

Анализ технического состояния газопроводов России показывает следующее: примерно 40 % фонда городских и поселковых газопроводов имеют возраст 20 лет, около 30 % - возраст до 40 лет, около 10 % - возраст до 50 лет и лишь 20 % газопроводов – до 20 лет.[1]

Самой важной причиной, влияющей на эксплуатационную надежность трубопровода, является процесс старения газопроводов. На процесс старения газопроводов влияют различные факторы: уровень проектных работ, коррозия металла труб, нарушение правил технической эксплуатации, возрастной фактор и прочее. Как следствие влияние указанных факторов - возникновение аварийных ситуаций, приводящих к огромным финансовым затратам. Именно поэтому необходимо уделять большое внимание ремонту газопроводов.[2]

Наиболее распространенными являются дефекты стенок труб металлургического происхождения, которые образуются при транспортировке, сооружении и эксплуатации газопроводов. Некоторые из них в виде трещин и расслоений представлены на рисунке 1.

Опыт капитального ремонта газопроводов показал, что в современных условиях особое место при выборе технологии ремонта должна занимать минимизация дополнительных напряжений, возникающих в процессе производства работ.

При капитальном ремонте газораспределительных газопроводов применяется в основном ремонт с заменой участка трубы.[3]



Рисунок 1 – Дефекты газопровода металлургического происхождения

Виды выборочного капитального ремонта под давлением газа:

1. Ремонт изоляции газопровода;
2. Ремонт с применением пайки;
3. Ремонт с применением сварных муфт;
4. Ремонт с использованием полимерно-композиционных материалов.

При производстве выборочного ремонта газопроводов под давлением газа дефекты механического происхождения (царапины, риски, задиры) и коррозионные каверны с глубиной, составляющей не более 30% от толщины стенки трубы могут быть отремонтированы полимерным композиционным материалом (ПКМ) типа "Монолит", РЭМ-Сталь, РЭМ-Алюминий, ПГР-4 или "Диамант" с упрочнением стекло-полимерными накладками, при глубине каверн и механических повреждений более 30% от толщины стенки ремонт труб осуществляется указанными ПКМ в сочетании со спиральными композиционными муфтами или упрочняющими манжетами типа "Клок спринг".[4]

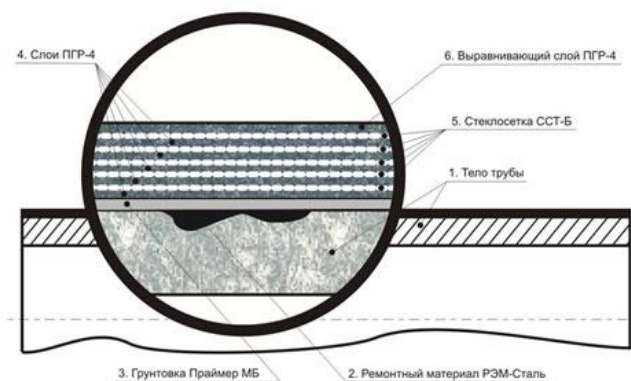


Рисунок 2 – Конструкция усиливающей муфты РЭМ –сталь

1. Применение муфтовых технологий - альтернативный способ ремонта относительно вырезки трубных катушек с дефектами. Данная технология незаменима в качестве временной меры при ремонте сквозных дефектов без остановки перекачки продукта.

2. Практика ремонтных работ на дефектных участках трубопроводов формируется, основываясь на высокопрочные материалы для муфт - сталь и армированные полимеры.

3. Отличительной особенностью композиционных муфт от всех существующих на сегодняшний день типов ремонтных муфт является простота монтажа, высокая скорость проведения ремонта, отсутствие огневых работ, малый объем земляных работ, возможность нанесения на геометрию любой сложности, ремонт протяженных дефектов.

Список использованных источников

1. Сандаков В.А., Оценка склонности к замедленному разрушению объектов систем газораспределения // Дис. ... канд.техн.наук: 05.26.03/ -Уфа, 2005 - 109 с.

2. Тютнев А.М., Совершенствование технологии и технических средств капитального ремонта линейной части магистральных газопроводов// Издательство ООО «Камелот Пабблишинг»/-Москва,2007-с.32-35

3. Мухаммедова Д. Ч. Современные технические и технологические решения по повышению эффективности ремонта газопроводов // Молодой ученый. — 2011. — №5. Т.1. — С. 86-88.

4. Правила производства работ по выборочному капитальному ремонту магистральных газопроводов в различных природно-климатических условиях. М, ВНИИГАЗ, 2000, ВСН 39-1.10-006-2000.

ХЛАДОСТОЙКОСТЬ МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ЛАМИНАРНЫМ СТРОЕНИЕМ

Власова Д.В., Плохих А.И.

*Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана
(национальный исследовательский университет),
Москва, Российская Федерация, plohikh@bmstu.ru*

Для большинства машиностроительных сталей переход из вязкого состояния в хрупкое происходит при отрицательных температурах лишь незначительно ниже нуля градусов, что представляет существенную опасность при эксплуатации машин и сооружений на открытом воздухе не только в условиях крайнего севера, но и зимний период в средней полосе России.

Учитывая, что хладноломкость, в первую очередь, зависит от вязкости материала, то основные способы, направленные на ее повышение, связаны с созданием мелкозернистой структуры, уменьшением количества и размеров неметаллических включений, уменьшением количества вредных примесей, а также дополнительным легированием.

Однако результаты ряда исследований показывают, что существуют способы кардинального изменения температурной зависимости ударной вязкости машиностроительных сталей, имеющей, на первый взгляд парадоксальный характер. Показано, что при понижении температуры испытаний работа разрушения ударного образца увеличивается, что говорит об отсутствии формального порога вяз-

ко-хрупкого перехода (ВХП) и повышении надежности материала при низких температурах [1, 2]. Это становится возможным после проведения специального вида термомеханической обработки в низколегированных сталях за счет формирования слоистой структуры, которая приводит к возрастанию значения ударной вязкости, и формированию вида излома, имеющего террасное строение.

Вместе с тем это далеко не первые сведения о явлении подобного рода. Известно, что при определенных условиях теплой или горячей деформации сплавов с ОЦК-решеткой без рекристаллизации возможно образование такой субструктуры, которая в ходе последующих ударных испытаний вызывает появление трещин расслоения поперек основной трещины и способствует тем самым росту энергоемкости и снижению температуры вязко-хрупкого перехода. По мнению ряда авторов, трещины расслоения возникают в ходе движения основной трещины, и их образование меняет характер напряженного состояния [3, 4]. Ситуация оказывается схожа и с разрушением слоистого образца, когда трещина разрушения ориентирована перпендикулярно слоям, но движется в параллельном им направлении [5].

Высокие значения ударной вязкости, в том числе в области низких и криогенных температур, были также получены на образцах многослойных композиций 08X18+08X18N10, У8+08X18N10, 40X13+08X18N10. Последние были изготовлены по экспериментальному технологическому маршруту, включающему мерную резку заготовок из листов (по 50 попеременно чередующихся слоев каждой марки), вакуумирование пакета и последующее пластическое деформирование горячей прокаткой [6]. Указанный технологический цикл изготовления был проведен дважды, что позволило получить образцы толщиной 10 мм, имеющие после первого цикла структуру, состоящую из 100 слоев, при толщине единичного слоя 100 мкм, а после второго цикла около 2000 слоев, при толщине слоя около 5 мкм.

Результаты испытаний по определению ударной вязкости в образцах второго технологического цикла, как в направлении перпендикулярном, так и параллельном направлению проката, приведены в таблице.

Таблица

Значения ударной вязкости в исследуемых композициях после проведения второго технологического цикла*

Композиция	Толщина слоя, мкм	КСУ, Дж/см ²		
		20°С	-70°С	-196°С
40X13+08X18H10	5,0	<u>357</u>	<u>357</u>	<u>102</u>
		68	58	49
<u>340</u>		<u>320</u>	<u>370</u>	
68		60	30	
08X18+08X18H10		<u>360</u>	<u>360</u>	<u>360</u>
		360	80	70

* – в числителе, концентратор расположен перпендикулярно плоскости проката

– в знаменателе, концентратор расположен параллельно плоскости проката

Можно видеть, что формальный порог ВХП отсутствует у образцов с перпендикулярным расположением концентратора композиций 08X18N10+08X18 и У8+08X18N10, до температуры равной -196°C , а для образцов композиции 40X13+08X18N10 до температуры -70°C . Однако, отсутствие порога ВХП в исследуемых многослойных материалах, не является нарушением общей теории, а служит ее подтверждением. Учитывая, что при снижении температуры испытания наблюдается закономерное увеличение предела текучести, естественным становится увеличение работы, идущей на пластическую деформацию образцов, которые благодаря многослойному строению структуры, не подвергаются полному разрушению.

Список литературы:

1. Y. Kimura, T. Inoue, F. Yin, and K. Tsuzaki Inverse Temperature Dependence of Toughness in an Ultrafine Grain-Structure Steel: Science, 2008, vol. 320, pp. 1057–1060.
2. T. Inoue, F. Yin, Y. Kimura, K. Tsuzaki Metall. Mater. Trans. A, 2010, vol. 41A, pp. 341–355.
3. Мирзаев Д.А., Шабуров Д.В., Яковлева И.Л. и др. Исследование причин повышения вязкости ферритной стали 08X18T1 в результате повторной горячей прокатки//ФММ, 2004, Т.98. С.90 – 98
4. Мирзаев Д.А., Шабуров Д.В., Яковлева И.Л. и др. Влияние повторной горячей прокатки на ударную вязкость ферритной стали 08X18T1, охрупченной при исходной горячей прокатке//Деформация и разрушение. 2006, № 3. С.24 – 30.
5. Яковлева И.Л., Терещенко Н.А., Мирзаев Д.А. и др. Ударная вязкость и пластические свойства составных слоистых образцов по сравнению с монолитными//ФММ, 2007, Т104, №2, С.212 – 221.
6. Табатчикова Т.И., Плехих А.И., Яковлев И.Л., Ключева С.Ю. Структура и свойства многослойного материала на основе сталей, полученного методом горячей пакетной прокатки//Физика металлов и металловедение. 2013. – Т.114. - №7. – С. 633 – 646

**ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЕ КАРБИДНЫХ ФАЗ НА
СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И СВОЙСТВА ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ
СПЛАВОВ, ЭКОНОМЛЕГИРОВАННЫХ МЕТАЛЛАМИ IV И V ГРУППЫ**
Скороход К.А., Никулина А.А., Рябинкина П.А., Комаров П.Н., Иорх А.Е.

*Новосибирский государственный технический университет,
Новосибирск, Россия, k.skorokhod@mail.ru*

Постоянная интенсификация условий эксплуатации машин, агрегатов и строительных конструкций ставит перед материаловедцами достаточно сложную проблему создания новых экономичных сталей массового сортамента. Такие стали должны обладать комплексом высоких потребительских свойств: прочностью и пластичностью в широком интервале температур, минимальной температурой порога хрупкости, усталостной прочностью при статических и динамических нагрузках. Снижение металлоемкости, повышение надежности и долговечности деталей машин и конструкций тесно связаны с проблемой качества металлических сплавов. Низкое качество массовых марок сталей в ряде случаев не позволяет удовлетворить требования современного машиностроения при создании прин-

ципально новых машин и конструкций. Поэтому целесообразно совершенствовать методы упрочняющей технологии сплавов.

Особую перспективность в проблеме упрочнения промышленных сплавов является легирование и упрочнение микроструктурными барьерами. При добавке даже небольшого количества легирующих элементов повышается прочность и незначительно снижается пластичность, так как происходит затруднение в движении любой свободной незаблокированной дислокации с искаженной кристаллической решеткой матрицы за счет растворенных атомов.

Существенным вклад в повышении предела текучести вносят и различные структурные барьеры на пути движущихся дислокаций. В качестве одного из наиболее эффективных дислокационных механизмов упрочнения металлических материалов длительное время рассматривается упрочнение границами зерен. Важное достоинство механизма зернограницного упрочнения специалисты связывают с возможностью одновременного повышения, как прочностных свойств, так и трещиностойкости материалов. Предполагается, по крайней мере, что измельчение зеренной структуры не должно приводить к снижению вязкости разрушения.

Для реализации задачи описанной выше, будут использованы легирующие элементы и дополнительная термическая обработка для формирования высококачественных экономлегированных образцов.

Материалы системы «легирующий элемент - железо» относятся к группе материалов, которые при взаимодействии друг с другом образуют карбидные соединения. Для реализации процесса получения сплавов из материалов такого типа выбрана технология вакуумно-дугового переплава. Эта перспективная технология легирования материалов позволяющая получать высококачественные легированные сплавы. Технология вакуумной металлургии широко используется в различных отраслях промышленности: авиакосмической, машиностроении, атомной. Вакуумные печи идеально подходят для получения экономлегированных железоуглеродистых сплавов с высокой степенью очистки от примесей, без наличия окислений. Технология вакуумно-дугового переплава была реализована на кафедре «Материаловедения в машиностроении» НГТУ. В качестве легирующих элементов были выбраны титан, ниобий и ванадий, исходная сталь - инструментальная сталь марки У8А. Для более равномерного распределения карбидных соединений был проведен дополнительный отжиг при температуре 750°C после переплава.

На основании результатов, проведенных металлографических исследований были выявлены следующие закономерности. На нетравленных образцах видно, что отсутствуют дефекты в виде пор, трещин, пятнистых ликваций.

На травленных образцах можно наблюдать, что при легировании образцов при концентрации 0,1 % в структуре присутствует мартенсит. Формируется видманштеттова структура, характеризующаяся крупнозернистостью. При увеличении концентрации в структуре присутствует мартенсит, а так же наблюдаются небольшое количество перлитных колоний, происходит выделения карбидов. Выделяются карбиды титана. Увеличение содержания легирующего элемента приводит к выделению большего числа карбидов, имеющих правильную геометрическую форму. Преобладает мартенсит, при этом от границ первичного зерна аустенита можно наблюдать рост зерен феррита и колоний перлита. Островки пер-

лита растут не только за счет образования новых пластин, но и за счет роста старых пластин во всех направлениях. Карбидные пластины растут быстрее, чем ферритные, но содержание карбидообразующего легирующего элемента недостаточно, и происходит выделение карбидов на границе зерен. С увеличением концентрации легирующих элементов, уменьшается размер зерна. Увеличение содержания легирующего компонента до 0,8 % влияет на формирование структуры, в результате чего появляется игольчатый микрорельеф. При охлаждении уменьшается содержание углерода в аустените в чем? за счет образования карбидов, это влияет на выделение цементита, затем происходит формирование перлитной структуры с хорошо выделенными иглами цементита. Таким образом, структура образцов до термической обработки характеризуется наличием мартенсита при малом содержании легирующего элемента, при увеличении процентного содержания титана наблюдается уменьшение количества содержащегося мартенсита, преобладает трооститная структура. Также с увеличением количества титана наблюдается большее количество образовавшихся карбидов.

Список исследуемой литературы:

1. Счастливцев, В.М. Влияние отпуска на структуру и свойства патентованной стали / В.М. Счастливцев, И.Л. Яковлева, А.С. Заваров // ФММ. - 1980.- Т. 49, № 1. - С. 138-144.
2. Счастливцев, В.М. Структурные превращения в перлите при нагреве. I. Твердорастворное упрочнение ферритной составляющей перлита / Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Мирзаев Д.А. // ФММ. - 1994. - Т. 77, № 4. - С. 138-147.
3. Перлит в углеродистых сталях / В.М. Счастливцев, Д.А. Мирзаев, И.Л. Яковлева и др. - Екатеринбург: УрО РАН. - 2006. - 312 с.
4. Пикеринг, Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. / Ф.Б. Пикеринг Пер. с англ. - М.: Металлургия. , 1982. - 184 с.
5. Natting, J. The Physical Metallurgy of Alloy Steel / J. Natting // Journal of the Iron and Steel Institute. - 1969. - V. 207, №6. - P.872-893.

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА ПРЕЦИЗИОННЫХ СПЛАВОВ

Васюкова Е.С., Мазнический А.Н., Сприкут Р.В.

*ООО «Лаборатория специальной металлургии», г. Челябинск, Россия,
Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск, Россия,
vasyukova_es@mail.ru*

Прецизионные сплавы являются сплавами со специальными физическими и физико-механическими свойствами, уровень которых определяется точным химическим составом, чистотой сплава от неметаллических включений и вредных примесей, структурным состоянием и высокой точностью изготовления. Одним из них является магнитномягкий, коррозионностойкий сплав 16Х. Из него изготавливают магнитопроводы различных систем управления якорей и электромагнитов, пневматических и гидравлических клапанов, работающих без защитных покрытий в сложных условиях воздействия среды, температуры и давления. Поэтому помимо соблюдения требований к магнитным характеристикам, необходима высокая эксплуатационная стойкость.

Настоящее исследование проведено с целью установления причин аномалии ударной вязкости образцов некоторых плавок и разработки технологии,

направленной на повышение качества сплава. Изучались образцы, отобранные от прутков, сплава 16Х, полученного путем вакуумно-индукционной плавки (16Х–ВИ) и вакуумно-индукционной плавки с последующим вакуумно-дуговым переплавом (16Х–ИД).

В результате работы подобрана оптимальная температура нагрева металла перед прокаткой для получения однородной структуры по длине и сечению. Изучена микроструктура образцов после закалки с различных температур. Установлено, что аномалия ударной вязкости объясняется структурным несовершенством строения сплава из-за незавершенности процесса рекристаллизации и расслоением твердого раствора. Высокотемпературный отжиг образцов приводит к частичному устранению структурных несовершенств и повышает ударную вязкость. Определяющее влияние на механические свойства оказывает структурное состояние сплава, чистота границ зерен и величина зерна.

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТЕОРИТНОМ МЕТАЛЛЕ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЗЕМНЫХ УСЛОВИЙ

Яковлев Г.А, Гроховский В.И.

*Уральский федеральный университет имени первого Президента России
Б.Н. Ельцина, Физико-технологический институт, Екатеринбург, Россия,
yakovlev.grigoriy@gmail.com.*

Основными металлическими фазами в метеоритах являются камасит α -Fe(Ni) и тэнит γ -Fe(Ni). В большинстве случаев они представлены крупными монокристаллами, химический состав и структура которых соответствуют максимально возможной степени равновесия в системе Fe-Ni. Однако метеориты, попавшие на Землю, оказываются подвержены влиянию факторов окружающей среды (земная атмосфера, микроорганизмы, вода). Их воздействие нарушает термодинамическое равновесие, достигнутое в космических условиях, что приводит к преобразованию метеоритных минералов.

В данной работе рассмотрена диффузионно-индуцированная рекристаллизация в метеоритном металле, инициированная его пребыванием в земных условиях, на примере метеоритов Билибино и Алискерово, найденных в Магаданской области. Метеорит Билибино был найден под толщей аллювиальных отложений мощностью 14–17 м [1]. Глубина залегания метеорита Алискерово точно неизвестна, по косвенным признакам индивидуальный фрагмент был обнаружен на расстоянии 7–8 метров от поверхности [2].

Оба метеорита были исследованы с помощью оптического микроскопа Carl Zeiss Axiovert 40 MAT и растрового электронного микроскопа Zeiss Sigma VP. Измерение локального химического состава было проведено методом EDS при помощи детектора X-Max и программного обеспечения INCA Oxford Instruments. Картины дифракции отраженных электронов были получены на приставке HKL NORDLYSS с программным обеспечением Channel 5.

Метеорит Алискерово относится к группе средних октаэдритов IIIЕ-an. Примерно 4% поверхности его шлифа рекристаллизовано. В районе межфазных границ камасита с массивными фосфидами наблюдаются области зарождения новой большеугловой границы (рис. 1.а). Вблизи некоторых фосфидов наблюдаются серии последовательных линий с повышенной травимостью, связанные по всей видимости с положениями прежних границ. В метеорите Билибино IIAB (грубый

октаэдрит) рекристаллизовано примерно 80% поверхности шлифа. В изученном образце также наблюдаются следы остановок прежних границ (рис. 1.б). Замечено, что вблизи дисперсных фосфидов фронт реакции выгибается. Помимо ромбовидных фосфидных включений, рассеянных по всей поверхности шлифа, наблюдаются более крупные включения прямоугольной формы с содержанием фосфора около 15 весовых %. Эти крупные включения проходят как через рекристаллизованные области, так и через исходную фазу.

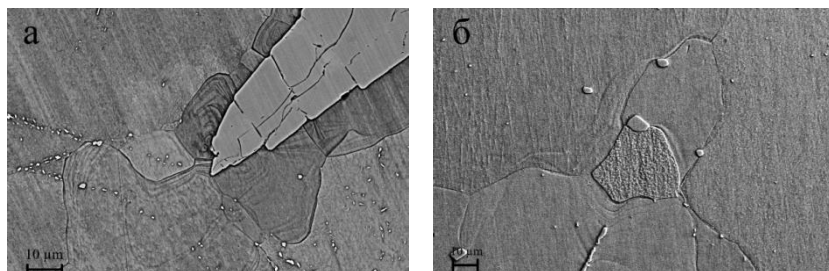


Рис. 1. Электронные изображения рекристаллизованных участков:
а) в метеорите Билибино; б) в метеорите Алискеро

Объяснением наблюдаемых структурных изменений в виде зарождения новых зерен может служить диффузионно-индуцированная миграция границ зерен (ДИМГЗ). Считается, что структурные изменения в системе Fe–Ni ниже 350 °C не возможны ввиду предельно низких значений объемной диффузии. Однако в рассматриваемых случаях по межфазным границам металл–фосфид длительное время проходила диффузия окислительных ионов. Это привело к зарождению новых большеугловых границ в монокристаллической матрице на стадии, предшествующей низкотемпературной коррозии (возможно имеет место зернограничный эффект Киркендалла). Определяющую роль в этом процессе играет зернограничная диффузия в мигрирующих границах. Скорость такой диффузии на несколько порядков величины выше скорости объемной диффузии. Поэтому наблюдаемые структурные реакции – это способ достижения равновесия в системе Fe–Ni при низких гомологических температурах.

При эффекте Киркендалла из-за нескомпенсированных диффузионных потоков по разные стороны границы происходит её миграция [3]. Из-за разности потоков по одну сторону образуется больше вакансий, чем по другую. Соответственно граница «проваливается» в направлении, содержащем большее число вакансий. Процесс ДИМГЗ приводит к выделению субмикроскопических выделений кислородсодержащих фаз, что обуславливает повышенную травимострость продуктов реакции.

Обнаружение незавершенных реакций в железных метеоритах, длительное время находившихся в земных условиях, позволило выявить новый тип структурных изменений в сплавах Fe–Ni и минералах метеоритов, что играет существенную роль в преобразовании вещества внеземного происхождения в земных условиях.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (Проект 5.3451.2017 / 4.6) и гранта РФФИ № 16-38-00532 мол. а.

Литература

1. Павлов Г.Ф., Пляшкевич А.А., Савва Н.Е., Бохордоев В.Я. Эволюция космического вещества в земных условиях (на примере железного метеорита Билибино) // Метеоритика. 1985. 44. Р. 46-51.
2. Желнин С.Г., Пляшкевич А.А., Пляшкевич Л.Н., Сандомирская С.М. Железный метеорит Алискерово // Метеоритика. 1980. 39. Р. 54-63.
3. den Broeder F.J.A. Diffusion-induced grain boundary migration and recrystallization, exemplified by the system Cu-Zn // Thin Solid Films. 1985. 124. Р. 135-148.

СКЛЕРОМЕТРИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМУ ПЛАЗМЕННОМУ АЗОТИРОВАНИЮ С ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩЕЙ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКОЙ

Лежнин Н.В.¹, Макаров А.В.¹, Осинцева А.Л.², Гаврилов Н.В.³

¹ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия, nlezhnin@bk.ru

²ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

³ИЭФ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

Азотирование является одним из эффективных способов повышения трибологических свойств аустенитных нержавеющей сталей. Однако азотирование при температурах выше 450 °С приводит к образованию нитридов хрома и ведет к снижению коррозионных свойств. Таким образом вызывает большой интерес получение упрочненного слоя при температурах азотирования ниже 450 °С, что позволяет получить пересыщенный твердый раствор азота с высокой твердостью при высокой коррозионной стойкости.

В рамках данной работы проводилась комбинированная обработка закаленных в воде от 1100 °С пластин стали 04X17H8T (химический состав представлен в таблице 1), включавшая в себя предварительную фрикционную обработку скользящим индентором из синтетического алмаза для создания поверхностного слоя с измельченной структурой (вплоть до наноструктуры) и улучшения диффузии в глубь металла, с последующим азотированием в плазме электронного пучка в течение 4 часов при температурах 350 °С и 400 °С.

Таблица 1. Химический состав стали 04X17H8T (аналог AISI 321), масс. %

Fe	C	Cr	Ni	Mn	Si	Ti
Осн.	0,04	16,77	8,44	1,15	0,67	0,32
Cu	Mo	Co	V	P	Nb	S
0,31	0,26	0,12	0,12	0,04	0,03	0,005

Склерометрические испытания коническим индентором с алмазным наконечником диаметром 50 мкм при линейном увеличении нагрузки от 0,5 мН до 5000 мН (500 гс) показали, что предварительная фрикционная обработка существенно улучшает сопротивление разрушению азотированного слоя по сравнению с крупнокристаллическими образцами, азотированными при тех же температурах.

Так, в случае азотирования при 350 °С, критическая нагрузка образования трещин напряжения увеличилась с 1100 мН до 5000 мН, а в случае азотирования при 400 °С такие трещины не наблюдаются в диапазоне нагрузок испытания. Крупные сколы азотированного слоя (до 100 мкм), характерные для крупнокристаллических образцов, после предварительной фрикционной обработки не наблюдаются. В случае предварительной фрикционной обработки на начальных стадиях испытания характерно образование небольших латеральных трещин (порядка нескольких микрон), которые при увеличении нормальной нагрузки сменяются небольшими сколами (размером менее 10 мкм по обеим сторонам трека), вызванными упругим восстановлением материала после снятия нагрузки. Глубина внедрения индентора уменьшилась в два раза по сравнению с азотированием в закаленном крупнокристаллическом состоянием и в три раза по сравнению с исходным закаленным состоянием. Наряду с установленной меньшей склонностью к растрескиванию и образованию сколов на наноструктурированной азотированной поверхности это свидетельствует о большей глубине азотированного слоя в случае предварительной фрикционной обработки, а также о его более высокой устойчивости к контактным нагрузкам.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 15-08-07947) и в рамках Комплексной программы УРО РАН (проект № 18-10-2-39).

ОСОБЕННОСТИ ИСПЫТАНИЯ ТОНКОЛИСТОВЫХ СТАЛЕЙ НА МАЛОЦИКЛОВУЮ УСТАЛОСТЬ

Линдеров М.Л.¹, Мерсон Д.Л.¹, Нужин И.Н.², Брынько А.Н.²

¹*Лаборатория физики прочности и интеллектуальные диагностические системы
Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия*

²*ПАО "Магнитогорский металлургический комбинат", Магнитогорск, Россия
dartvi@gmail.com*

Определение коэффициентов в известном уравнении Коффина-Мэнсона является важной технической задачей, так как они широко используются как для расчета на долговечность деталей, работающих в области малоциклового усталости, так и при моделировании различных технологических процессов, например, штамповки. Для этого имеется ряд стандартных методик [1, 2], согласно которым металл необходимо циклически деформировать с постоянной амплитудой деформации при знакопеременном нагружении. Однако подобное испытание при использовании тонколистового металла сопряжено со значительными трудностями в связи с потерей его устойчивости при переходе фазы деформации от растяжения к сжатию. В таком случае (при испытании образцов с толщинами менее 2,5 мм) стандарт [2] предполагает использование специальной оснастки, применение которой, однако, не всегда является возможным ввиду конструктивных особенностей испытательной машины.

В представленной работе проводилось испытание на малоцикловую усталость сталей с толщинами от 0,6 мм до 2,0 мм с использованием специально разработанной оснастки (кондуктора), позволяющей исключить потерю устойчивости (рисунок), по результатам которого были получены корректные коэффициенты уравнения Коффина-Мэнсона.

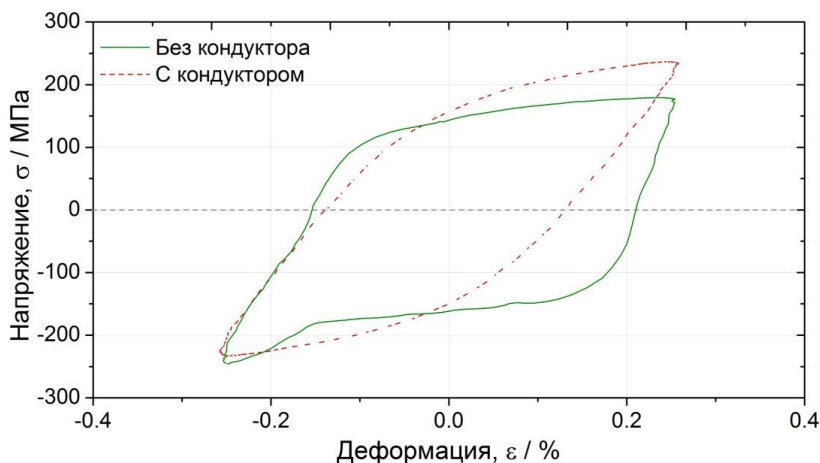


Рисунок – Типичные петли, полученные при проведении испытаний с постоянной амплитудой деформации, с использованием кондуктора и без него

Литература

1. ASTM E606 Standard Test Method for Strain-Controlled Fatigue Testing
2. ISO 12106-2003 Metallic materials. Fatigue testing. Axial-strain-controlled method

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ГАЛЬВАНИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ

Кулемина А.А.

*ФГБОУ ВО «Тюменский индустриальный университет»,
г. Тюмень, Россия, kuleminaaa@tyuiu.ru*

Использование гальванических покрытий для повышения коррозионной стойкости деталей машин, а также повышения физико-механических свойств используется довольно широко. Однако применение электролитических сплавов с этой целью изучено недостаточно. Также недостаточно хорошо изучен вопрос применения термической обработки для улучшения эксплуатационных характеристик получаемых покрытий. Исследование покрытий непосредственно после осаждения и подвергнутых термической обработке позволяет вывести определенные закономерности по изменению этих характеристик.

Объектом исследования явились никель-молибденовые, осажденные в при различных режимах и подвергнутые отжигу. Изучение структуры и свойств электролитических покрытий на стадиях дорекристаллизационного и рекристаллизационного отжига имеет большое практическое значение, поскольку эксплуатация изделий с гальванопокрытиями нередко связана с их нагревом. Кроме того, отжиг применяют как самостоятельную операцию термообработки покрытий для стабилизации свойств.

При определении коррозионной стойкости никель-молибденовых покрытий использовали гравиметрический метод. Испытания покрытий проводили в мо-

дельных средах 3% NaCl, и 3%NaCl с добавлением ледяной уксусной кислоты, а также в средах состоящих из попутнодобываемой воды месторождений Западной и Восточной Сибири.

Гальванические покрытия сплавами никель-молибден формируются при условиях далеких от равновесных, и в связи с этим структура получаемых покрытий может существенно отличаться. Применение термической обработки позволяет снизить внутренние напряжения растяжения, возникающие при осаждении, а также стабилизировать свойства покрытий.

Данные полученные при проведении исследований свидетельствуют, что никель-молибденовые сплавы имеют различную структуру, формируемую в процессе осаждения, а также при отжиге, и как следствие природно-климатические среды различных регионов оказывают различное влияние на коррозионную стойкость покрытий. Это обстоятельство необходимо учитывать при оптимизации технологических параметров электроосаждения и термообработки покрытий в зависимости от конкретных условий эксплуатации.

Список использованной литературы:

1. Ковенский, И. М. Формирование структуры никель-молибденовых сплавов при электроосаждении и отжиге / И. М. Ковенский, А. А. Неупокоева, И. А. Венедиктова, А. Г. Обухов // Тюмень, ТюмГНГУ Известия вузов. Нефть и газ. -№2 – 2015г. - с. 97-100
2. Ковенский, И. М. Формирование структуры и свойств металлических покрытий, адаптированных к различным условиям эксплуатации / И.М. Ковенский, А. А. Неупокоева // Тюмень, ТюмГНГУ Известия вузов. Нефть и газ. 2012г. - №2 – с. 101-107

ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННАЯ ОБРАБОТКА КАК СПОСОБ ПРОИЗВОДСТВА ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Голубева А.А., Дмитриев В.Н., Коновалов С.В.

*ФГАОУ ВО «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева» (Самарский университет),
г. Самара, Россия, gol.nastya2018@yandex.ru*

Для производства металлических порошков существуют множество способов. Они делятся на механические, физико-химические методы.

Механические методы обеспечивают производство порошка из сырья без существенного изменения химического состава. К физико-химическим относят методы, связанные с физико-химическими превращениями исходного сырья, при этом химический состав и структура конечного продукта – порошок - существенно отличается от исходного материала.

Электроэрозионная обработка - это технология, основанная на принципе разрушения поверхности изделия под действием электрического разряда. Основоположниками технологии являются советские ученые-технологи Б.Р. Лазаренко и Н.И. Лазаренко.

Как известно, метод ЭЭО имеет три основные области применения с различным его практическим использованием: электроэрозионная размерная обработка (ЭЭРО), электроискровое легирование (ЭИЛ), электроэрозионное диспергирование.

Электроэрозионное диспергирование является одним из способов изготовления порошковых материалов. В настоящий момент он в основном применяется для переработки твердых сплавов. Однако есть множество исследований посвященных изучению производства металлических порошков с заданными свойствами с помощью электроэрозионного диспергирования.

Для производства порошкового материала можно использовать не только электроэрозионное диспергирование, но и использовать отходы электроэрозионной размерной обработки.

Отходы ЭЭРО – шлам обрабатываемых материалов, в нем содержатся микропорошки, которые в основном состоят из частиц сферической формы с примесями графита, меди и минерального масла. При должной очистке эти порошки можно использовать как первичное сырье в производстве металлических изделий.

Таким образом, электроэрозионная обработка является перспективным направлением исследования как способа производства металлических порошков. Предстоит осуществить немало экспериментов для выявления зависимостей состава и свойств получаемых порошков от режимов обработки, состава диэлектрической жидкости и других составляющих технологии.

Список использованной литературы

1. Электроискровая обработка металлов // Труды ЦНИЛ-Электром / Ред. Б. Р. Лазаренко. — М.: Изд-во АН СССР.- 1957. - Вып. 1. - 228 с.
2. Лазаренко Б.Р., Лазаренко Н.И. Технологические характеристики электроискровой обработки токопроводящих материалов // Проблемы электрической обработки материалов АН СССР, 1962. С 44-51.
3. Лазаренко Б.Р. Лазаренко Н.И. Современный уровень развития электроискровой обработки металлов и некоторые научные проблемы в этой области // Электроискровая обработка металлов. М.: АН СССР. С. 9-37.
4. Лазаренко Б.Р. Лазаренко Н.И. Электрическая эрозия металлов. М.: Госэнергоиздат, 1944. 28с.
5. Фоминский Л.П. Возможность производства порошков и утилизация металлоотходов электроэрозионными методами//Электрофизические и электрохимические методы обработки. 1983. № 8. С. 6–8.

**ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО
ЖИДКОСТНОГО БОРИРОВАНИЯ С ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ
РАЦИОНАЛЬНЫХ СТРУКТУР ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ
И СЕРДЦЕВИНЫ СТАЛИ 30ХГСА**

Красуля А.А., Помельникова А.С., Цих С.Г.

МГТУ им.Н.Э.Баумана, Москва, Россия, krasulya230593@gmail.com

Создание новых технологий требует новых материалов и способов их получения. Долговечность современного оборудования и узлов этого оборудования зависит от способности поверхности сопротивляться различным видам коррозии и износа, а также иметь повышенную поверхностную твердость и прочность. Борирование является наиболее перспективным способом насыщения для повышения стойкости против коррозии и задираемости, повышения износостойкости по сравнению с азотированием, цементацией, цианированием [1-3].

В настоящее время не существует метода борирования, который бы по своим технико-экономическим показателям значительно превосходил все остальные.

Каждый из методов борирования имеет достоинства и недостатки. Выбор метода должен проводиться с учетом характера обрабатываемых изделий, условий их работы, массовости изготовления, экономичности и т. д [4].

С точки зрения технологической простоты наиболее оптимальным является жидкостное борирование. Обычно, борирование сталей проводится при высоких температурах (900-1000°C). Однако повышенная температура нежелательна, ввиду образования пористости, расслоения поверхности, поводок и короблений деталей. Поэтому для исключения этих дефектов лучше применять низкотемпературные процессы [2,3].

Одним из преимуществ технологии низкотемпературного жидкостного борирования (НЖБ) является то, что ее можно применять как заключительную обработку после улучшения. Температура процесса НЖБ совпадает с температурой высокого отпуска ряда улучшаемых сталей.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния режимов низкотемпературного жидкостного борирования на структуру и свойства (твердость) стали 30ХГСА.

Исследование проводилось на образцах стали 30ХГСА, предварительно прошедших улучшение (закалка 880°C и высокий отпуск 580 °C). Процесс НЖБ проводился при различных температурах : 580, 600, 630°C в течении 14 ч.

Микроструктуру боридных слоев изучали на поперечных шлифах с помощью микроскопа Olympus GX51 при различном увеличении.

Микротвердость измеряли на микротвердомере EMCO-Test DuraScan 20 при нагрузке 100 г.

Рентгеноструктурный анализ проводился на дифрактометре ДРОН-3М (излучение CuK α , с монохроматором). Регистрация и обработка данных производилась с помощью пакета программных средств «GLRDIF».

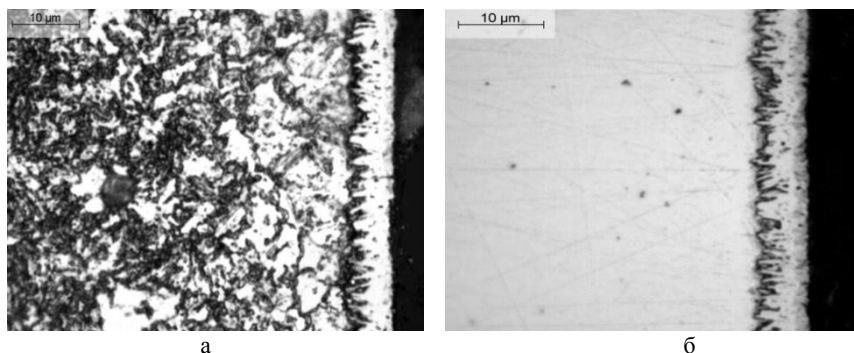
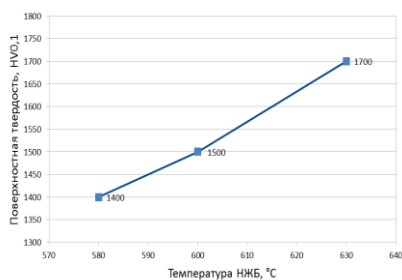
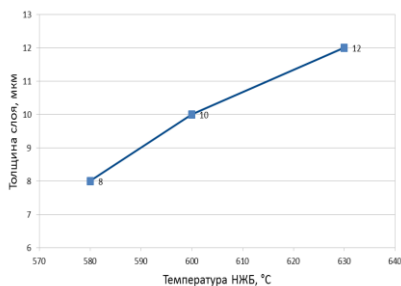


Рис.1 Микроструктура борированного слоя при НЖБ при температуре 600 °C после травления (а) и без травления (б)

Зависимости влияния температуры на толщину и микротвердость борированного слоя приведены на рис.2.



а



б

Рис.2 Зависимость поверхностной микротвердости (а) и толщины слоя (б) от температуры борирования

Из рис.2 видно, что с увеличением температуры борирования с 580⁰С до 630⁰С микротвердость борированного слоя увеличилась с 1400 до 1700 HV, а толщина слоя с 8 до 12 мкм. При этом твердость сердцевины соответствовала значениям после улучшения.

Рентгеноструктурный анализ показал, что основными фазами на поверхности являются бориды железа типа FeB и Fe₂B, причем большую интенсивность имеют пики Fe₂B.

Полученные результаты показали возможность оптимизации режимов низкотемпературного жидкостного борирования с целью получения рациональных структур поверхностного слоя и сердцевины стали 30ХГСА.

Список литературы:

1. Лабунец В.Ф., Ворошнин Л.Г., Киндрачук М.В. Износостойкие боридные покрытия— К.: Тэхника, 1989. — 158 с. — ISBN 5-334-00329-4.
2. Ворошнин Л.Г., Ляхович Л. С. Борирование стали.— М. :Металлургия, 1978.
3. Глухов В.П. Боридные покрытия на железе и сталях. Киев: Наукова Думка, 1970. — 208 с.
4. Крукович М.Г. Пластичность борированных слоев М.: Физматлит, 2010. — 384 с. — ISBN 978-5-9221-1240-6.

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ ASP2030 ПЕРЕД ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Курганов А.В.

ОГУ, Оренбург, Россия, andrei_kurganov@mail.ru

Исходя из анализа литературных источников выявлено, что разработка способов и режимов упрочнения, в том числе с использованием методов нанесения покрытий на поверхность инструмента из порошковых быстрорежущих сталей является актуальной научно-технической задачей, и в каждом конкретном случае требует индивидуального подхода для ее решения. В данной работе целью исследования является оптимизация параметров термической обработки материала из быстрорежущей стали типа ASP2030 для последующей обработки параметров химико-термической обработки

В порошковой металлургии используются различные виды термической обработки порошковых материалов как для улучшения физико-механических характеристик, так и для придания материалас специальных свойств. Работа посвящена разработке технологического процесса термической обработки порошковых стале в соляных ваннах.

Технолоическая последовательность термической обработки спеченных деталей приведена в таблице 1

Для исследования влияния режимов термической обработки на физико-механические свойства спеченных материалов был выбран материал марки ASP 2030.

Образцы подвергали термообработке в соляных ваннах: нагрев под закалку в ванне состава 85% BaCl₂ + 15% NaCl. Температуру контролировали с точностью $\pm 10^0$ C

Таблица 1 Режимы термической обработки

Операция	Среда	Температура, 0 C	Время, мин
Отжиг	Воздух	900	60
Нагрев под закалку	Соляная ванная 85% BaCl ₂ + 15% NaCl	1230	2
Закалка	Масло	20	3-6
Сушка	Сжатый подогретый воздух	70-100	3-6
Отпуск	Соляная ванная	550	60
Охлаждение	Воздух	20	3-6
Промывка	Вода	20	3-6
Сушка	Воздух	20	3-6

Карта термической обработки представлена в графическом изложении, рисунок 1.

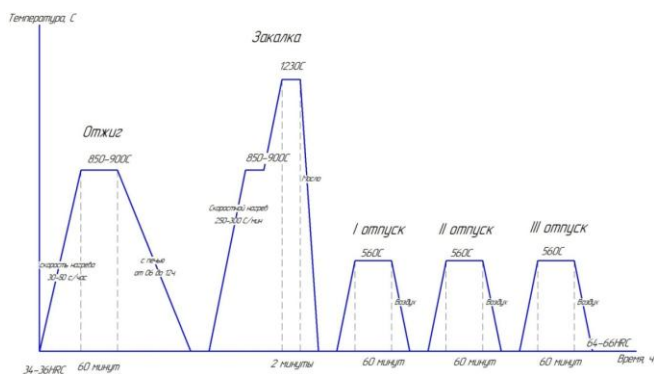


Рис. 1. Технологическая карта процесса термической обработки

На рисунке 1 по оси ординат обозначена температура термообработки. На оси абсцисс наглядно дают информацию две шкалы: время и твердость. Первая операция термообработки – отжиг, который производится при температуре 850-900 °С, в течение времени определяемом в зависимости от диаметра заготовки из расчета одна минута на 1 мм. сечения.

Отжиг предназначен для приведения микроструктуры стали в равновесно состояние и выравнивания химического состава по объему металла.

Вторая операция – закалка. Максимальная температура нагрева под закалку составила 1230 °С с выдержкой 2 минуты.

После отжига и закалки был произведен трехкратный отпуск. Наиболее полное превращения обеспечиваются при трехкратном отпуске, который проводился при температуре 550-570 °С с выдержкой по 1 часу.

Список использованных источников

1. Богодухов, С.И. Материаловедение и технологические процесс машиностроительного производства: Лабораторный практикум/ С.И. Богодухов, В.И. Юршев, А.Д. Проскурин и др. часть 1. Оренбург: ГОУ ОГУ, 2004. - 210 с.
2. Тылкин, В.И. «Справочник термиста ремонтной службы». М.1985.
3. Конструкционные материалы: Справочник/Б.Н Арзамасов, В.А. Брострем, Н.А. Буше и др.; под общ.ред. Б.Н Арзамасова. – М.: Машиностроение, 1990. – 688 с. – ISBN 5-217-01112-2.
4. Лахтин, Ю. М. Материаловедение: учебник для высших технических учебных заведений / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева — 3-е изд., перераб. и доп.— М.: Машиностроение, 1990. —528с: ил. ISBN5-217-00858-X
5. Арзамасов, Б. Н. Материаловедение: учебник для высших технических учебных заведений / Б. Н. Арзамасов, И. И. Сидорин, Г. Ф. Косолапов и др.; под общ.ред. Б. Н. Арзамасова.—2-е изд., испр. и доп.— М.: Машиностроение, 1986.—384 с.
6. Новиков, И.А. Теория и технология термической и химико-термической обработки металлов и сплавов / Учебник для высших учебных заведений / И.А. Новиков.— М.: Машиностроение, 1986. – 268 с.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА ЭП718 ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В НЕФТЯНОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

Шахматов А.В., Алексеева Е.Л.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
Россия, Санкт-Петербург, e.alekseeva@onti.spbstu.ru*

С истощением легко добываемых запасов нефти все более ужесточаются условия добычи, при этом растет потребность в использовании коррозионно-стойких и прочных материалов. Одним из таких материалов, применяющихся для изготовления бурильного оборудования и оборудования для заканчивания скважин является сплав ЭП718 (ХН45МТЮБР), используемый в качестве аналога сплава Инконель 718, разработанного для применения в авиационной промышленности и позднее оптимизированного для целей нефтяной промышленности исходя из требований немагнитности, прочности, коррозионной стойкости.

Условия нефтяных скважин подразумевают наличие высоких давлений и температур, низкого рН, наличия сероводорода и углекислого газа, хлоридов, а также особые виды нагружения конструкции. Дисперсионное твердение сплава

ЭП718 позволяет добиться необходимых прочностных характеристик по всему сечению круглой заготовки, а химическая композиция сплава обеспечивает высокую коррозионную стойкость.

Цель исследования – оценка структуры, коррозионных и прочностных свойств сплава ЭП718 в сравнении со сплавом Инконель 718 для выявления возможностей и ограничений использования в нефтедобывающей промышленности.

При исследовании структуры сплава ЭП718 после двойного переплава иковки отмечается значительный разброс по величине аустенитного зерна 40-600 мкм, а также наличие в структуре множественных карбидов/нитридов титана, ниобия, карбидов сложного состава, состоящих из Cr, Mo, W, а также сульфидов титана в направленииковки, рис.1.



Рис.1. Микроструктура сплава ЭП718

Оценка свойств исследуемого сплава ЭП718 в сравнении с зарубежным сплавом Инконель 718, показала, что сплав Инконель 718 имеет более высокую коррозионную стойкость. Снижение коррозионной стойкости сплава ЭП718 может объясняться отличной от Инконель 718 химической композицией, а также наличием в структуре фаз, снижающих питтинговость. Такими фазами могут являться сульфиды и карбиды.

Определенные прочностные характеристики после аустенизации и двойного старения, оказываются в пределах требуемых значений с возможностью их повышения за счет изменения процедуры термической обработки, а также за счет снижения количества нежелательных фаз, образующихся при кристаллизации.

В сравнении со сплавом Инконель 718 отечественный сплав ЭП718 имеет существенное преимущество, так как в системе Ni-Fe-Cr, легированной W-Mo-Ti-Al-Nb имеется низкая вероятность образования δ -фазы, являющейся негативной при эксплуатации средах, где возможно водородное охрупчивание.

В настоящее время значительная часть оборудования, изготавливаемого из сплавов типа «Инконель» и предназначенного для нефтегазодобывающей отрасли страны, производится иностранными компаниями, хотя одной из ключевых позиций программы импортозамещения является изготовление собственного оборудования для этой отрасли, вследствие чего в ближайшее время следует ожидать роста его производства. Для изготовления подобного оборудования внутри страны необходимы качественные высокопрочные коррозионностойкие материалы

собственного производства, в том числе сплава ЭП718, который обладает потенциалом для широкого применения в данном направлении.

Список литературы:

1. M. Iannuzzi, A. Barnoush, R. Johnsen, Materials and corrosion trends in off-shore and subsea oil and gas production./ npj. Materials Degradation, 1, 2017, pp. 1-11.
2. Xu J., John H., Wiese G., Liu X. Oil-grade alloy 718 in oil field drilling application./ 7th international symposium on superalloy 718 and derivatives TMS, 2010.
3. Hibner E. L. and Tassen C. S. Corrosion Resistant OCTG's and Matching Age-Hardenable Bar Products for a Range of Sour Gas Service Conditions. / Corrosion 2001.
4. Реформатская И.И. Влияние структурообразующих факторов на коррозионно-электрохимическое поведение железа и нержавеющей сталей./ Рос. хим. ж. (Ж. Рос. хим. об-ва им. Д.И. Менделеева). 2008. Т. LIT. № 5. С. 16-24.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БЕСКАРБИДНОГО БЕЙНИТА В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ

Калетин А.Ю., Калетина Ю.В.

*Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,
Екатеринбург, Россия, akalet@imp.uran.ru*

Исследованы особенности структуры бейнита низкоуглеродистых легированных конструкционных сталей 15X2H3МФ, 14X2H2ГМФ и 10X2H3ГМ, не содержащих кремний или алюминий. Бейнитную структуру получали в результате непрерывного медленного охлаждения со скоростью $V_{\text{охл}}=5$ °C/мин от температуры аустенитизации.

Установлено, что в этих конструкционных сталях после такой термообработки исключено перлитное превращение и образуется полностью бейнитная структура. Электронно-микроскопические исследования показали, что отличительной особенностью структуры бейнита исследованных низкоуглеродистых хромоникельмолибденовых сталей по сравнению со среднеуглеродистыми является полное отсутствие выделений карбидов. Морфология бейнита в исследованных низкоуглеродистых сталях практически одинаковая. Наблюдаются кристаллы бейнитного феррита глобулярной и реечной формы и остаточный аустенит в виде островковых и пленочных участков. Таким образом, в сталях после такой обработки образуется структура так называемого бескарбидного бейнита.

Исключение карбидообразования в процессе промежуточного превращения и образование бескарбидного бейнита обеспечило получение высоких значений ударной вязкости (KCU на уровне 1,1 - 1,3 МДж/м²) при значениях предела прочности около 1100 - 1250 МПа. Количество остаточного аустенита составляло от 9 до 15 %. Остаточный аустенит содержал около 0.8-1.0 % С, при этом основная доля углерода, присутствующего в стали (от 72 до 86 %), находилась в этом остаточном аустените.

Таким образом, образование бескарбидного бейнита возможно не только в сталях, легированных такими элементами, как кремний и алюминий, интенсивно подавляющими карбидообразование при изотермических выдержках в интервале температур промежуточного превращения, но и в низкоуглеродистых сталях, в которых легирование обеспечивает полную бейнитную прокаливаемость при небольших скоростях непрерывного охлаждения. Получение бескарбидного бей-

нита в таких сталях позволяет получать повышенные значения прочности и ударной вязкости.

Работа выполнена в рамках государственного задания (тема «Давление») при частичной поддержке РФФИ (проект № 16-03-00043).

**ПРИМЕНЕНИЕ СОВРЕМЕННЫХ МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ
ДЛЯ ОЦЕНКИ ПРИЧИН ПОВРЕЖДЕНИЯ И СОСТОЯНИЯ
МЕТАЛЛА ТРУБОПРОВОД**

Дорофеева А. Г. Плеханов В. И.

На сегодняшний день существует множество методов исследования, которые позволяют выяснить истинные причины повреждения, разрушения металла трубопроводов и последующего выхода их из строя. Более точные показатели будут у комплексных исследований.

В качестве объекта исследования был представлен элемент трубы $\varnothing 219 \times 8$ мм (в виде катушки) длиной около 600 мм со сквозным коррозионным отверстием (рисунок 1). Участок поврежденной трубы относится к трубопроводам системы нефтесбора Кальчинского месторождения и, согласно представленной схеме, находился в непосредственной близости от узла переключения задвижек 35 (УПЗ-35).

Для установления характера коррозионного повреждения и определения причин преждевременного выхода из строя были проведены следующие работы: визуальный осмотр и геометрические измерения; оптико-эмиссионный спектральный анализ материала трубы; механические испытания металла трубы на соответствие сертификатным данным и требованиям ТУ 14-157-50-97; металлографические исследования металла трубы; анализ коррозионных отложений трубы с определением вида коррозии.

С наружной поверхности повреждение представляет собой сквозное коррозионное отверстие размером 16×7 мм с неровными краями (рисунок 2). После удаления защитного покрытия из экструдированного полиэтилена на наружной поверхности других дефектов не обнаружено.



Рисунок 1. Общий вид представленного участка трубы

На внутренней поверхности наблюдаются отложения от темно-серого до коричневого цвета толщиной порядка 1,0-1,5 мм, местами в виде наростов высотой до 4-5 мм. Отложения неоднородные, рыхлые, легко отделяются от поверхности и по своей структуре и внешнему виду походят на загустевшие нефтепродукты (рисунок 3).



Рисунок 2 - Вид сквозного коррозионного отверстия с наружной поверхности трубы



Рисунок 3 - Вид отложений на внутренней поверхности с наростом

По результатам проведенного исследования можно заключить, что металл трубы в полной мере соответствует требованиям ТУ 14-157-50-97 и данным, указанным в сертификате №187, на сталь марки 20С. Мелкозернистость структуры, отсутствие полосчатости в сочетании с низким содержанием вредных примесей (серы и фосфора) обеспечивают высокие показатели механических свойств, в особенности ударной вязкости во всем интервале температур.

Технологических дефектов в структуре металла не обнаружено.

Причиной преждевременного выхода из строя трубы Ø219×8мм системы нефтесбора Кальчинского месторождения явилась микробиологическая коррозия металла. Высокая интенсивность коррозионного разрушения трубы связана с концентрацией продуктов жизнедеятельности СВБ в местах образования их адгезированных колоний, чему способствовали повышенная зараженность транспортируемых сред, отсутствие комплекса очистных мероприятий и низкая скорость движения газожидкостной смеси.

1. Е.Л. Пехташева, Биоповреждения и предохранение непищевых материалов, Москва, Изд. «Мастерство», 2002, 224 стр.

2. Оптический эмиссионный спектральный анализ [Электронный ресурс] Компания "ТехОборудование", Санкт-Петербург, 2008, режим доступа <http://techob.ru/metodyi-analiza/opticheskij-emissionnyij-spektralnyij-analiz-oesa.html>

3. Г.Е. Заиков «Горение, деструкция и стабилизация полимеров», Санкт-Петербург, «Научные основы и технологии», 2008, 422 стр.

4. Сертификат качества №187 от 2008г. на трубную продукцию. Наименование продукции: трубы стальные бесшовные, горячедеформированные повышенной хладостойкости и коррозионной стойкости.

5. Биологическая коррозия (Биокоррозия) [Электронный ресурс] Компания "Нанопротэк", Санкт-Петербург, 2009, режим доступа <http://www.nanoprotech.ru/clauses/korroziya-obschee/biologicheskaya-korroziya-biokorroziya.html>

6. Ивановский, В.Н. Теоретические основы процесса коррозии нефтепромыслового оборудования. Инженерная практика/ В.Н. Ивановский, 2010, 4-14 стр.

7. Р. Хайдерсбах, «Защита от коррозии и металловедение оборудования для добычи нефти и газа», Санкт-Петербург, Изд. «ЦентрЛитНефтеГаз», 2014, 45-71 стр.

8. ТУ 14-157-50-97. Трубы бесшовные, горячедеформированные, нефтегазопроводные с повышенными эксплуатационными свойствами.

9. ГОСТ 8732-78 «Трубы стальные бесшовные горячедеформированные. Сортамент».

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ Fe-Ni ВНЕЗЕМНОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ

Гроховский В.И.

*Уральский федеральный университет, Физико-технологический институт,
г.Екатеринбург, Россия, grokh47@mail.ru*

Металлические фазы Fe-Ni-Co наблюдаются во всех объектах внеземного происхождения, доступных для изучения в настоящее время. Вместе с тем, сплавы на основе Fe-Ni являются базой для многих промышленных сталей. Кроме того, особое внимание к исследованию вещества внеземного происхождения связано с активизацией планетарных миссий по доставке вещества на Землю, осознанием астероидной опасности и перспектив освоения космических ресурсов. Однако, до сих пор основным доступным веществом остаются метеориты, значительное поступление новых образцов дают экспедиции в холодные и горячие пустыни и развитие болидных сетей в ряде стран.

Метеориты принято подразделять на дифференцированные (подвергнутые планетарному переплаву) и недифференцированные (сохранившие хондры с ранних этапов формирования Солнечной системы). Сплавы системы Fe-Ni-Co составляют не только основу железных и железо-каменных метеоритов, но и присутствуют во всех хондритах. Воздействие экстремальных космических условий на метеоритное вещество приводит к формированию необычных структур, которые до сих пор не перестают удивлять исследователей. После медленного затвердевания размеры монокристаллов γ -Fe(Ni,Co) могут достигать метровых размеров. При $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении образуется Видманштеттовая структура, впервые обнаруженная два века назад. Размеры и химический состав этой структуры используется для оценки скорости охлаждения каждого метеорита и размеров родительского тела. Кроме того, рост кристаллов α -Fe(Ni,Co) приводит к образованию диффузионного градиента по Ni от 7 до 50 ат. % (так называемого М-профиля), что позволяет наблюдать в одном образце весь спектр продуктов возможных фазовых и структурных превращений при одинаковых условиях охлаждения. Низкотемпературная часть равновесной диаграммы состояния Fe-Ni тоже построена в основном за счет исследования метеоритного металла.

Присутствие примесей S, P, N, C и Si в метеоритном металле приводит к образованию разнообразных структур с выделениями троилита FeS, фосфидов (Fe,Ni)₃P, роалдита (Fe,Ni)₄N, графита C, когэнита Fe₃C, хаксонита (Fe,Ni)₂₃C₆, перриита (Fe,Ni)₅(Si,P)₂. В обзорном докладе демонстрируются результаты протекания разнообразных фазовых и структурных превращений в металле внеземного происхождения: неориентированный и ориентированный диффузионный рост; формирование диффузионного М-профиля по Ni; бездиффузионные и массивные превращения; распад пересыщенных твердых растворов; упорядочение и спино-

дальный распад; формирование плесситных ($\alpha + \gamma$) структур; прерывистый распад в α -Fe(Ni,Co) и γ -Fe(Ni,Co); коррозионно-индуцированная рекристаллизация; превращения при ударном воздействии и др. Информация о структуре метеоритного металла получена современными методами с использованием электронных, ионных, ядерных и механических зондов. Рассмотрены структурные аспекты разрушения метеоритов при динамическом нагружении.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (Проект 5.4825.2017 / 6.7).

КАРБИДЫ В МЕТЕОРИТАХ

Муфтахетдинова Р.Ф., Яковлев Г.А., Брусницына Е.В., Гроховский В.И.

*Уральский федеральный университет им. первого Президента России
Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия, gizrozka91@bk.ru*

Изучение карбидов в метеоритах представляет особый интерес, поскольку большинство метеоритов имеют в своем составе сплавы Fe-Ni, которые относятся к материалам конструкционного и функционального назначения, а цементит Fe₃C достаточно прочен и является необходимой структурной составляющей многих сталей.

В данной работе исследовалась структура двух разновидностей карбида железа (когениит, хаксонит) в метеоритах различного типа. Идентификация этих фаз производилась с помощью методов локального химического анализа (EDS) и дифракции обратно отраженных электронов (EBSD).

Объектами данного исследования были фрагменты железных метеоритов Odessa (IAB-MG) и Уакит (IIAB), а также фрагмент обыкновенного хондрита Челябинск (LL5). Образцы были подготовлены для оптической и электронной микроскопии, используя стандартные металлографические методики. Травление проводилось 2%-ным раствором HNO₃ в спирте. Исследования микроструктуры метеоритного металла проводились на оптическом микроскопе Axiovert 40 MAT и растровом электронном микроскопе FE-SEM ΣIGMA VP с использованием приставок EDS и EBSD.

Когениит – карбид железа (Fe,Ni)₃C с некоторым количеством кобальта, встречается почти исключительно в железных метеоритах с содержанием никеля Ni 6-8 %, и крайне редко в некоторых хондритах и микрометеоритах [1]. «Земным» аналогом этого карбида в сталях является цементит. В оптический микроскоп когениит похож на другой метеоритный минерал – шрейберзит (Fe,Ni)₃P, который более распространен в железных метеоритах. В метеоритах также встречается другой карбид железа – хаксонит (Fe,Ni)₂₃C₆ [2]. По параметрам кристаллической решетки хаксонит схож с карбидом хрома Cr₂₃C₆. Карбид железа (Fe,Ni)₂₃C₆ имеет кубическую решетку $a = 10,55 \text{ \AA}$, $Z = 4$, аналогичную карбиду хрома Cr₂₃C₆ ($a = 10,65(5) \text{ \AA}$, $Z = 4$) и марганца Mn₂₃C₆ ($a = 10,56 \text{ \AA}$, $Z = 4$). В метеоритах хаксонит встречается в ассоциации с камаситом α -Fe(Ni), тэнитом γ -Fe(Ni), шрейберзитом (Fe, Ni)₃P, когениитом Fe₃C, пентландитом (Fe, Ni)₉S₈, графитом и магнетитом. Химический состав хаксонита: Fe – 89.5 %, Co – 0.18 %, Ni – 4.91 %, C – 5.4 % [3].

В фрагменте обыкновенного хондрита Челябинск удалось обнаружить уникальную металлическую частицу, содержащую камасит, зональный тэнит и редкий для метеоритов карбид железа (Fe,Ni)₂₃C₆ – хаксонит (рис.1 а) [4].

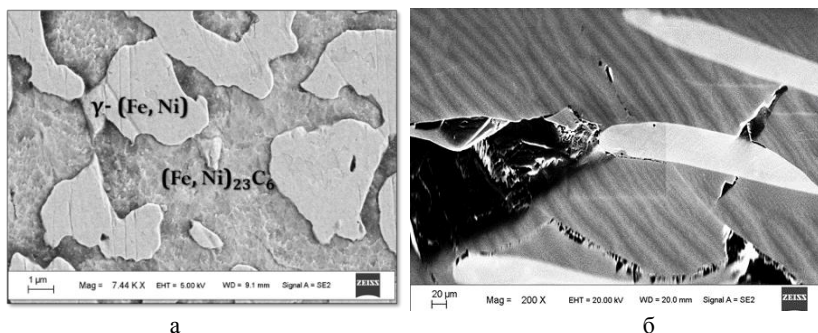


Рис. 1. SEM изображение: а) хаксонита в метеорите Челябинск; б) полосчатой структуры в когените, связанная с проявлением магнитных доменов.

В железном метеорите Odessa при наклоне образца на снимках когенита во вторичных электронах наблюдается полосчатая структура (рис. 1 б). Эти полосы в структуре не связаны с химическим составом или фазовой ориентацией. Ранее подобный эффект в когените, связанный с магнитными доменами, проявляющийся в виде фигур Биттера-Акулова был изучен в работах с использованием магнитных жидкостей [5, 6]. Данная структура в метеорите Odessa связана с формированием контраста вследствие взаимодействия электронов с магнитными доменами, т.к. в оптический микроскоп контраст на этих доменах не проявляется.

Стоит отметить, что когенит $(\text{Fe, Ni})_3\text{C}$ также был идентифицирован в недавно найденном в Бурятии и зарегистрированном метеорите Уакит (Пав). Трешины, заполненные продуктами земного выветривания, проходят вдоль крупных включений карбида. Отдельные включения когенита в исследуемом метеорите содержат акцессорные минералы, требующие дополнительного изучения.

Карбиды формируются при низких температурах как избыточные фазы, так и при распаде пересыщенных твердых растворов. Более предпочтительным для зарождения из карбидов является когенит Fe_3C , однако, иногда в железных метеоритах встречаются оба карбида (Fe_3C и Fe_{23}C_6) [4].

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (Проекты 5.4825.2017 / 6.7, 5.3451.2017 / 4.6).

ЛИТЕРАТУРА

1. R. Brett. Cohenite in meteorites: A proposed origin // Science. – 1966. –V. 153. – P. 60–62.
2. Scott E. R. D. New carbide, $(\text{Fe, Ni})_{23}\text{C}_6$, found in Iron Meteorites // Nature Physical science. – 1971. –V. 229. – P. 6–62.
3. Handbook of Mineralogy. Mineral Data Publishing, version 1, 2001–2005. URL: <http://rruff.info/doclib/hom/haxonite.pdf> (дата обращения: 06.01.2018).
4. Е. В. Брусницына, Г. А. Яковлев. Карбид железа $(\text{Fe, Ni})_{23}\text{C}_6$ в метеорите Челябинск // XVI международная научно-техническая Уральская школа-семинар металловедов-молодых ученых. Екатеринбург, 7-11 декабря 2015: сборник научных трудов. — Екатеринбург: Издательство Уральского университета, 2015. — Ч. 2. — С. 39-42.

5. Brecher A., Cutrera M., J. A Scanning Electron Microscope (SEM) Study of the Magnetic Domain Structure of Iron Meteorites and Their Synthetic Analogues // Geomag. Geoelectr. – 1976. –V. 28. – P. 31-45.

6. Reznik B., Kontny A., Uehara M., Gattaccea J., Solheid P., Jackson M., J. Magnetic domains and magnetic stability of cohenite from the Morasko iron meteorite // Magnetism and Magnetic Mater. – 2017. –V. 426. – P. 594-609.

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЕ ИОННОЕ АЗОТИРОВАНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Агзамов Р. Д., Тагиров А. Ф., Николаев А. А.,

Хусаинов Ю. Г., Есипов Р. С.

*Уфимский государственный авиационный технический университет,
Уфа, Россия, nikolaev.aleksey95@gmail.com*

Среди современных высокопрочных конструкционных материалов титановые сплавы занимают важное место. Благодаря высокой удельной прочности, коррозионной стойкости и удовлетворительной технологичности титановые сплавы нашли широкое применение в авиационной и космической технике, при изготовлении ответственных деталей [1]. Одним из недостатков титановых сплавов являются низкие триботехнические свойства поверхности. Поэтому в настоящее время повышение физико-механических свойств поверхности деталей из титановых сплавов является весьма актуальной задачей. Данная задача решается различными методами поверхностного упрочнения. Одним из наиболее распространенных и эффективных методов модификации поверхности является азотирование, повышающее твердость и износостойкость поверхностного слоя [1,2].

Применение традиционного азотирования является не эффективным процессом, так как обработка ведется при температурах 800-900 °С и длительных выдержках, что приводит к изменению микроструктуры и короблению, особенно тонкостенных деталей.

Для решения проблемы в данной работе предлагается, применение в качестве упрочняющей технологии низкотемпературное ионное азотирование. Работа посвящена исследованию низкотемпературного ионного азотирования титанового сплава марки ВТ6 в несамостоятельном сильноточном дуговом разряде и в тлеющем разряде.

В результате исследования влияния температуры обработки на диффузионные процессы при ионном азотировании установлено, что азотирование в несамостоятельном сильноточном и тлеющем разрядах при низкой температуре 450 °С позволяет увеличить поверхностную микротвердость образцов из титанового сплава ВТ6 на 20%.

Установлено, что при азотировании в тлеющем разряде в течение 1 часа в интервале температур 450-600°С в газовой смеси 85%Ag+15%N₂ позволяет повысить поверхностную микротвердость титанового сплава ВТ6 без охрупчивания поверхностного слоя. При азотировании в тлеющем разряде при температурах 450, 500 и 600°С были получены диффузионные слои толщиной в 10, 13 и 17 мкм, соответственно. Азотирование в несамостоятельном сильноточном разряде при температурах 450, 500 и 600°С приводит к увеличению глубины диффузионного слоя величина которого составляет 17, 20 и 28 мкм, соответственно.

Установлено, что величина температуры влияет на знак и величину остаточных напряжений. Так при ионном азотировании в несамостоятельном сильноточном дуговом разряде при температуре 450 °С величина остаточных напряжений составила $+4,9 \pm 1$ кгс/мм². При азотировании в тлеющем разряде при температуре 450 °С величина остаточных напряжений составила $-23,7 \pm 1$ кгс/мм².

Список литературы

1. Арзамасов Б.Н., Братухин А.Г., Елисеев Ю.С., Панайоти Т.А. Ионная химико-термическая обработка сплавов. М.: Изд-во МВТУ им Баумана, 1999, 400 с.
2. Погрелюк И.Н. Азотирование титановых сплавов // Международная конференция ОТТОМ-4 2003 г. С. 182 – 198

МЕТАСТАБИЛЬНЫЕ СОСТОЯНИЯ В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ И ИХ ЭВОЛЮЦИЯ

Илларионов А.Г.

УрФУ, г. Екатеринбург, Россия, illarionovag@mail.ru

Сплавы на основе титана являются одними из наиболее широко используемых металлических материалов благодаря низкой плотности, высокой удельной прочности, коррозионной стойкости, хорошей жаропрочности и достаточной распространенности в природе. Формирование окончательного комплекса физико-механических свойств титановых сплавов часто связано с обработками, в ходе которых они вначале переходят в метастабильное состояние, а затем происходит трансформация этого состояния в более равновесное при последующих термических, деформационных, комплексных воздействиях, способствующих получению требуемых функциональных, эксплуатационных характеристик. Характеристики фиксируемого метастабильного состояния (типы фиксируемых фаз, их соотношение, строение, характер выделения, дислокационная структура и т.п.), во многом, определяются легированием сплава, исходным состоянием, температурно-скоростными и другими параметрами его получения. В работе на титановых сплавах различных классов проведено изучение закономерностей формирования в них при закалке метастабильных состояний, их эволюции при термическом, деформационном видах воздействиях.

На примере двойных сплавов систем Ti-V, Ti-Nb обоснована возможность образования аномальной метастабильной массивной «плотовой» омега-фазы в двойных сплавах Ti-β-изоморфный стабилизатор. Предложены объяснения природы данной фазы и морфологических особенностей ее строения на основе концепции конкуренции процессов β-α', β-ω-превращений при закалке исследуемых сплавов.

Для титановых сплавов, содержащих водород, предложен способ расчета электронной концентрации (e/a) и показаны возможности использования данной характеристики для прогнозирования метастабильных состояний в модельных и промышленных сплавах, временно легированных водородом.

Установлены закономерности формирования различных метастабильных состояний для широкого спектра сплавов титана и выявлены характерные зависимости изменения фазового состава, структуры при закалке модельных сплавов системы Ti-β-стабилизатор-Н и промышленных сплавов мартенситного и переходного классов.

Предложены оригинальные схемы эволюции полученных при закалке металлов стабильных состояний, включая изменение фазового состава, структуры, в ходе непрерывного нагрева, теплой и холодной деформации исследуемых сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке постановления № 211 Правительства Российской Федерации, контракт № 02.А03.21.0006.

ОСВОЕНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СИСТЕМО ЛЕГИРОВАННОЙ НМС ДЛЯ ТЯЖЕЛОНАГРУЖЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ НЕФТЕГАЗОВОГО МАШИНОСТРОЕНИЯ

Подузов Д.П.

*ПАО «Мотовилихинские заводы», г. Пермь, Россия, e-mail: poduzov_dp@mail.ru
(аспирант Пермского национального исследовательского политехнического
университета, г. Пермь)*

При производстве нефтепромыслового оборудования используются поковки и прокат, изготовленные из традиционных среднеуглеродистых легированных сталей: 40ХГМА, 40ХН2МА, 15Х2ГМФ или марки аналоги: AISI4140, AISI 4340, 42CrMo4V, 34CrNiMo. Указанные стали относятся к перлитному и бейнитному классам и имеют ряд технологических недостатков: ограниченную прокаливаемость (в среднем от 20 до 49мм [1]), формирование эксплуатационных свойств при закалке в жидких средах, необходимость предварительной механической обработки, повышенное коробление и высокий уровень остаточных напряжений. Также следует отметить длительный цикл изготовления продукции, высокий уровень загрузки основного оборудования, сложную логистику, экологические риски, что усложняет процесс производства изделий из указанных групп сталей. Кроме того, к тяжело нагруженным изделиям нефтегазового машиностроения, таким как буровые трубы, переводники и насосные штанги предъявляются высокие требования по обеспечению надежности (ресурс штанг составляет от 15млн.циклов, ресурс замковых резьб для буровых труб от 400 циклов) и механических свойств. Следует отметить и усложнение условий эксплуатации изделий, связанные с современными тенденциями конструирования скважин и климатическими особенностями регионов добычи.

Известно, что проблему повышения технологичности производства возможно решить при повышении прокаливаемости стали и устойчивости аустенита при его охлаждении. При этом система легирования стали должна включать ряд карбидообразующих элементов в соотношении обратном их способности к карбидообразованию, в количестве недостаточном для образования спецкарбидов [2]. В то же время введение в сталь кремния, в количестве до 1,5%, значительно повышает устойчивость аустенита в перлитной и бейнитной областях [3]. Известно, что структура реечного (пакетного) мартенсита обеспечивает в низкоуглеродистых сталях высокий комплекс прочностных и пластических характеристик [4].

Для разрешения существующих ограничений проведена разработка, изготовление и исследование опытных образцов новой НМС с системой легирования ХЗГ2МФС.

По результатам исследований изготовлена опытная партия буровых труб. Полученные результаты подробно представлены в работе [5].

Изготовление опытных образцов буровых труб проводили на серийном оборудовании, уков заготовок составил от 3,98 для сечения Ø279мм до 5,17 для

сечения $\varnothing 254$ мм, что также является достаточным условием для формирования плотной структуры. Охлаждение после ОМД выполняли на спокойном воздухе. Макроструктура изготовленных заготовок бурильных труб соответствует требованиям ГОСТ 10243. Было установлено, что при охлаждении с кузнечного нагрева сталь закаливается на спокойном воздухе в сечениях до 279 мм. Твердость по сечению находится в интервале от 321 до 388 НВ. При этом, при высоком пределе прочности – 1200 МПа, уровень пластических характеристик – относительного удлинения и ударной вязкости – не достаточен. Для получения сбалансированного комплекса механических характеристик проведено опробование различных режимов исправляющей термической обработки для достижения требуемого комплекса механических характеристик. Установлено, что наиболее эффективной исправляющей термической обработкой является закалка из межкритического интервала температур с охлаждением на воздухе с последующим низким отпуском, обеспечивающая наивысший комплекс прочностных (предел прочности – 1020 МПа, условный предел текучести – 930 МПа), пластических характеристик (относительное удлинение – 18%, относительное сужение – 55%) и ударной вязкости (860 кДж/м²), в полной мере удовлетворяющий требованиям конструкторской документации. При этом исправляющая термическая обработка не требует закалки в жидких средах и может производиться в отжигательных печах кузнечного цеха.

Список литературы:

1. Качанов Н. Н. Прокаливаемость стали. 2-е изд. // М.: Металлургия, 1978. 192 с.
2. Симонов Ю. Н. Условия получения структуры пакетного мартенсита при замедленном охлаждении низкоуглеродистого аустенита // ФММ. 2004. Т. 97, № 5. С. 77-81.
3. Симонов Ю. Н., Симонов М. Ю., Подузов Д. П., Смирнов А. В., Галимова И. А. Превращения, структура и свойства системно-легированных низкоуглеродистых безникелевых сталей // МиТОМ. – 2012. – № 11. – С. 4–11.
4. Клейнер Л. М., Шацов А. А., Ларинин Д. М., Закирова М. Г. Структура низкоуглеродистого мартенсита и конструкционная прочность сталей // Перспективные материалы. 2011, №1. С. 59-67.
5. Подузов Д. П., Симонов М. Ю., Юрченко А. Н., Симонов Ю. Н., Бухалов А. Д. Исследование превращений, структуры и свойств системно-легированной низкоуглеродистой стали 12Х3Г2МФС промышленной выплавки. // Вестник ПНИПУ. 2017. Т19. № 4. С. 41-60.

ОКСИДНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЖЕЛЕЗА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ПОВЕРХНОСТНОГО ОКИСЛЕНИЯ

Козлов К.А., Сагарадзе В.В., Катаева Н.В. Шабашов В.А., Афанасьев С.В.
*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики
металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук,
Екатеринбург, Россия, kozlov@imp.uran.ru*

Одним из перспективных методов упрочнения сталей и сплавов является дисперсное упрочнение оксидами (ДУО), в том числе наноксидами железа [1]. В настоящей работе использовалось поверхностное окисление порошка чистого железа на воздухе для формирования тонкой окисной пленки вокруг частиц по-

рошка. Обработка в шаровых мельницах приводит к механическому легированию железа кислородом вследствие облегченного растворения этих окислов, обусловленного малой толщиной пленки и большой площади ее поверхности, и выделению вторичных упрочняющих наноксидов железа при последующей термообработке.

Методом мессбауэровской спектроскопии было установлено, что нагрев порошка железа на воздухе приводит преимущественно к образованию оксидов Fe_3O_4 . Последующий помол синтезированного материала в шаровой мельнице способствует исчезновению магнетита вследствие его растворения в матрице железа и формированию твердого раствора кислорода в железе.

Для получения объемных образцов ДУО-железа осуществляли спарк-спекание механолегированного порошка в плазме искрового разряда, холодную прокатку и последующий отжиг. Методом электронной микроскопии было установлено, что после такой обработки в объеме материала присутствуют два типа частиц. Наблюдаются отдельные крупные частицы размером до 500 нм, которые, по-видимому, являются частицами исходного нерастворившегося поверхностно окисленного железа. Основной объем материала занимают области с равномерно распределенными вторичными наноразмерными частицами FeO со средним размером ~ 2.5 нм, выделившимися из механолегированного твердого раствора преимущественно в процессе отжига.

На рисунке приведены механические свойства образцов, полученных после поверхностного окисления, механоактивации, спекания, прокатки и последующего отжига. Повышение температуры отжига приводит к уменьшению значений σ_B и $\sigma_{0.2}$ и увеличению пластичности (относительного удлинения) от 5 до 9.4%. Несмотря на то, что при отжиге в образцах наблюдалась рекристаллизованная структура имеет место упрочнение железа оксидами железа в отсутствие легирующих элементов (за исключением кислорода), которое сопоставимо с упрочнением стали Y-Ti оксидами.

1. Сагарадзе В.В., Литвинов А.В., Шабашов В.А. и др. Новый метод механо-синтеза ODS-сталей с использованием оксида железа // ФММ. 2006. Т. 101. № 6. С. 618–629.

ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ И СООТНОШЕНИЯ РАБОЧИХ ГАЗОВ В ГАЗОВОЙ СМЕСИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ZR-AL-N ПОКРЫТИЯ

Каменева А.Л., Ключков А.Ю.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, Россия, annkam789@mail.ru*

TiN является одним из наиболее распространенных износостойких покрытий. Высокая твердость и температура плавления, коррозионная стойкость обеспечили TiN покрытие значительное повышение эксплуатационных свойств и срока службы по сравнению с инструментами без покрытий [1]. В настоящее время для режущих инструментов различного эксплуатационного назначения применяют покрытия, изготовленные из нитридов различных металлов. К наиболее распространенным в применении относится Ti-Al-N покрытие, обладающее комплексом функциональных свойств [2-9]. Наиболее реже на режущий инструмент наносят износостойкое термически стабильное Zr-Al-N покрытие, обладающее высокой

твердостью и повышенными эксплуатационными свойствами при повышенных температурах порядка 1100°C [1]. Влияние технологических параметров процесса получения Zr-Al-N покрытия на его структуру, строение и свойства мало изучены. Цель работы: установление оптимального давления газовой смеси и соотношения реакционного N₂ и инертного Ar газов на структуру и механические свойства Zr-Al-N покрытия.

На тестовых образцах из твердого сплава ВК8 и стали 03X11H10M2T импульсным магнетронным распылением (ИМП) получали многослойные Zr-Al-N покрытия при различном давлении и соотношении газов в газовой смеси (табл. 1). Оборудование - модернизированная установка ННВ-И1, оснащенная двумя протяженными несбалансированными магнетронами прямоугольной формы. Размер мишеней 800x80мм. Материал магнетронов - цирконий (99,95%) и алюминий (99,95%). Микротвердость композиции покрытие-подложка измеряли на микротвердомере ПМТ-3. Фрактографический анализ Zr-Al-N покрытий проводили на электронном микроскопе Ultra 55.

Таблица 1. Технологические параметры ИМП и микротвердость Zr-Al-N покрытия

№	Р, Па	Ar/N ₂	U _{магн.} (В)		I _{магн.} (А)		U _{подл.} В	Т _{время нанес., мин}	I _{подл.} (А)	Микротвердость, МПа	
			Zr	Al	Zr	Al				ВК-8	03X11H10M2T
1	0,5	60/40	420	310	6	6	150	60	1,0	24,36	4,43
2		70/30	450	320					1,2	18,36	5,07
3		80/20	410	300					1,1	16,34	5,38
4		90/10	400	450					1,0	9,98	4,46
5	0,25	60/40	380	290	6	6	150	60	1,0	12,79	4,49
6	0,50		420	310					1,0	17,59	4,70
7	0,75		390	295					1,2	23,65	4,96
8	1,00		380	290					1,0	19,96	4,60

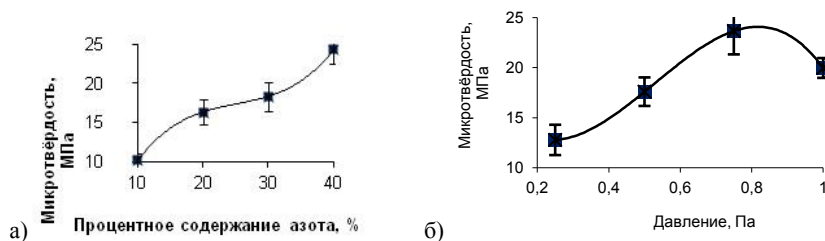


Рис. 1. Микротвердость Zr-Al-N покрытия в зависимости от процентного содержания азота в газовой смеси (а) и ее давления (б)

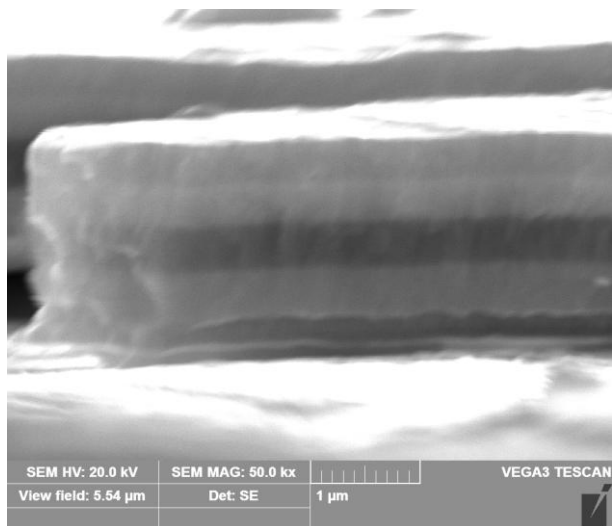


Рис. 2. Излом многослойного Zr-Al-N покрытия, сформированного ИМП при оптимальном соотношении газов и давления газовой смеси

На основании результатов технологического эксперимента, исследования структуры изломов и измерения микротвердости многослойных покрытий установлено, что равномерное, бездефектное Zr-Al-N покрытие с высокой микротвердостью композиции покрытие-подложка формируется при соотношении $Ar/N_2=60/40$ и давлении газовой смеси $P=0,75$ Па. Проводятся исследования влияния технологических параметров процесса осаждения Zr-Al-N покрытия методом ИМП на его физико-механические, трибологические и коррозионные свойства в 3% NaCl

Список литературы

1. Альгрен Матс, Гхафтор Наурин, Оден Магнус, Рогстрем Лина, Йоесаар Матс. Режущий инструмент с износостойким покрытием и способ его изготовления / Патент 2 623 937. Опубликовано: 29.06.2017 Бюл. № 19.
2. Замалетдинов И.И., Каменева А.Л., Новиков Р.С., Назин А.С. Повышение коррозионной стойкости инструментальных материалов путем нанесения защитных покрытий на основе Ti-Al-N // Коррозия: материалы, защита, № 2. 2009. С. 26-30.
3. Каменева А.Л., Замалетдинов И.И., Шебеко Е.А. Исследование структуры и свойств пленок на основе Ti-Al-N, формируемых методом магнетронного распыления // Конструкции из композиционных материалов. № 3. Москва. 2009. С. 62-67.
4. Каменева А.Л., Штейникова В.В. Изучение метастабильных состояний пленок на основе Ti-Al-N, формируемых с помощью различных источников плазмы // Конструкции из композиционных материалов. № 4. Москва. 2009. С. 64-70.
5. Каменева А.Л. Установление корреляционной связи процесса формирования пленок на основе Ti-Al-N методом электродугового испарения с процессами,

протекающими на поверхности испаряемых катодов // Вестник Магнитогорского технического университета им. Г.И. Носова. № 3. 2010. С. 42-44.

6. Каменева А.Л. Модель структурных зон покрытий из TiN, TiAlN, формируемых электродуговым испарением металла в активной газовой среде // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия». № 1. 2012. С. 52-57.

7. Каменева А.Л., Карманов В.В. Влияние фазового и элементного состава $Ti_{1-x}Al_xN$ системы на ее физико-механические свойства // Технология металлов. 2012. № 11. С. 31-36.

8. Каменева А.Л., Каменева Д.В. Влияние термической обработки фазового и элементного состава $Ti_{1-x}Al_xN$ системы на ее трибологические свойства // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. №4. С. 38-43.

9. Каменева А.Л., Сошина Т.О. Влияние давления газовой смеси на структурное и фазовое состояние, физико-механические свойства пленок на основе Ti-Al-N // Известия ВолгГТУ. 2013. Т. 7. № 6. С. 138-141.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ МАРТЕНСИТНОЙ И АУСТЕНИТНОЙ СТАЛЕЙ НА ДИФфуЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ ИОННОМ АЗОТИРОВАНИИ

Хусанов Ю.Г., Есипов Р.С.

*Уфимский государственный авиационный технический университет,
Уфа, Россия, esromles@mail.ru*

Ресурс работы деталей машин и механизмов в значительной степени определяется физико-механическими свойствами материала. В связи с этим в настоящее время наблюдается устойчивая тенденция к разработке новых конструкционных материалов, обладающих высокими механическими свойствами и технологическими показателями [1].

Одним из перспективных направлений повышения прочности конструкционных материалов является интенсивное пластическое деформирование (ИПД) с образованием ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой материала. Детали с УМЗ структурой характеризуются высокими показателями усталостной прочности, удельной прочности в области эксплуатационных температур (до 450 °C) [2].

На сегодняшний день для повышения эксплуатационных характеристик поверхностных слоев деталей машиностроения широко применяется химико-термическая обработка, в частности ионное азотирование [2]. Однако, азотирование конструкционных сталей осуществляют в области высоких температур (550-650 °C) при длительной выдержке (до 36 часов).

При этом, длительное воздействие высоких температур приводит к деградации УМЗ структуры и, как следствие, снижаются физико-механические свойства основы материала. Следовательно, для предотвращения роста структурных составляющих и сохранения эксплуатационных характеристик стали ионное азотирование необходимо осуществлять в области низких температур (400-450 °C).

Целью данной работы является исследование диффузионных процессов при низкотемпературном ионном азотировании мартенситной и аустенитной стали с ультрамелкозернистой структурой для оценки возможности применения данного метода упрочнения поверхности, обеспечивающего сохранение заданных механических свойств основы (матрицы).

В работе Низкотемпературному ионному азотированию подвергали термообработанные стали мартенситного и аустенитного классов. УМЗ структуру материала получали путем интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) при температуре 300 °С под давлением $P=6$ ГПа, с количеством оборотов $n=10$. Образцы перед процессом ИПДК имели форму дисков диаметром 20 мм и толщиной 0,5 мм.

Низкотемпературное ионное азотирование осуществляли на модернизированной установке ЭЛУ-5М, предназначенной для проведения процессов термической и химико-термической обработки в вакууме [3]. Продолжительность обработки составила 4 ч при температуре 450 °С в азотсодержащей смеси газов азота, аргона и водорода при давлении в рабочей камере 150 Па.

Анализ результатов измерения микротвердости показал, что для мартенситной стали с КЗ и УМЗ структурами толщина упрочненного слоя составляет ~70 и 140 мкм, а для аустенитной стали – 25 и 55 мкм соответственно.

Более высокая величина упрочнения поверхности сталей не прошедших ИПДК обусловлена повышенной концентрацией азота в приповерхностных слоях, которая вызвана низкой диффузией азота вглубь основы материала с КЗ структурой. Наличие в УМЗ структуре сталей большего количества границ зерен, дефектов кристаллического строения типа вакансий и дислокаций оказывает стимулирующий эффект на диффузию азота. Таким образом, образцы прошедшие ИПДК имеют большую толщину упрочненного слоя, но меньшую величину прироста микротвердости поверхности.

Приведенные результаты анализа микроструктуры сталей прошедших низкотемпературное ионное азотирование позволили установить, что ИПДК формирует однородную УМЗ структуру мартенситной стали, обеспечивая равномерность физических свойств материала по всему объему образца. Таким образом при ионном азотировании мартенситной стали с УМЗ структурой происходит равномерный диффузионный рост азотированного слоя.

В результате исследования диффузионных процессов при низкотемпературном ионном азотировании мартенситной и аустенитной стали с ультрамелкозернистой структурой установлено, что:

1. Для мартенситных и аустенитных сталей прошедших ИПДК, низкотемпературное ионное азотирование является эффективным методом поверхностного упрочнения. При этом на стали мартенситного класса формируется равномерный упрочненный слой. Однако, на аустенитной стали азотированный слой характеризуется незначительной неравномерностью толщины.

2. Наличие в УМЗ структуре сталей большего количества границ зерен, дефектов кристаллического строения типа вакансий и дислокаций оказывает стимулирующий эффект на диффузию азота. Таким образом, стали прошедшие ИПДК имеют большую толщину упрочненного слоя, но меньшую величину прироста микротвердости поверхности.

Список литературы

1. Valiev R. Z. Nanostructuring of Metallic Materials by SPD Processing for Advanced Properties / R. Z. Valiev // Int. J. Mat. Res. (formerly Z. Metallkd.). – 2009. – vol. 100. – P. 757.

2. Каплун В. Г. Прогрессивные технологии упрочнения конструктивных элементов / В. Г. Каплун, П. В. Каплун // Современные технологии в машиностроении. – 2007. – С. 388– 403.

3. Будилов В.В., Рамазанов К.Н., Хусаинов Ю.Г., Золотов И.В. Исследование влияния локального ионного азотирования с ЭПК на износостойкость поверхности стали 38ХМЮА Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 6 (126). С. 33-37.

ЭВОЛЮЦИЯ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ 100-М ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

**Юрьев А.А.¹, Громов В.Е.¹, Глезер А.М.², Морозов К.В.¹,
Иванов Ю.Ф.^{3,4}, Коновалов С.В.⁵**

¹*Сибирский государственный индустриальный университет,
г.Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru*

²*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,
г.Москва, Россия, a.glezer@mail.ru*

³*Институт сильноточной электроники СО РАН,
г.Томск, Россия, yufi55@mail.ru*

⁴*Национальный исследовательский Томский государственный университет,
г.Томск, Россия, yufi55@mail.ru*

⁵*Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева, г. Самара, Россия, ksv@ssau.ru*

Проблема эволюции структуры и свойств рельсов при длительной эксплуатации представляет сложный комплекс взаимосвязанных научных и технических вопросов. Одним из наиболее важных направлений развития представлений о природе структурно-фазовых превращений является установление соответствующих количественных закономерностей по сечению рельсов. В этом отношении могут оказаться полезными данные анализа тонкой структуры, дислокационных субструктур и контуров экстинкции, позволяющие оценить уровень внутренних дальноточных полей напряжений.

Поскольку массовое производство 100-м дифференцированно закаленных рельсов в России началось всего 4 года назад, то выявление природы и закономерностей эволюции при длительной эксплуатации тонкой структуры в головке таких рельсов приобретает особую актуальность, имеет научную и практическую значимость. Целью настоящей работы является анализ методами послойной просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонкой структуры, формирующейся при длительной эксплуатации рельсов ДТ 350.

Материалом исследования являлись образцы дифференцированно закаленных рельсов ДТ350 из стали марки Э76ХФ производства АО «Евраз – ЗСМК» после пропущенного тоннажа 691,8 млн. т. brutto в процессе полигонных испытаний на экспериментальном кольце АО «ВНИИЖТ».

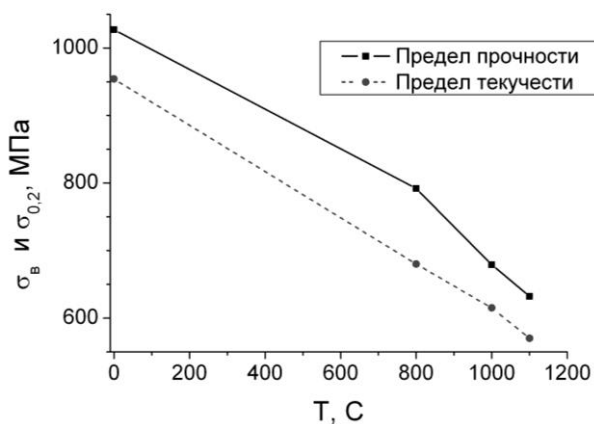


Рис. Зависимость временного сопротивления σ_B и предела текучести $\sigma_{0,2}$ деформированного ДУО-железа от температуры отжига (время выдержки 0.5 ч).

Исследование фазового состава и дефектной субструктуры рельсов осуществляли методами дифракционной электронной микроскопии. Фольги для исследования изготавливали методами электролитического утонения пластинок, вырезанных электроискровым методом на расстоянии 0, 2, 10 мм от поверхности катания по центральной оси и по выкружке.

Установлено, что вне зависимости от направления исследований в головке рельсов были выделены следующие структурные составляющие: колонии пластинчатого перлита (относительное содержание $\approx 0,7$), зерна феррито-карбидной смеси ($\approx 0,25$), зерна структурно-свободного феррита ($\approx 0,05$).

Показано, что величина плотности дислокаций достигает максимальных значений в поверхностном слое. По мере удаления от поверхности катания плотность дислокаций снижается, при этом тип дислокационной субструктуры практически не изменяется; в ферритной составляющей перлитных колоний, в зернах структурно свободного феррита и зернах феррито-карбидной смеси присутствует структура дислокационного хаоса, либо клубково-ячеистая дислокационная субструктура.

Структура стали, сформировавшаяся в процессе длительной эксплуатации, находится в упруго-напряженном состоянии. Данный факт выявляется по наличию на изображениях структуры изгибных экстинкционных контуров. Присутствие на электронно-микроскопических изображениях изгибных экстинкционных контуров указывает на упруго-пластические искажения кристаллической решетки материала, что может быть вызвано механическим воздействием на металл рельсов в процессе эксплуатации. Концентраторами напряжений исследуемой стали являются внутрифазные (к ним относятся границы раздела зерен феррита и зерен перлита) и межфазные (границы раздела феррита и цементита) границы раздела.

В количественном отношении величина упруго-пластических искажений материала характеризуется амплитудой кривизны-кручения его кристаллической

решетки, которая обратно пропорциональна ширине изгибного экстинкционного контура.

Установлено, что по мере удаления от поверхности катания, амплитуда кризисно-кручения кристаллической решетки стали снижается. На расстоянии 10 мм от поверхности катания относительное содержание зерен структурно свободного феррита составляло 5 % (отметим, что относительное содержание зерен феррита практически не зависит от расстояния до поверхности катания); зерен феррито-карбидной смеси – 5 %; остальное зерна перлита. На расстоянии 2 мм от поверхности катания относительное содержание зерен феррито-карбидной смеси увеличилось до 10 %; в поверхностном слое (слое, прилегающем к поверхности катания) составило 35 %. Очевидно, что данные преобразования структуры стали осуществляются за счет разрушения зерен пластинчатого перлита. Выполненные исследования морфологии структуры поверхностного слоя рельсов показали, что относительное содержание зерен перлита, в которых сохранилась пластинчатая структура, составляет 25 %; остальное – зерна перлита, в которых пластины цементита разрезаны скользящими дислокациями на отдельно расположенные частицы. Данные частицы имеют глобулярную форму; средние размеры их составляют 30-50 нм.

Выявлено два основных механизма преобразования пластин цементита, имеющих место при эксплуатации рельсовой стали. Во-первых, механизм разрезания пластин движущимися дислокациями. В этом случае формируется некоторое количество частиц цементита глобулярной морфологии. Во-вторых, механизм растворения пластин цементита, обусловленный уходом атомов углерода из кристаллической решетки цементита на дислокации.

Исследования, выполненные методами темнопольного анализа, показывают, что эксплуатация сопровождается дроблением пластин цементита с последующим их разрушением. Рефлексы карбидной фазы на микроэлектронogramмах, полученных с таких пластин, имеют как радиальное, так и азимутальное размытие, что может свидетельствовать о высоком уровне дефектности кристаллической решетки цементита, а также изменении параметра кристаллической решетки вследствие ухода атомов углерода.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТКИ СТАЛИ 12Х18Н10Т, ПОЛУЧЕННОЙ СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ, НА ЕЕ СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Минькова А. А., Каменева А.Л.

ПНИПУ, minkova20@gmail.com

Селективное лазерное сплавление (СЛС) по сравнению с классическими методами не имеет ограничений по получению деталей различной конфигурации с требуемыми механическими свойствами [1]. Для деталей газотурбинных двигателей (ГТД) требуются материалы с высокой прочностью и пластичностью. Данное сочетание свойств материалов ГТД может быть получено в процессе СЛС с последующей термообработкой (ТО). Существует множество технологических параметров СЛС, влияющих на конечное качество заготовки [2]. В настоящее время влияние ТО на эксплуатационные свойства деталей ГТД мало изучено. Цель работы: изучение влияния технологических параметров термообработки нержа-

веющей стали 12X18H10T, полученной методом СЛС, на ее структуру и механические свойства.

Образцы изготавливали селективным лазерным сплавлением в среде азота из порошковой композиции 12X18H10T, полученной газовой атомизацией. Для оценки влияния термического воздействия на структуру и свойства нержавеющей стали после СЛС проводили различные виды термической обработки, применяемые в традиционной технологии изготовления деталей ГТД: отжиг, стабилизирующий отжиг, закалка. Режимы ТО приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Режимы термической обработки образцов из стали 12X18H10T после СЛС (среда охлаждения - воздух)

Обозначение режима/образцов	Вид ТО	Температура, °С	Выдержка, час.	Среда в процессе ТО
0	Без ТО	-	-	-
1	Отжиг	620	2	Воздух
2				Аргон
3	Стабилизирующий отжиг	825	2	Аргон
4				Вакуум
5	Закалка	1050	-	Аргон
6			-	Вакуум

Образцы 10x10x15мм вырезали в направлении выращивания. Микрошлифы изготавливали на шлифовально-полировальном станке Beta, затем травили в растворе 20 см³ HCl, 4 г CuSO₄, 20 см³ H₂O при температуре 20 °С. Микроструктура изломов стали 12X18H10T исследована на оптическом микроскопе AXIO OBSERWER D1m фирмы Carl Zeiss (Рис. 1). Статические испытания образцов в соответствии с ГОСТ 1479 проводили на испытательной машине LFMZ-100. Механические свойства приведены в таблице 2.

В процессе СЛС без последующей ТО происходит выпадение карбидной фазы по границам зерен аустенита и обеднение пограничных областей последних хромом (рис. 1, а). В процессе последующего отжига при температуре 620 °С, входящей в интервал критических температур (450...875 °С) фазовые (полиморфные) превращения, протекающие в стали 12X18H10T, не оказывают решающего влияния на ее структуру (рис. 1, б, в). В микроструктуре стали 12X18H10T в процессе стабилизирующего отжига при 825 °С наблюдается выравнивание структуры с частичным растворением карбидов (рис. 1, г, д). Повышение температуры до 1050 °С в процессе закалки приводит к укрупнению структуры (Рис. 1, е, ж).

Установлено, что сталь 12X18H10T, послойно сплавленная методом СЛС, обладает более высокими механическими свойствами по сравнению с литой термомобработанной сталью.

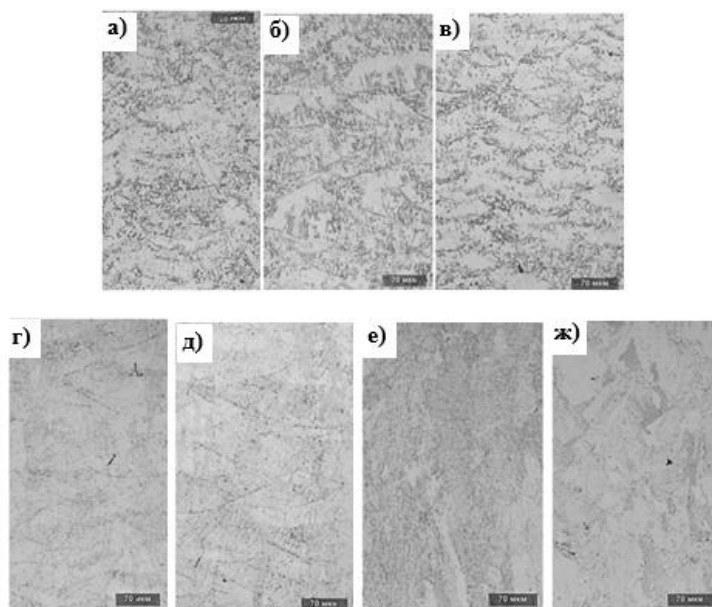


Рис. 1. Микроструктура сплавленной (режим 0) и впоследствии термообработанной стали 12X18H10T. Режимы: б) 1, в) 2, г) 3, д) 4, е) 5, ж) 6

В отличие от отжига и закалки стабилизирующий отжиг в большей степени способствует одновременному увеличению прочностных и пластичных свойств. После закалки значительно уменьшается условный предел текучести при росте относительного удлинения и сужения.

Таблица 2 – Механические свойства стали 12X18H10T после ТО

№ образца	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %	Ψ , %
Пруток по ГОСТ 5949-75 (Закалка с 1020-1100 °С, охлаждение на воздухе)	510	196	40	55
0	651	481	47	54
1	667	488	46	57
2	679	487	42	63
3	660	446	56	60
4	638	429	51	57
5	595	303	66	68
6	609	311	60	65

Используемые среды для проведения термического процесса не оказывают влияния на механические свойства стали.

Список литературы

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» //Авиационные материалы и технологии. 2015. №1. С. 3-33.

2. Gibson I. et al. Additive Manufacturing Technologies, DOI 10.1007/978-1-4939-2113-3.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОЙ ПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКИ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА НА ДЕТАЛИ ГТД

Обухов К. А., Каменева А.Л.

ПНИПУ, Пермь, kirillobukhov93@yandex.ru

По сравнению с классическими методами поверхностного восстановления и упрочнения деталей машин и механизмов лазерная порошковая наплавка (ЛПН) позволяет восстанавливать сложнопрофильные и тонкостенные детали при сохранении их исходной прочности, уменьшении деформации и сужении зоны термического влияния (ЗТВ) [1]. Однако, получение равномерного слоя без внутренних и внешних дефектов возможно только при оптимальном сочетании технологических параметров ЛПН. Детали в определенных узлах газотурбинных двигателей (ГТД) изготавливаются из материалов с высокой износостойкостью и жаропрочностью, поэтому для их поверхностного восстановления или упрочнения необходимо использовать материалы аналогичного состава и свойств [2]. Целью исследования является разработка оптимального режима ЛПН жаропрочного сплава Stellite 6 на поверхность детали из сплава ЖС6К.

Для оптимизации технологического процесса ЛПН при постоянных параметрах длительности процесса и расхода порошка Stellite 6 изменяли мощность излучения, скорость подачи и диаметр пятна луча лазера. Режимы ЛПН приведены в таблице 1.

Таблица 1. Режимы ЛПН образцов из материала марки Stellite 6

Обозначение режима/образцов	P, Вт	V, мм/мин	D, мм
1	500	200%*	160%*
2	750		
3	1000		
4	750	100%	160%
5		330%	
6	750	200%	100%
7			240%

*Технологические параметры в таблице приведены в условных единицах по согласованию с Заказчиком.

Наплавка выполнялась в 3 слоя по 5 дорожек на каждый слой. Образцы разрезали перпендикулярно оси наплавленного слоя. Микроструктуру и пористость наплавленного слоя и основного материала исследовали на оптическом микро-

скопе AXIO OBSERWER D1m фирмы Carl Zeiss. Качество слоя оценивали по его высоте, ширине и пористости (табл. 2).

Таблица 2. Размеры и пористость наплавленного слоя

№ образца	Размеры наплавленного слоя, мкм		Объемная доля пор, %	Максимальный размер пор, мкм
	Высота	Ширина		
1	0,9	3,8	0,37	64,7
2	1,0	4,0	0,23	44,5
3	1,8	4,3	0,45	61,6
4	2,5	4,0	0,85	111,0
5	0,8	3,6	0,44	56,9
6	1,5	3,9	0,39	52,2
7	1,4	4,5	0,32	74,4

Несплавления на границах наплавленных слоев наблюдаются при недостаточной мощности и минимальном диаметре пятна луча (рис. 1, а, е) и отклонении скорости подачи лазера (рис. 1, г, д) от оптимальных значений (рис. 1, б). При понижении скорости подачи, увеличении мощности и диаметра пятна луча лазера относительно оптимальных значений (рис. 1, б) высота наплавленного слоя значительно повышается при уменьшении его ширины (рис. 1, в, г, ж). Максимальные по размеру поры образуются при минимальной скорости подачи лазера (рис. 1, д). При повышении скорости подачи лазера высота и ширина наплавленного слоя уменьшаются.

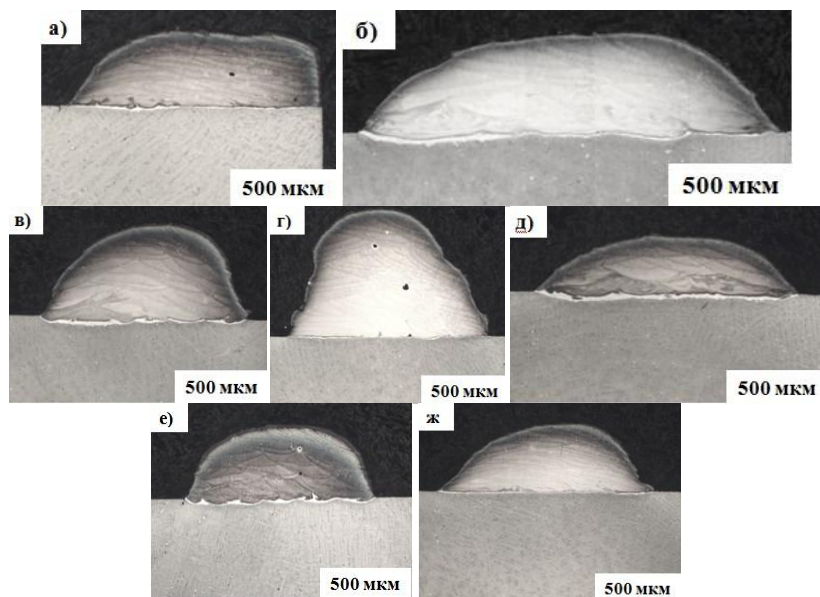


Рис. 1. Микроструктура слоев из материала Stellite 6, наплавленных при различных режимах ЛПН: а) 1, б) 2, в) 3, г) 4, д) 5, е) 6, ж) 7

Разработан оптимальный режим ЛПН жаропрочного сплава Stellite 6 на поверхность детали из сплава ЖС6К, обеспечивающий высокое качество и минимальную дефектность наплавочного слоя. Запланировано изучение зависимости физико-механических и адгезионных свойств внутренних слоев и наплавочного слоя в целом от технологических параметров ЛПН.

Список литературы

1. Обухов К.А. Анализ термических методов соединения никелевых сплавов как методов ремонта и восстановления деталей ГТД // Вопросы технических наук в свете современных исследований. 2017. №1. С. 6-13.
2. Ермолаев, А.С., Иванов, А.М., Василенко, С.А. Лазерные технологии и процессы при изготовлении и ремонте деталей газотурбинного двигателя / А.С. Ермолаев, А.М. Иванов, С.А. Василенко. Пермь, 2013. – С. 49-63.

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ДИФфуЗИОННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ В УСЛОВИЯХ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ГЕНЕРАЦИИ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ

Сагарадзе В.В.

*Институт физики металлов им. М.Н. Мухеева УрО РАН,
Екатеринбург ул. С.Ковалевской 18, vsagaradze@imp.uran.ru*

Холодная деформация сплавов железа может вызывать не только бездиффузионные мартенситные превращения, но и инициировать аномальные диффузионные процессы. В выполненных нами исследованиях была показана возможность образования деформационно-индуцированных приграничных атомных сегрегаций и аномального деформационного растворения самых разнообразных дисперсных фаз (интерметаллидов, карбидов, нитридов, оксидов) в сплавах на основе железа при 300 К и ниже. Обычная вакансионная диффузия при таких низких температурах деформации в сплавах железа не происходит. При исследовании механизма деформационного растворения интерметаллидов типа Ni_3Ti или Ni_3Al в аустенитных сплавах Fe-36Ni-3Ti(Al) неожиданной оказалась интенсификация этого процесса при криогенных температурах (вплоть до 77 К). Это связано с миграцией атомов Ni, Al или Ti из интерметаллидных частиц в матрицу вслед за пересекающими частицы дислокациями в том случае, если эти атомы перешли в междоузельные положения со снижением энергии активации миграции на порядок (при 77 К вакансии неподвижны). Рассчитанные значения величины дрейфа атомов примеси показали, что деформационно-индуцированный переход атомов из частицы Ni_3Ti (например, Ni) в междоузельное положение в виде краудина (энергия миграции $E \sim 0.1$ эВ) позволяет им двигаться диффузионным путем (на ощутимое расстояние ~ 1 нм и больше) в поле напряжения дислокации даже при температуре 77 К. С повышением температуры деформации до 473-573 К активизируется альтернативный процесс выделения интерметаллидов даже в предварительно состаренных (при более высоких температурах) сплавах Fe-Ni-Ti и Fe-Ni-Al. Поведение образующихся при низкотемпературной деформации (77 К) и облучении электронами (70 К) точечных дефектов (междоузельных атомов и вакансий) в модельном Fe-Ni аустенитном сплаве было проанализировано с помощью резистометрических измерений. Учитывали тот факт, что изменение электросопротивления в процессе отжига деформированного или облученного сплава при 70-140 К связано с миграцией междоузельных атомов (при 70-140 К), а при температурах ~ 200 К и выше – с миграцией вакансий.

НОВЫЕ ИЗНОСОСТОЙКИЕ СПЛАВЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ СВС-ТЕХНОЛОГИЕЙ

Алабушев А.В.¹⁾, Филиппенков А. А.¹⁾, Цикарев В.Г.²⁾, , Филиппов М.А.³⁾

¹⁾ ООО «СВС Композит», ²⁾ ООО «Научно-производственное предприятие ФАН» ³⁾
Уральский Федеральный университет, г. Екатеринбург, Россия, tsikarev@mail.ru

В качестве материала для исследования использованы два сплава на основе систем легирования Ti-Cu-C (сплав 1) и Ti-Ni-C (сплав 2), полученные с использованием СВС-технологии. Химический состав металла исследуемых образцов приведен в табл. 1. Фазовый состав сплавов определялся рентгеноструктурным методом.

Для оценки износостойкости сплавов принята методика изнашивания по закрепленному бразиву, реализованная на специальной установке на базе строгального станка. Образцы размером 10x10x25 мм торцевой рабочей частью площадью 10x10 мм совершали возвратно-поступательное движение по шлифовальной бумаге 14A32МН481 (ГОСТ 6456-82 на корундовой основе. Длина одного рабочего хода образцов составляла 0,13 м. путь трения образца за одно испытание при скорости движения 0,16 м/сек составлял 30 м. Нормальная нагрузка, действующая на образец, 10 Н (удельная нагрузка 0,1 МПа). Величина поперечного смещения шлифовальной бумаги за один двойной ход образца равнялась 1,2 мм. Относительная абразивная износостойкость определялась по результатам двух параллельных испытаний (эталон – инструментальная штамповая сталь Х12МФЛ после закалки от 1020 °С в масло, твёрдость HRC 63), сравнение результатов производили через относительные единицы:

$$J = \Delta M_s / \Delta M_0, \text{ где}$$

J – относительная износостойкость,

ΔM_s – потеря массы стали Х12МФЛ,

ΔM_0 – потеря массы испытуемого образца.

Таблица 1

Химический состав исследуемых образцов

Маркировка	Ti	Cu	Ni	C
Сплав 1	65,7	20,1	--	14,2
Сплав 2	65,2	--	21,4	13,4
Х12МФЛ ¹⁾	--	--	--	1,55

¹⁾ Сталь Х12МФЛ содержит 12,18 % Cr, 0,52 % Mo и 0,23 % V

Характерной особенностью макроструктуры образцов исследуемых сплавов является наличие пористости, однако если в сплаве 1 объём пор составляет около 9 %, то в сплаве 2 – примерно 2 %. Сплавы имеют композиционную микроструктуру, представляющую собой смесь первичных карбидов титана различной величины и формы – от 9 до долей мкм – и интерметаллидно-карбидных комплексов. Твёрдость сплава 1 составляет 40–45 HRC, а твёрдость сплава 2 – одинакова с литой сталью Х12МФЛ и равна 63 HRC.

Таблица 2

Результаты испытаний исследуемых образцов на абразивное изнашивание

<u>Маркировка</u>	Потери массы, ΔМ, г	HRC	ε
Сплав 1	0,1366	45	0,9
Сплав 2	0,0400	63	3,1
X12МФЛ	0,1244	63	1,0

Из данных таблицы 2 видно, что абразивная износостойкость сплава 1 составляет 0,9 от износостойкости стали X12МФЛ, принятой за единицу, в то время как образцы сплава 2 показывают при равной твердости с образцами стали X12МФЛ в три раза более высокую абразивную износостойкость. Различие в твердости сплавов, полученных по СВС-технологии, можно объяснить тем, что при близкой концентрации углерода и титана в обоих сплавах и примерно равном содержании карбидов титана, пористость сплава 1 в несколько раз выше, чем сплава 2, с чем связана и значительно более низкая твердость сплава 1. Существенное превышение по абразивной износостойкости сплава 2 по отношению к монолитной стали X12МФЛ при равной твердости связана с более высокой микротвердостью карбидов титана по сравнению с микротвердостью мартенсита, представляющего основную структурную составляющую инструментальной стали.

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМА СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Мазничевский А.Н.^{1,2}, Васюкова Е.С.^{1,2}, Сприкут Р.В.¹

¹ ООО «Ласмет», г. Челябинск, Россия, chiefteh@lasmet.ru, mail@lasmet.ru

² Южно-Уральский государственный университет,
г. Челябинск, Россия al.mazn@yu.ru

Мартенситностареющие стали обладают уникальным сочетанием механических и технологических свойств. Современное машиностроение и приборостроение, атомная и военная промышленности требуют применения новых конструкционных материалов, обладающих высокой прочностью, пластичностью, вязкостью и стойкостью к циклическим нагрузкам. Также от таких материалов требуется максимальная размерная стабильность во времени, высокая удельная жесткость, высокий модуль упругости и относительно низкий и стабильный коэффициент термического расширения. Следует отметить, что важнейшим преимуществом мартенситностареющих сталей перед другими высокопрочными сталями является их необычно высокое сопротивление хрупкому разрушению.

Поставленным требованиям в значительной степени удовлетворяют стали, разработанные сотрудниками лаборатории специальной металлургии («Ласмет») в начале 90-х годов прошлого века, являющиеся улучшенными вариантами зарубежных сталей марок MAR-350 и Vascomax C350. Разработанные стали успешно внедрены и используются на некоторых предприятиях отечественного машиностроения, тем самым реализуя актуальную на сегодняшний день программу импортозамещения.

Прочностные характеристики изучаемых сталей значительно превышают свойства близких по химическому составу известных мартенситностареющих сталей, таких как ЭП637А, ЧС4, а по пластическим свойствам не уступают им.

Так, прочность стали ЭП637А после оптимального старения составляет ~ 1800-2000 МПа, в то время как разработанные стали имеют прочность до 2500 МПа. Пластичность и ударная вязкость стали при этом находиться на том же уровне.

В настоящей работе исследованы микроструктура и механические свойства образцов мартенситностареющих сталей после закалки и последующего старения. Установлены оптимальные температурно-временные режимы старения. Проведен рентгеноструктурный анализ образцов. Показано изменение параметра кристаллической решетки и плотности дислокаций после старения с различных температур.

ВЛИЯНИЕ БОРА И АЗОТА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ РАЗЛИЧНЫХ КЛАССОВ

Мазничевский А.Н.^{1,2}, Гойхенберг Ю.Н.², Сприкут Р.В.¹

¹ ООО «Ласмет», г. Челябинск, Россия, chiefteh@lasmet.ru, mail@lasmet.ru

² Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск,
Россия goikhenbergyn@susu.ru

Анализ современной технической литературы по борсодержащим сталям показал недостаточную освещенность вопросов взаимодействия бора с легирующими элементами и, в особенности, с азотом. В большинстве работ по борсодержащим сталям азоту уделяется недостаточное внимание, при том, что бор является сильным нитридообразующим элементом и имеет высокое сродство к азоту.

Данное обстоятельство обусловлено сложностью проведения исследований в связи с высокой диффузионной подвижностью атомов бора, незначительных концентраций, в которых его вводят в сталь (оптимальной считается концентрация 0,001-0,003 мас. %), то есть сложностью определения его фактической концентрации и неоднозначностью получаемых результатов вследствие влияния чистоты используемых ферросплавов.

В настоящей работе систематизированы имеющиеся знания о механизмах взаимодействия бора с легирующими элементами, в особенности его взаимодействия с азотом и проведены исследования различных вариантов микролегирования борсодержащей стали.

ОБРАЗОВАНИЕ БЕСКАРБИДНОГО БЕЙНИТА.

**ТЕРМОДИНАМИКА, КИНЕТИКА, СТРУКТУРА, ТЕТРАГОНАЛЬНОСТЬ
Мирзаев Д.А., Терещенко Н.А., Яковлева И.Л., Булдашев И.В., Окишев К.Ю.**

Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск

Институт Физики Металлов УрО РАН, г. Екатеринбург

На основе термодинамико-статистической теории К. Зинера и А. Хачатуряна упорядочения атомов углерода в ОЦК решетке железа рассчитаны химические потенциалы железа и углерода в твердом α' -растворе с объемно-центрированной тетрагональной решеткой, которой обладает мартенсит или бескарбидный бейнитный феррит. Затем выражение для химических потенциалов были использованы для расчета метастабильной диаграммы фазового равновесия α' -фаза-аустенит. В итоге было показано, что растворимость углерода в тетрагональном феррите может оказаться в сотни раз выше, чем для кубического феррита.

Кинетика образования бескарбидного бейнита (Б.) была исследована для кремний-марганцевой заэвтектической стали. Бейнитное превращение аустенита наблюдалось в интервале температур 250–450°C, причем максимальная скорость соответствовала 300°C. Образование Б. продолжалось при этой температуре более 30 часов. Причем за первые 10 часов количество Б. возросло до 41%, а через 30 ч. до 83%. Концентрация углерода в Б., исходно равная 0,93%, понизилась до 0,26% за 10 часов, а далее до 0,1%. Решетка Б. оказалась слабо тетрагональной, причем отношение *c/a* уменьшается в ходе выдержки. Дано объяснение полученным экспериментальным фактам.

ПРИРОДА ОРИЕНТАЦИОННЫХ СООТНОШЕНИЙ АУСТЕНИТА И ЦЕМЕНТИТА

Крапошин В.С.¹, Симич-Лафицкий Н.Д.¹, Талис А.Л.²

¹МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия, bauman@bmstu.ru ;

²ИНЭОС РАН им. А.Н. Несмеянова, Москва, Россия, larina@ineos.ac.ru ;

Экспериментально определены несколько ориентационных соотношений (ОС) между цементитом и аустенитом в заэвтектоидных сталях. Thomson и Howell [1] показали, что наблюдавшиеся разными авторами ОС аустенит/цементит могут быть записаны в единой форме

$$\{-103\}C \parallel \{111\}A; <010>C \parallel <10-1>A; <30-1>C \parallel <-12-1>A \quad (1)$$

Данное соотношение записано для установки кристалла цементита, соответствующей пространственной группе *Pbnm*, в этой установке ребра ромбической элементарной ячейки цементита вдоль осей *x,y,z* имеют значения соответственно *a*=452, *b*=507, *c*=674 пм [2].

Предложен механизм образования зародыша при взаимном преобразовании кристаллических структур цементита и аустенита. Механизм основан на трактовке рассматриваемых структур как кристаллографических разбиений на триангулированные полиэдры, которые могут быть трансформированы переброской диагоналей в ромбах, составленных из двух соседних треугольных граней (рис.1).

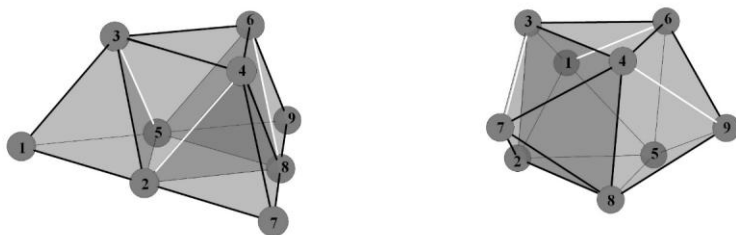


Рис.1. Трансформация объединения правильного октаэдра по общим граням с тремя тетраэдрами (а) в трехшапочную тригональную призму (б). Ребра 2-4, 3-5 и 6-8 заменяются на ребра 3-7 , 1-6 и 4-9 соответственно (выделены белым цветом).

Ориентационное соотношение между аустенитом и цементитом определяется фрагментами данных структур в локальном объеме и распространяется на весь объем кристалла.

Ориентационное соотношение 60-градусного ромбоэдра встроенного в структуру цементита: («внутреннего» фрагмента ГЦК-упаковки), с кристаллом цементита, а также ОС тригональной призмы с тремя полуоктаэдрическими «шапочками», образующейся на границе двойника аустенита по плоскости (113), с окружающим аустенитом, совпадает с ориентационным соотношением Томсона-Хоуэлла «внешнего» аустенита с цементитом (рис.2).

Наблюдаемое ориентационное соотношение ГЦК-аустенита и цементита определяется кристаллографическим соотношением группа-подгруппа между партнерами по превращению, и некристаллографической симметрией определяющей трансформацию триангулированных кластеров ГЦК-аустенита.

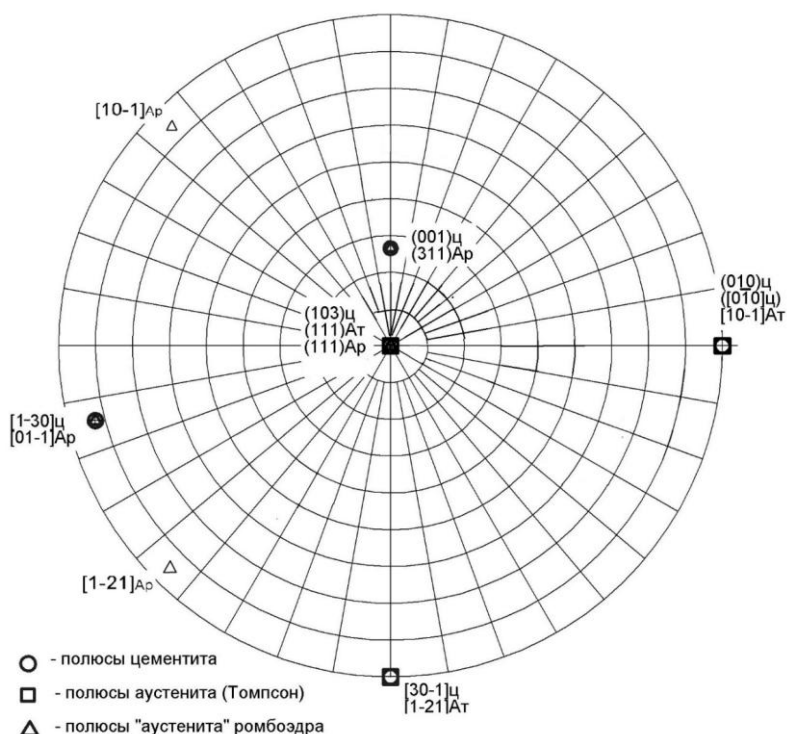


Рис.2. Совмещенная стереографическая проекция цементита-аустенита «внешнего», ромбоэдра «внутреннего».

1. Thomson S.W., Howell P.R. A preliminary comparison of two apparently diverse cementite/austenite orientation relationships: Scripta Metallurgica 22(1988) 229-233.

2. K.Schubert, Kristallstrukturen zweikomponentiger Phasen, Springer Verlag, 1964. Berlin/Goettingen/Heidelberg, 1964.
3. Исайчев И.В. Журнал технической физики, Т.17 (1947). Вып.6. С.835-838.
I.V.Isaichev, Zhur. Tekhn. Fiziki, 17 (1947) 835.
4. Багаряцкий Ю.А. Доклады АН СССР. Т.73 (1950). №6. С.1161-1164.
Y.A. Bagaryatski, Dokl. Akad. Nauk SSSR, 73 (1950) 1161.
5. Wayman, C. M., Introduction to the Crystallography of Martensitic Transformations, Macmillan 1964, New York.
6. Fasiska E.J., Jeffrey G.A. On the Cementite Structure//Acta Cryst. 1965. - V.19.-P.463-471.
7. V. Kraposhin, V. Schastlivtsev, I. Jakovleva, A. Talis, New model for carbon distribution in austenite and steel transformation products: Materials Today: Proceedings 2S (2015) S557 – S560.

ОСОБЕННОСТИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Макаров А.В.^{1,2}, Чалина М.А.¹, Лежнин Н.В.¹, Осинцева А.Л.²

¹ *Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН,
Екатеринбург, Россия*

² *Институт машиноведения УрО РАН,
Екатеринбург, Россия av-mak@yandex.ru*

Изучены возможности деформационного упрочнения аустенитной хромоникелевой стали с использованием нового способа ультразвуковой ударно-фрикционной обработки (УЗУФО) [1]. В отличие от стандартной ультразвуковой ударной обработки УЗУФО проводится по методу наклонного удара индентора, колеблющегося с ультразвуковой частотой. Воздействие пульсирующего индентора под углом к обрабатываемой поверхности направлено на усиление фрикционной составляющей взаимодействия индентора с металлом и соответствующее увеличение сдвиговой составляющей пластической деформации. Методами микродюрометрии, кинетического микроиндентирования, трехмерной профилометрии, металлографического и рентгеноструктурного анализов исследованы микромеханические свойства, глубина упрочнения, изменения структуры и фазового состава поверхностного слоя, а также шероховатость поверхности аустенитной нержавеющей стали 04X17H8ГМТ, подвергнутой ультразвуковой обработке колеблющимся индентором в среде индустриального масла И-45. Магнитострикционный вибратор закрепляли под различными углами к поверхности образцов: (90-60)°. Обработку поверхности осуществляли при сканировании (с поперечным смещением) твердосплавным индентором со сферической заточкой радиусом 4 мм, прижимаемым к поверхности со статической нагрузкой 140 Н и частоте колебаний $f = 21$ кГц. Средняя скорость перемещения пульсатора составляла $V = 600$ мм/мин. Шаг поперечного смещения при сканировании составлял 0,1 мм.

Измерениями микротвердости при нагрузке на индентор Викерса 25 гс установлено, что при расположении деформирующего инструмента по нормали (под углом 90°) к обрабатываемой поверхности (стандартная ультразвуковая ударная обработка) микротвердость стали увеличивается от 200 до 385 HV 0,025, а толщина сильнодиспергированного слоя составляет всего 4-6 мкм. При исполь-

зовании наклонного удара под углом 80, 70 и 60° микротвердость поверхности повышается соответственно до 465, 800 и 915 HV 0,025 (после фрикционной обработки скользящим индентором из синтетического алмаза без смазки микротвердость не превышает 760-800 HV 0,025), а глубина слоя с мелкодисперсной структурой возрастает до 20-40 мкм. Обнаружено интенсивное развитие фазовых превращений с формированием α' -мартенсита деформации. Уменьшение угла наклона инструмента к обрабатываемой поверхности приводит к росту ее шероховатости, однако и при угле 60° не наблюдается развития процессов схватывания на поверхности аустенитной стали. Таким образом, УЗУФО является эффективным способом деформационного упрочнения метастабильной аустенитной хромоникелевой стали.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России по теме «Структура» № 01201463331 (проект № 18-10-2-39) и государственного задания ИМАШ УрО РАН.

Положительное решение от 05.12.2017 о выдаче патента РФ на изобретение «Способ ультразвуковой упрочняющей обработки деталей» / Авторы: А.В. Макаров, И.Ю. Малыгина, С.В. Буров, Р.А. Саврай. Заявка № 2016126583. Дата подачи (приоритета) заявки: 01.07.2016.

ОЦЕНКА МАКРО И МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛЕЙ КАТЕГОРИИ ПРОЧНОСТИ K60 И K65

**Биктагиров Р.К., Завалищин А.Н., Кожевникова Е.В.,
Разгулин И.А., Чикишев Д.Н.**

Строительство и эксплуатация современных металлических конструкций ответственного назначения, например, магистральных нефте- и газопроводов осуществляется в очень жестких технологических и геолого-климатических условиях. Поэтому к качеству проката для магистральных трубопроводов предъявляются высокие требования, вызывающие постоянное совершенствование технологий производства и комплексный контроль его структуры и свойств.

Ликвационные процессы при затвердевании непрерывнолитой заготовки (НЛЗ) и при прокатке оказывают существенное влияние на качество и заготовки, и проката. В настоящее время известны как визуальные качественные методики оценки химической неоднородности в заготовке и прокате, так и количественные.

Первичная оценка ликвации проводится на темплетах НЛЗ, на которых устанавливается балл осевой химической неоднородности (ОХН) по ОСТ 14-4-73, который, не дает количественной оценки ликвации в современных трубных сталях, полученных на МНЛЗ. ОХН на темплетах наблюдается в виде цепочки темных точечных пятен в осевой части сляба от первого до четвертого балла (рис.1)

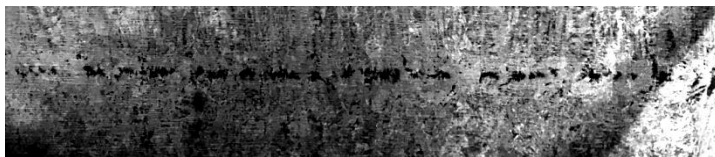


Рис. 1. ОХН в трубной стали, категории прочности K60

При этом микроструктура поверхности, всего сечени и осевой ликвационной зоны состоит из зерен с граничными выделениями феррита и внутренней игольчатой структурой, отличающихся только размером и формой зерен без видимых изменений структуры в местах ликвационных пятен (рис.2), а твердость по Виккерсу определяется местом измерения: феррит или игольчатая структура. В стали К65 твердость на бейнитный участке составляет 230 – 250 МПа, с ферритными зернами – $HV = 220 - 230$ МПа.

С помощью анализатора изображения Thixomet PRO величину ликвации можно представить количественно, как относительную площадь, занимаемую темными точками на выбранной площади темплета. В результате анализа была предложена количественная шкала оценки ОХН в слябах (табл.1)

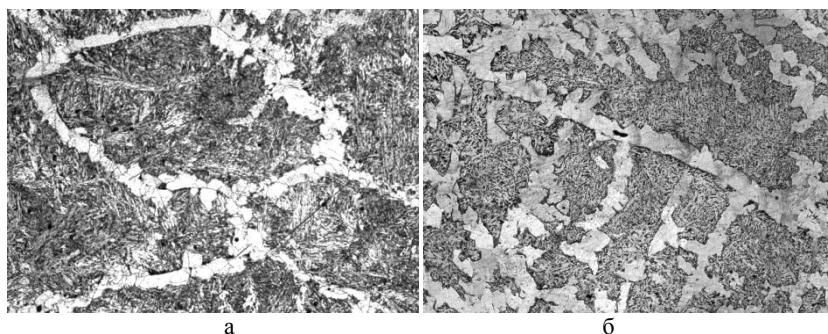


Рис.2. Микроструктура поверхности (а) и осевой ликвационной зоны (б) НЛЗ

ОХН сляба наследуется горячим прокатом в виде полос в середине по толщине со структурой, отличной от остальной части сечения проката с мелкозернистой ферритной структурой, также наблюдается другие виды полосчатости.

Таблица 1.

Количественная оценка ОХН сляба К60 и К65

Балл химической неоднородности	Относительная площадь темных пятен
Балл 1	0 – 0,5
Балл 2	> 0,5 – 1,25
Балл 3	> 1,25 – 2
Балл 4	> 2 – 3,5
Балл 5	> 3,5

В стали категории К 60 осевая структура состоит из одной или нескольких полос со смешанными зернами мартенсита и феррита, а в остальном сечении присутствуют перлитные полосы (рис.3). Микротвердость в горячем прокате основной ферритной структуры составляет 180 – 260 МПа, в феррито-перлитных полосах - 279 -320 МПа, феррито-мартенситных - 340 – 450 МПа.

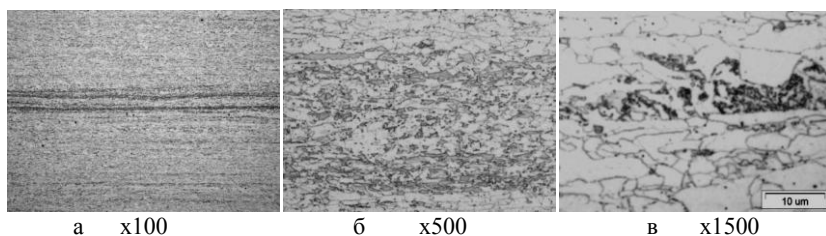


Рис. 3. Структура стали категории К 60 с мартенситно-ферритными полосами по центру (а,б) и перлитной полосчатостью в четверти по толщине листа

В стали категории К65 на фоне мелких несколько вытянутых ферритных зерен расположены полосы крупноугольчатого феррита, а в осевой зоне структура в основном из полос такого феррита (Рис. 4). Микротвердость полос крупноугольчатого феррита ниже, чем у мелкозернистого, составляет менее 195 МПа, что позволяет отнести его к видманштеттову ферриту.

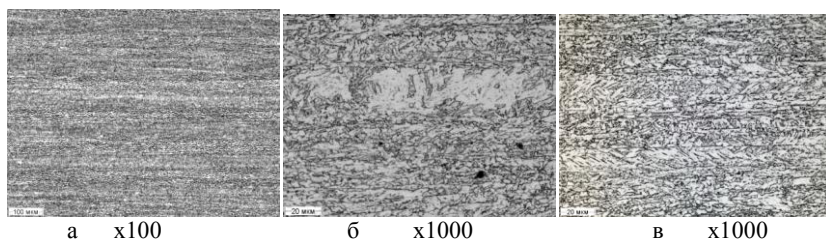


Рис. 3. Полосчатая структура стали категории К 65 из мелкозернистого феррита с полосами крупноугольчатого (а), четверть толщины (б), осевая зона (в)

Предлагаемые количественные оценки полосчатости структуры проката достаточно трудоемки, поэтому целесообразнее использовать ее визуальную оценку, сравнивая изучаемую структуру со шкалой баллов, полученной в результате анализа большого количества микроструктур трубных сталей с соответствующей градацией по баллам от вида структуры.

СТАДИЙНОСТЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ СТАЛИ С БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ

Аксёнова К.В.¹, Никитина Е.Н.¹, Громов В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.²

¹ Сибирский государственный индустриальный университет,

Новокузнецк, Россия, e-mail: gromov@physics.sibsui.ru

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, Россия, e-mail: yufi55@mail.ru

Целью настоящей работы являлось исследование формирования и эволюции фазового состава и дефектной субструктуры бейнитной стали при активной пластической деформации сжатием.

В качестве материала исследования была использована конструкционная сталь 30Х2Н2МФА [1]. Аустенизацию стали проводили при температуре 960°С, 1,5 часа; охлаждение осуществляли на воздухе. Деформацию стали проводили

одноосным сжатием со скоростью $\sim 7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ столбиков размерами $4 \times 4 \times 6 \text{ мм}^3$ на испытательной машине типа «Инстрон». Исследования структуры и фазового состава стали осуществляли методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг и рентгеноструктурного анализа.

Выявлены две стадии деформационного упрочнения: стадия с параболической зависимостью σ - ϵ или убывающим коэффициентом упрочнения Θ и стадия со слабо изменяющимся отрицательным значением коэффициента упрочнения. Переход от первой стадии ко второй наступает в интервале степени деформации (19...25)%. Разрушение испытываемых образцов стали происходило при $\epsilon \approx 0,4$ путем хрупкого скола с образованием нескольких крупных осколков. Деформационное поведение образцов обусловлено изменением фазового состава и дефектной субструктуры материала.

Во-первых, пластическая деформация стали сопровождается ростом скалярной плотности дислокаций. При этом тип дислокационной субструктуры не изменяется, а зависимость ее от степени деформации состоит из нескольких участков: участок ($0 \% < \epsilon < 18 \%$), характеризующийся монотонным увеличением скалярной плотности дислокаций; участок ($26 \% < \epsilon < 36 \%$) с практически неизменным значением величины скалярной плотности дислокаций; переходный участок, наблюдающийся в интервале степени деформации $18 \% < \epsilon < 26 \%$.

Во-вторых, при больших степенях деформации стали происходит существенное увеличение объема материала, содержащего деформационные микродвойники. Интенсивное увеличение объема материала, содержащего микродвойники, отмечается при степенях деформации, больших (20...25) %, т.е. на стадии деформирования, характеризующейся снижением скорости увеличения скалярной плотности дислокаций.

В-третьих, деформация стали сопровождается фрагментацией пластин бейнита. Увеличение степени деформации приводит к уменьшению средних продольных размеров фрагментов (поперечные размеры фрагментов ограничены границами пластин бейнита и при деформации практически не изменяются). Причем при степени деформации $\epsilon > 26 \%$ изменение средних размеров фрагментов практически прекращается. Можно предположить, что размеры фрагментов достигают некоторого критического значения ($\approx 200 \text{ нм}$) значения. Снижение средних размеров фрагментов протекает на фоне увеличения степени их разориентации. В работе [2] показано, что подобная структура, не способная к дальнейшей эволюции в процессе деформирования (так называемая критическая структура), является предпочтительным местом формирования микротрещин.

Электронно-микроскопический микродифракционный анализ стали методом тонких фольг выявил на изображениях структуры изгибные контуры экстинкции, присутствие которых указывает на изгиб-кручение кристаллической решетки материала [3, 4]. Установлено, что в стали перед деформацией (исходное состояние) и в стали после малых ($\approx 5 \%$) степеней деформации контуры располагаются преимущественно поперек пластин бейнита, пересекая пластину от одной границы до другой. После больших степеней деформации ($\epsilon \approx 18 \%$ и более) в материале формируются кольцевые контуры, охватывающие некоторые области в объеме пластин. Также с увеличением степени деформирования возрастает поверхностная плотность контуров, что указывает на увеличение количества концентраторов напряжений в материале. Одновременно с этим уменьшаются средние попереч-

ные размеры контуров, что говорит о росте амплитуды изгиба-кручения кристаллической решетки материала [4].

В-пятых, деформация стали сопровождается существенным преобразованием карбидной подсистемы материала. Изменяется место расположения частиц цемента: с увеличением степени деформации объемная доля частиц, расположенных на границах пластин бейнита, увеличивается, и к моменту разрушения образца практически весь цементит находится на внутрифазных границах. Увеличение объемной доли частиц цементита, расположенных на внутрифазных границах, протекает немонокотонным образом: весьма быстро – в интервале степеней деформации $5\% < \epsilon < 10\%$ и существенно медленнее при больших степенях деформации. Причиной скачкообразного увеличения объемной доли частиц цементита на внутрифазных границах может быть превращение остаточного аустенита с образованием α -фазы и цементита, инициированное деформацией стали. Начальная стадия деформирования ($\epsilon \approx 10\%$) сопровождается увеличением суммарной доли частиц цементита в стали; при больших степенях деформирования объемная доля цементита в стали снижается. Это означает, что углерод в атомарном виде переходит на дефекты кристаллической решетки стали (дислокации, субграницы и границы) и в твердый раствор на основе α -фазы. Таким образом, карбидные превращения в бейнитной структуре протекают в рамках двух конкурирующих процессов – растворение частиц цементита, образовавшихся в процессе бейнитного превращения в объеме пластин феррита, и выделение в процессе «деформационного старения» частиц цементита на элементах дислокационной субструктуры. Одновременно с этим наблюдается допревращение остаточного аустенита, инициированное деформированием стали [5].

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов (проект СП 1335.2016.1

Список литературы

1. Приданцев М.В., Давыдова Л.Н., Тамарина А.М. Конструкционные стали: Справочник. М.: Металлургия, 1980. 288 с.
2. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.
3. Хирш П., Хови А., Николсон Р. и др. Электронная микроскопия тонких кристаллов. М.: Мир, 1968. 574с.
4. Конева Н.А., Козлов Э.В. Природа субструктурного упрочнения // Известия ВУЗов. Физика. 1982. №8. С.3-14.
5. Ivanov Yu.F., Nikitina E.N., Gromov V.E., Glezer A.M., Alsaraeva K.V. Laws of the Deformation-Induced Structural Transformation in Bainitic Steel // Russian Metallurgy (Metally). Vol. 2016. No. 4. pp. 365–370.

ЛАЗЕРНЫЕ СВАРНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ: СТРУКТУРА И СВОЙСТВА

Березовская В.В., Березовский А.В., Хилфи Д.Х., Хадыев М.С.

*Уральский федеральный университет,
Екатеринбург, Россия, ber6141@yandex.ru*

Высокоазотистые аустенитные стали (ВАС) обладают наилучшей среди аустенитных нержавеющих сталей комбинацией прочности и ударной вязкости, лучшей стойкостью к коррозии; к тому же исследованные в работе Cr-Mn и

Cr-Mn-Mo-высокоазотистые стали не содержат дорогостоящего никеля [1-3]. Однако свариваемость высокоазотистых сталей все еще остается малоизученной, в то время как многие потребители нержавеющей сталей заинтересованы в использовании этих сталей для сварных деталей и конструкций. Целью работы было исследование влияния лазерной сварки на структуру и свойства высокоазотистых аустенитных безникелевых сталей в сравнении с Cr-Ni-сталью. Стыковые сварные соединения были выполнены с использованием CO₂-лазера с максимальной мощностью 5 кВт в режиме непрерывной волны на комплексе TRUMPF; механические испытания на воздухе и в среде 3,5%-NaCl проводили на оборудовании Tinius Olsen H50KS, а также на твердомере Akashi AVK при нагрузке 5 кг; исследования структуры – с использованием металлографического комплекса Альтами Мет 1 и просвечивающего электронного микроскопа ЭМБ-100Л.

Основные результаты работы:

1. Во всех зонах сварного соединения на протяжении цикла сварки сварные соединения Cr-Mn- и Cr-Mn-Mo-сталей имеют более высокую прочность по сравнению с аналогичным соединением из Cr-Ni-стали.
2. Аустенит исследованных ВАС сохраняет высокую стабильность на протяжении цикла сварки.
3. Твердость Cr-Mn-Mo-стали выше на 70 единиц HV₅, чем у Cr-Mn-стали; в первом случае нет заметной разницы в твердости между основным металлом и металлом шва, а во втором твердость шва выше на 30 HV₅, чем у основного металла.
4. Во всех зонах сварного соединения высокоазотистых сталей выявлена высокая плотность дислокаций. Причем, для Cr-Mn-Mo-стали, помимо скольжения дислокаций, был характерен механизм двойникования аустенита.

Список литературы:

1. Березовская В.В., Саврай Р.А., Меркушкин Е.А., Макаров В.А. Исследование структуры, механических и коррозионных свойств новых высокоазотистых Cr-Mn-сталей с молибденом. *Металлы*, 2012, № 3. С. 31-39.
2. Березовская В.В. Система легирования высокоазотистых аустенитных сталей, структура, механические и коррозионные свойства // *Инновации в материаловедении и металлургии: материалы I междунар. интеракт. науч.-практ. конф. Часть 1*. Екатеринбург: Изд-во Урал. Ун-та, 2012. С. 257-266.
3. Perestoronin A. V., Misiurov A. I., and Smirnova N. A. Comparative Analysis of the Structure of Metal in the Arc and Laser Welding of Cryogenic Steel // *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2016, Vol. 80, No. 12, pp. 1500–1503.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ТВЕРДОСТИ 3D НАПЛАВКИ ПРОВОЛОКОЙ 30ХГСА

Трекин Г.Е., Шевченко О.И.

НТИ (ф) УрФУ, Нижний Тагил, Россия, trekin1963@yandex.ru

Развитие робототехники позволило развивать аддитивные технологии, что значит с нанесением материала на заготовку, с помощью дуговой наплавки. Изготовление изделий роботизированной наплавкой сможет найти применение при единичном и мелкосерийном производстве сложных по форме изделий из металлических материалов, с достаточным уровнем свариваемости. Для внедрения

необходимо решить ряд задач, среди которых есть и материаловедческие, например исследование свойств получаемого металла после наплавки и последующей автотермоциклической обработки (АТЦО). Изготовление массивных заготовок требует применение производительных способов сварки поэтому настоящая работа посвящена исследованию металла, полученного с помощью наплавки под флюсом.

Наплавка производилась на установке АДЦ -1250 СФ проволокой 30ХГСА диаметром 3 мм на типовых режимах под флюсами АН 348 А, ФСА ЧТА 650 -20/80 и UF -01, количество проходов 51, в качестве основного металла использовалась планка из стали 10Г2. Исследование химического состава наплавленного металла выполнено на приборе Q2-ION, металлографическое исследование на микроскопе ZEISS AXIO Observer D1m, оснащенным аппаратно - программным комплексом THIXOMET, дюрометрическое исследование на твердомере DURA Jet по методу Роквелла.

После наплавки последовательно одного валика на другой формируется вертикальная стенка высотой 60 -65 мм и шириной 14 -15 мм без трещин.

Таблица

Хим. состав и твердость наплавочной проволоки и наплавленного металла (НМ)

Флюс	Содержание элементов, масс. %				Твердость НМ, HRC после:	
	С	Si	Mn	Cr	наплавки	наплавки и АТЦО
Пр. 30ХГСА	0,34	0,97	0,81	0,75	-	-
АН 348 А	0,13	1,15	2,31	0,56	31	26
ФСАЧТА650 -20/80	0,14	1,20	1,59	0,72	31	21
UF -01	0,21	1,04	1,02	0,79	26	19

Анализ распределения твердости по высоте НМ показал, что верхние валики имеют более высокую на 16 -32 % твердость по сравнению с низлежащими, прошедшими АТЦО (см. табл.). При наплавке происходит насыщение наплавленного металла кремнием и марганцем и выгорание углерода и хрома в результате формируется низкоуглеродистый и низколегированный НМ. Исследование микроструктуры выявило мартенсито - ферритную структуру наплавленного металла, где более высокая твердость соответствует наименьшему содержанию феррита.

Таким образом, при 3D наплавке проволокой 30ХГСА под слоем флюса формируется низкоуглеродистый низколегированный наплавленный металл без дефектов с мартенсито - ферритной структурой и твердостью от 19 до 26 HRC, обусловленной разупрочнением наплавленного металла из-за автотермоциклической обработки.

УСКОРЕННОЕ ОХЛАЖДЕНИЕ ФАСОННОГО ПРОКАТА В ПОТОКЕ СОРТОВЫХ СТАНОВ

Сычков А.Б., Агутин Г.В., Камалова Г.Я.

ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»,

Магнитогорск, Россия, absychkov@mail.ru

В настоящее время производство фасонного проката характеризуется двумя основными проблемами.

Первая из них – это наличие на профилях, особенно несимметричного сечения (неравнополочные уголки, полосульбовый судостроительный профиль, тавровое сечение и т.п.), местного и/или общего изменения формы и размеров. Это связано с охлаждением металла после прокатки или на холодильнике в двухфазной области – в межкуритическом ($\gamma \rightarrow \alpha$) интервале температур (МКИТ), в котором возникают остаточные напряжения, вызывающие искривление раската. Применение роликово-правильных машин (РПМ) для исправления искривлений после окончательного охлаждения раската в ряде случаев неэффективно.

Вторая проблема заключается в высокой температуре конца прокатки, при которой формируется наследственно крупное ферритное зерно и грубые перлитные колонии, что обуславливает низкие значения предела текучести и отношения предела текучести к временному сопротивлению разрыву. В этом случае значения предела текучести зачастую ниже требований нормативно-технической документации (НТД). Это характерно для сталей марок Ст3сп, 09Г2, 09Г2С, 25Г2С и др. Проблема решается при понижении температуры конца прокатки, однако такое решение приводит к росту энергосиловых параметров процесса прокатки и ограничено по прочностным характеристикам прокатных станов, а также режимами прерванной и/или прерывистой (термоциклической) закалки с прокатного нагрева с самоотпуском.

Процесс термического упрочнения наиболее эффективен для повышения механических свойств проката, соответствующих более высокому классу прочности, которое до этого достигалось только при дополнительном микролегировании стали ванадием, ниобием, титаном и другими элементами. Такое микролегирование весьма затратно.

Научно-технологические разработки термического упрочнения и правки фасонных профилей были начаты в 70-90-ых годах прошлого века, но в настоящее время термическая правка внедрена и проводится только на стане 450 Западно-Сибирского металлургического комбината.

В данном докладе приведены результаты разработки технологии термического упрочнения-термической правки фасонного проката (уголки, швеллера) из стали Ст3сп на базе математического и физического моделирования процесса теплоотдачи при ускоренном водяном охлаждении металла. При этом применили программную среду расчетного метода конечных элементов DEFORM 3D+HEAT TREATMENT и провели лабораторные эксперименты в нескольких печах с изменением температуры и времени выдержки при этих температурах в широком диапазоне для имитации режимов ускоренного водяного охлаждения фасонного проката.

В результате исследования представлены характеристики математического моделирования технологии термической обработки уголкового равнополочного проката 63х63х4 мм из стали Ст3сп для оценки структуры и механических

свойств проката. При этом подтверждено, что диффузионное фазовое превращение сопровождается выделением тепла (явление рекалесценции). Приведено также распределение температуры по сечению и участкам проката, показывающее, что менее массивные участки профиля (края полок уголкового проката) охлаждаются значительно интенсивнее массивных участков (вершина угла профиля). Однако, более теплоаккумулирующие участки отдают свое тепло менее массивным и закаленным участкам, вследствие чего проводится самоотпуск мартенситных участков с формированием эффективной структуры перлита отпуска.

Лабораторное исследование проводилось на трех фасонных профилях (равнополочные уголки 40х40х4, 75х75х8 и швеллер № 5) и доказывает эффективность термической обработки фасонных профилей из нелегированной рядовой стали Ст3сп при их упрочнении в диапазоне температур отпуска 200-650°C с достижением коэффициента упрочнения в пределах 1,4-2,6 (по временному сопротивлению разрыву). Это обеспечивает получение уголкового проката повышенных классов прочности в диапазоне от 440 до 1130 МПа вместо исходного класса прочности в горячекатаном состоянии – 320 МПа (по пределу текучести).

Полученные результаты моделирования технологии термической обработки уголков из стали Ст3сп могут быть распространены на другие марки стали, такие как 09Г2, 09Г2С, 10ХСНД и т.п. с исключением дорогостоящего микролегирования стали ванадием, ниобием, титаном и другими химическими элементами.

По разработанному алгоритму рассчитаны режимы термического упрочнения фасонных профилей (уголки равнополочные - № 4-12,5 и неравнополочные – 90х56х8, 110х97х7, швеллеры № 5У-18У, полосы 70х100, 120х14, 180х18-20, 200х25) для достижения классов прочности от 345 до 590 МПа (по пределу текучести) из марок стали, приведенных выше.

Эксперимент на спрейерной установке центра испытаний МГТУ им. Г.И. Носова ООО «Термоформ» на равнополочных уголках 90х90х7, 100х100х10, 110х110х7, и швеллерах № 8 и 12 показал высокую эффективность водяного охлаждения фасонного проката при упрочнении. При этом обеспечиваются высокие значения пластических характеристик (относительного удлинения и ударной вязкости при различных температурах). Порог хладноломкости составляет минус 60°C. Микроструктура упрочненного проката изменяется от феррито-перлитной (класс прочности 345) до сорбитной с игольчатым ферритом (класс прочности 590).

Таким образом, в результате исследований разработана технология термического упрочнения на классы прочности 345-590 МПа (по пределу текучести) фасонного проката широкого марочного и размерного сортамента (по НТД для проката конструкционного, судостроительного, трубного назначения), прошедшая проверку в лабораторных условиях, предложена схема установки ускоренного водяного охлаждения уголков, швеллеров и полос на стане 450 ПАО «ММК». Сопутствующим положительным эффектом при ускоренном охлаждении является эффект термической правки фасонных профилей с исключением их механической правки на РПМ.

Список литературы

1. Технология термической обработки арматурного и фасонного проката. Теория и металлургическая практика/А.Б. Сычков, Э.В. Парусов. А.Б. Моллер и др. – Palmarium academic publishing, 2017. 272 с.

2. Технология термического упрочнения-термической правки фасонных профилей проката/А.Б. Сычков, М.А. Шекшеев, С.О. Малашкин, Г.Я. Камалова.- Литейные процессы. 2016. № 15. С. 73-88.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ХРОМСОДЕРЖАЩИХ ПОКРЫТИЯХ НА СТАЛЯХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЙОДНОГО ТРАНСПОРТА

Христюк Н. А., Богданов С. П.

*Санкт – Петербургский государственный технологический институт
(Технический университет), Санкт – Петербург,
Россия, nikolai.hristyuk@mail.ru*

Диффузионное хромирование является одним из технологий поверхностного легирования сталей и применяется для придания им таких свойств как окалиностойкость, коррозионная стойкость (включая высокотемпературные условия воздействия коррозионных реагентов) устойчивость к абразивному износу [1,2,3]. Процесс может быть реализован различными методами, но наиболее простой из них – насыщение из порошковой засыпки, содержащей хром (феррохром), наполнитель, инертный в условиях проведения процесса (обычно используют Al_2O_3) и активатор. Роль активаторов заключается в связывании хром в летучие соединения, которые транспортируются к покрываемому стальному изделию с последующими химическими процессами, приводящими к росту на нем покрытия. Самым распространенным активатором является NH_4Cl . Обычно процесс проводят при температуре 1000 – 1200°C [1,2]. В нашей работе в качестве активатора предложен йод, преимуществом которого является как и высокая реакционная способность по отношению к металлам, так и свойство образовывать соединения с низкой энергией диссоциации.

Целью настоящей работы является исследование фазообразования при росте покрытий в различных температурно – временных условиях. Объектами исследования являлись промышленные образцы углеродистых качественных сталей с различным содержанием углерода: Ст 20, Ст 45, У12 и армко – железо, содержащее 0,03% С. Источником хрома являлся порошковый хром марки ПХ-1М. Для приготовления порошковой засыпки также использовались оксид алюминия марки ч. д. а. и металлический йод марки ч. Хромирование проводили в герметичном кварцевом реакторе, погруженном в печь сопротивления. Из реактора предварительно откачивали воздух и заполняли аргоном высокой чистоты. Температуру варьировали от 400°C до 1000°C с шагом в 100°C. Время роста составляло 1,5 часа, 3 часа и 6 часов. Толщину и элементный состав покрытий определяли методом рентгенофлуоресцентного анализа (РФЛА) на приборе Axios Advanced и электронно – микроскопического исследования поперечных шлифов с использованием микроскопа Tescan Vega 3. Рентгенофазовый анализ (РФА) проводили на рентгеновском дифрактометре Rigaku SmartLab 3 в режиме фокусировки по Брэггу – Брентано.

Транспорт хрома на все материалы начинается при температуре 400°C. По данным РФЛА и электронной микроскопии на поверхности наблюдаются незначительные содержания хрома (2-5%), неоднородно распределенные по поверхности. Первые визуальные признаки образования покрытия наблюдаются при температуре процесса 500°C. Рентгеновские дифрактограммы диффузионного слоя показали, что его фазовый состав изменяется в зависимости от времени процес-

са, температуры и содержания углерода в исходном сплаве. При этом, как оказалось, в области низких температур модифицированный слой на армко - железе представляет собой нитрид хрома состава CrN. При изменении условий процесса переноса хрома на поверхность железа (увеличение времени до 6 часов при 500⁰C или увеличение температуры до 600⁰C), в диффузионном слое появляется карбид хрома Cr₂C, а затем и Cr₂₃C₆ (при температуре 700⁰C). Дальнейший рост температуры до 700⁰C и более высоких значение приводит постепенному снижению доли фазы CrN параллельно с ростом карбидных фаз. Образование нитридов хрома объясняется высоким содержанием N в исходном армко – железе (0,018% масс.). Следует также отметить значительный рост диффузионного подслоя на образцах армко – железа, содержащих 20 – 30% Cr и проявляющихся при температурах обработки 900⁰C и 1000⁰C. Поверхностный слой, сформированный в этих условиях представляет собой нитрид Cr₂N с размером зерен до 10 мкм в зависимости от условий нанесения, фаза CrN полностью исчезает.

На образцах углеродистых сталей наблюдается образование карбидов хрома, состав которых определяется содержанием углерода в славе (рис. 1). Так если на армко-железе и на стали 20 преобладают карбиды Cr₂C и Cr₂₃C₆, то на средние и высокоуглеродистых сталях (сталь 45 и У12) преобладает фаза Cr₇C₃. Следует отметить, что в покрытиях на всех сталях нитридные фазы практически отсутствуют, рост покрытий начинается с преобладания карбидов. Это вызывается значительно более высокими содержаниями углерода при меньшем содержании азота. Образование карбидных и нитридных фаз вызвано встречной диффузией элементов с малым атомным радиусом – углерода и азота к потоку хрома, обладающего большим сродством к ним.

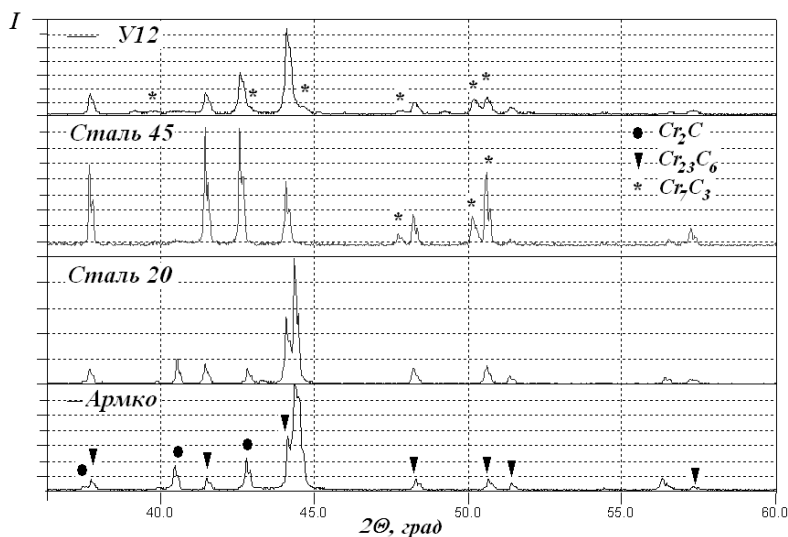


Рис. 1 - дифрактограммы поверхности армко-железа, стали 20, стали 45, стали У12 после хромирования при температуре 800-1000⁰C.

Литература

1. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. Справочник. / Г.В. Борисенко, Л.А. Васильев, Л.Г. Ворошнин и др. // М.: Металлургия, 1981. - 424 с.
2. Frank Czerwinski. Heat Treatment Conventional and Novel Applications. / Edited by Frank Czerwinski. Janeza, Croatia: Published by in Tech, 2012. 408 p.
3. Naiming Lin. Assessments on friction and wear behaviors of P110 steel and chromizing coating sliding against two counterparts under dry and wet conditions. / Lin Naiming, Xie Faqin, Yang Huijun, Tian Wei, Wang Hefeng, Tang Bin. – Applied Surface Science – 2012 V. 258, P. 4960 – 4970.

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОКРЫТИЙ НИТРИДА ТИТАНА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПОСЛЕ ОТЖИГА НА ВОЗДУХЕ

Рубаник^{1,2} В.В., Багрец¹ Д.А., Савицкий¹ В.О., Бобров¹ В.П.

¹ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»,
Витебск, Беларусь, ita@vitebsk.by

²УО «Витебский государственный технологический университет»,
Витебск, Беларусь

В случае медицинского применения к покрытиям нитрида титана (TiN) предъявляются самые строгие требования:

- биосовместимость и/или биоинертность;
- низкая шероховатость поверхности и коэффициент трения;
- микротвердость, сопоставимая с твердостью основы [1, 2].

Целью работы являлось установление закономерностей изменения структурно-фазового состава, твердости и биологической надежности нитрид-титановых покрытий, используемых в ортопедической и ортодонтической стоматологии, после низкотемпературного (от 300 до 500 °С) отжига на воздухе.

Методики подготовки подложек из нержавеющей стали X18H10T, осаждения на их поверхность TiN покрытий, а также отжига полученных композиционных образцов в окислительной среде подробно изложены в [3].

Фазовый состав сформированных покрытий (рис.1) исследовали методом рентгеноструктурного анализа при помощи дифрактометра ДРОН-2.0 в фильтрованном Fe-K α излучении по методу Брегга-Брентано. Для выявления особенностей структуры при различных температуре и времени термообработки определялись следующие параметры: период решетки, размер кристаллитов и текстурный коэффициент.

Микротвердость композиции «покрытие-подложка» (рис.2а) определяли с помощью прибора ПМТ-3М с алмазной пирамидой Виккерса при нагрузке на индентор 60 г.

Проверку разности электрических потенциалов (рис.2б) TiN покрытий осуществляли в модельной среде полости рта (0,4%-ный раствор хлорида натрия, 2%-ный раствор молочной кислоты) в соответствии с [4].

Установлено, что отжиг в интервале от 300 до 500 °С в течение от 10 до

180 мин качественно не привел к изменению фазового состава TiN покрытий, однако способствовал уменьшению периода кристаллической решетки по мере роста времени выдержки.

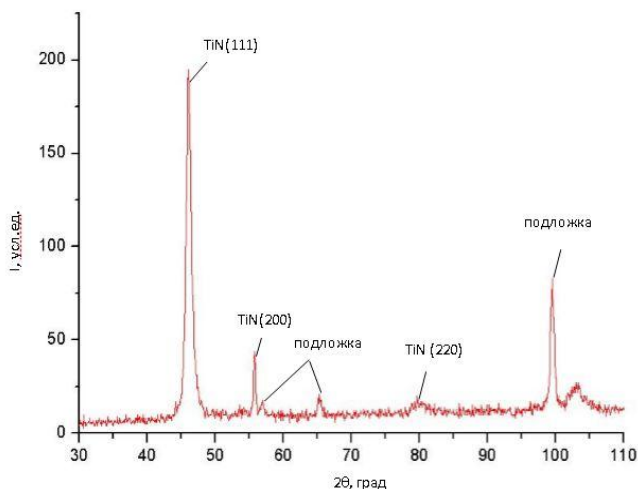


Рисунок 1. Дифракционный спектр исходного образца с осажденным TiN покрытием

Твердость композиции «TiN покрытие на стальной подложке» не зависела от времени отжига, однако заметно различалась для каждой температуры: ~4 ГПа для 300 °С (сопоставима с твердостью основы), ~6 ГПа для 400 °С (близка к твердости основы) и 14-17 ГПа (характерна для нитрида титана технического назначения). Величина разности потенциалов образцов с TiN покрытием для всех режимах соответствовала требованиям межгосударственного стандарта для протезов с защитно-декоративными покрытиями и варьировалась в интервале от 370 до 400 мВ.

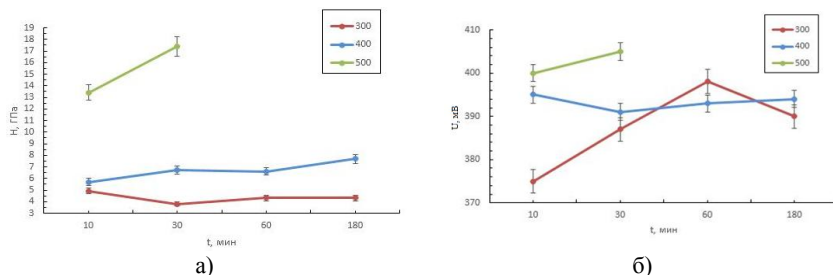


Рисунок 2. Зависимости микротвердости образцов с TiN покрытиями (а) и разности потенциалов (б) от времени термообработки для различных температур

Таким образом, с точки зрения медицинского применения можно рекомендовать режимы термической обработки нитрид-титановых покрытий в интервале от 300 до 400 °С, при которых покрытие сохраняет высокие декоративные свойства,

не вызывает гальванических реакций и имеет микротвердость, сопоставимую с твердостью подложки из нержавеющей стали.

Список литературных источников

1. Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Багрец Д.А., Бобров В.П. Измерение микротвердости композита TiN – TiNi, полученного ионно-плазменным осаждением // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2014. – №4. – С. 55-59.

2. Dixon T. K. Kwok, Martin Schulz, Tao Hu, Cheng lin Chu and Paul Chu. Surface Treatments of Nearly Equiatomic NiTi Alloy (Nitinol) for Surgical Implants // Biomedical Engineering. Trends in Materials Science / Mr Anthony Laskovski (Ed.) – InTech, 2011. – Ch.12. – P.269-282.

3. Рубаник В.В., Багрец Д.А., Пряхин С.С. Термообработка декоративных TiN покрытий как способ управления цветностью // Письма о материалах. – 2016. – Т.6, №4. – С. 253-256.

4. ГОСТ 31577-2012. Протезы зубные металлические с защитными покрытиями.

УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ДОВОДКА ИНСТРУМЕНТА ДЛЯ ВОЛОЧЕНИЯ КАБЕЛЯ С МИНЕРАЛЬНОЙ ИЗОЛЯЦИЕЙ

Рубаник В.В., Царенко Ю.В., Мосин А.В.

*ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»,
Витебск, Беларусь, ita@vitebsk.by*

В ИТА НАН Беларуси разработано оборудование для размерной обработки и полировки волок диаметром 0,04 - 10,0 мм из сверхтвердых материалов, например, природных и синтетических алмазов, твердых сплавов [1]. Обработка производится по способу алмазно-абразивной доводки притиром в виде проволоки или жгута (инструмента) с подачей в зону обработки абразивной суспензии. Станок для полировки волок имеет две модификации: с наложением на инструмент ультразвуковых колебаний (рис.1) и обычного исполнения (рис.2). Для возбуждения ультразвуковых колебаний в зоне обработки была использована ультразвуковая аппаратура, включающая высокочастотный ультразвуковой генератор с выходной мощностью до 600 Вт и преобразователь номинальной частотой 22 кГц, со ступенчатым концентратором.

Основными технологическими характеристиками вибрационной доводки являются: сьем обрабатываемого материала, шероховатость обработанной поверхности, точность обработки, глубина образуемого в результате доводки поверхностного слоя и остаточные деформации в нем.

Технические характеристики ультразвукового станка для доводки волок представлены в таблице 1.

Показано, что технологические характеристики ультразвуковой доводки волок для пластической деформации кабелей с минеральной изоляцией зависит от параметров процесса: натяжения рабочего инструмента, скоростей вращательного и возвратно-поступательного движения и их соотношения, рода и зернистости абразива, соотношения твердой и жидкой фаз абразивной суспензии, амплитуды и частоты колебаний, времени обработки, материала притира.

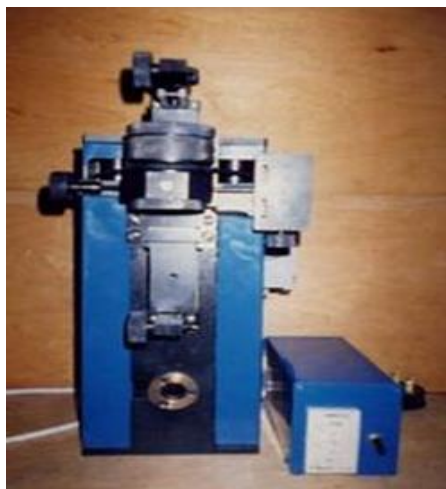


Рис. 1 Ультразвуковой станок для доводки волок



Рис. 2. Станок для полировки волок обычного исполнения

Таблица 1 – Технические характеристики станка для доводки волок

№ п/п	Техническая характеристика	Значение параметра
1.	Диаметр отверстия волокна, мм	0,04 - 10,0
2.	Скорость вращения шпинделя, об/мин	1300
3.	Число двойных ходов притира в мин	140
4.	Амплитуда хода притира, мм	80
5.	Угол поворота шпинделя, град	20
6.	Перемещение шпинделя в плоскости, перпендикулярной оси притира, мм	14
7.	Потребляемая мощность, Вт	180
8.	Габаритные размеры, мм	200x320x410
9.	Масса, кг	20

При обработке хрупких материалов, каким является синтетических алмаз СВ15Б, по рассматриваемым схемам доводки определено оптимальное по производительности значение усилия натяжения инструмента. Повышение скорости съема материала с ростом усилия натяжения обусловлено в основном двумя причинами: увеличением числа работающих зерен и увеличением глубины внедрения зерен в обрабатываемую поверхность. Оптимальное значение напряжения натяжения проволоки составляло около 150 Н/мм^2 . Его рост усилия способствует также уменьшению овальности волоочильного отверстия, что наиболее явно проявляется при обработке отверстий инструментом с диаметром равном диаметру обрабатываемого отверстия.

С увеличением скорости вращения волокна относительно инструмента, объем удаленного материала за единицу времени возрастает. Увеличение скорости съема

ма при высоких скоростях относительного движения заготовки и притира обусловлено как улучшением условий обмена абразивных зерен в рабочей зоне, так и увеличением времени взаимодействия абразивных зерен с обрабатываемой поверхностью.

Наиболее интенсивный съем материала происходит в начальный период обработки, по мере снятия припуска величины съема уменьшается и в установившемся режиме не зависит от времени обработки (рис.3).

В начальный период обработки происходит интенсивное зарождение усталостных трещин вследствие наличия на обрабатываемой поверхности дефектного слоя образованного предшествующей операцией (ультразвуковым шлифованием).

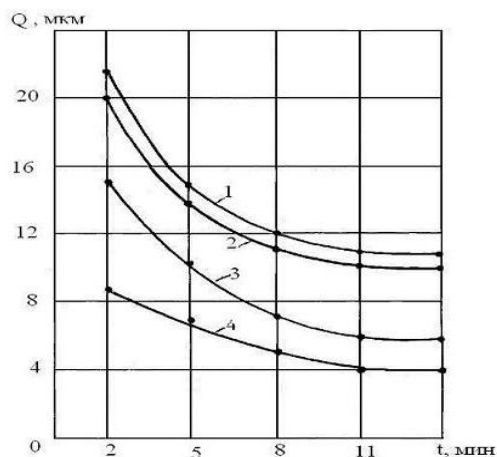


Рис.3. Зависимость изменения диаметра волокна Q от времени обработки t , при различных амплитудах колебаний притира: 1 - 15 мкм; 2 - 12 мкм; 3 - 10 мкм; 4 - 5 мкм. Скорость вращения волокна 1500 об/мин

По мере удаления дефектного слоя глубина распространения усталостных трещин уменьшается, вызывая снижение величины съема материала до определенного значения, зависящего от физико-механических свойств материала заготовки и технологических параметров обработки.

Разработанное ультразвуковое оборудование позволяет производить формообразование волоочильного канала инструмента и может быть рекомендовано для использования в кабельной и метизной промышленности.

1. Клубович В.В., Рубаник В.В., Царенко Ю.В. Ультразвук в технологии производства композиционных кабелей. – Минск: Беларус. навука, 2012. – 293 с.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АМОРФНОГО СПЛАВА Ti-Hf-Ni-Cu ПОСЛЕ ПРОВЕДЕНИЯ НИЗКОЧАСТОТНОЙ МЕХАНОАКТИВАЦИИ

Беляев С.П.^{1,2}, Рубаник В.В.^{3,4}, Реснина Н.Н.^{1,2}, Рубаник В.В. мл.^{3,4},

Шеляков А.В.⁵, Непомнящая В.В.^{3,4}, Убийвовк Е.В.¹

¹ Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург

² Петербургский институт ядерной физики им. Б.П. Константинова

НИЦ Курчатовский институт, Гатчина

³ Витебский государственный технологический университет,

Витебск, Беларусь

⁴ Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

⁵ НИЯУ «МИФИ», г. Москва, piromniashchaya@mail.ru

Вопрос по изучению влияния механоактивации на аморфные сплавы на основе TiNi является практически неизученным. Данная тема является актуальной, так как аморфные сплавы с памятью формы являются наиболее перспективными материалами, которые после кристаллизации испытывают термоупругие мартенситные превращения. Такие материалы используют как основу для создания кристаллических материалов с заданным параметрами кристаллической структуры или для получения аморфно-кристаллических композитов.

Поэтому целью данной работы было изучение влияния низкочастотной механоактивации на структуру и свойства аморфного сплава на основе Ti-Hf-Ni-Cu. Для исследований были выбраны аморфные ленты на основе Ti-Hf-Ni-Cu. Состав лент приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав аморфной ленты

Содержание элементов в ат. %			
Ti	Ni	Hf	Cu
40,7	44,8	9,5	5

Низкочастотную механоактивацию аморфного сплава осуществляли, нагружая образец повторяющимися циклами «растяжение-сжатие» с частотой 20 Гц в течении 10 минут с амплитудой 1 и 4 мкм. Такое воздействие проводили при температурах 25, 200 и 450 °С.

Анализ изображений структуры образцов в просвечивающем электронном микроскопе в режиме высокого разрешения (рисунок 1) позволил установить, что механические колебания с амплитудой 4 мкм влияют на структуру аморфных сплавов с памятью формы. В структуре аморфного сплава обнаруживаются кластеры с упорядоченным расположением атомов в пределах 5-10 атомных слоев. При этом на кольцевых электронограммах появляются отдельные рефлексы.

Присутствие нанокластеров в аморфной структуре сплава может оказывать влияние на параметры последующей кристаллизации, поэтому дополнительно был исследован процесс кристаллизации образцов аморфного сплава Ti₄₀Ni_{44,8}Hf_{9,5}Cu₅, подвергнутых механоактивации. Полученные результаты показали, что температурный интервал кристаллизации практически не зависит от того, были ли образцы подвергнуты механоактивации или нет. Изменение параметров механоактивации (частоты, амплитуды, длительности) также не оказывают влияния на температуры кристаллизации. Вместе с тем, обнаружено, что

механоактивация, вне зависимости от ее способа или параметров, понижает теплоту кристаллизации на 10-15 % .

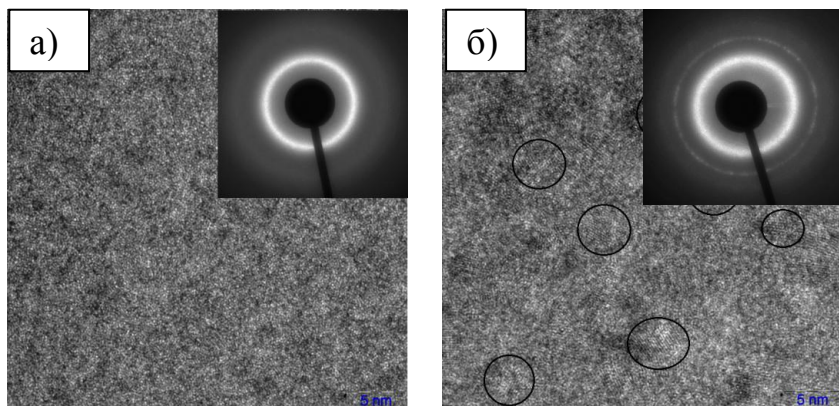


Рисунок 1 – Структура аморфного сплава $\text{Ti}_{40.9}\text{Hf}_{9.5}\text{Ni}_{44.6}\text{Cu}_5$ и дифракционная картина после проведения низкочастотной механоактивации; а) $T=25^\circ\text{C}$, $x_A=1$ мкм; б) $T=25^\circ\text{C}$, $x_A=4$ мкм.

Для того, чтобы установить могут ли сплавы претерпевать мартенситные переходы, а так же для того, чтобы определить параметры фазовых переходов, образцы после кристаллизации охлаждали и нагревали в интервале температур от 100 до -100°C , полученные калориметрические кривые представлены на рисунке 2. Полученные результаты исследования мартенситных превращений в данном сплаве, показали, что после проведения низкочастотной механоактивации происходит смещение температур мартенситных превращений в область более низких температур. Можно предположить, что эти явления связаны с изменением размера зерна кристаллической фазы.

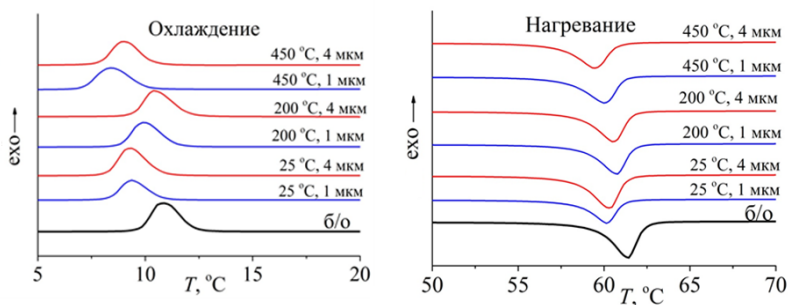


Рисунок 2 – Калориметрические кривые, полученные при охлаждении и нагревании образцов сплава $\text{Ti}_{40.9}\text{Hf}_{9.5}\text{Ni}_{44.6}\text{Cu}_5$, подвергнутых механоактивации и последующей кристаллизации.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 16-58-00093-Бел-а Белорусского фонда фундаментальных исследований № Т16Р-203. Работа Шелякова А.В. выполнена в рамках Программы повышения конкурентоспособности НИЯУ МИФИ при поддержке Министерства образования и науки РФ, Договор 02.А03.21.0005.

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БОРСОДЕРЖАЩИХ ПОКРЫТИЙ,
СФОРМИРОВАННЫХ МЕТОДОМ ВНЕВАКУУМНОЙ
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ**

Бушуева Е.Г., Кузин Ф.А., Плотников Г.О., Батаев В.А.

*Новосибирский государственный технический университет
г. Новосибирск, Россия, e-mail–dusias@mail.ru*

Одним из эффективных методов поверхностного упрочнения материала является вневакуумная электронно-лучевая обработка, направленная на формирование покрытия, обладающего высоким комплексом механических свойств [1,2]. К преимуществам метода относят: высокий КПД установки (75 %), большую мощность (до 100 кВт), глубокое проплавление материала, высокую адгезию слоёв основной материал-покрытие, возможность выбора режима при изменении параметров, отсутствие необходимости применять дорогостоящие вакуумные камеры [3]. Так же следует отметить, что выбор данного метода связан с тем, что он позволяет сформировать прочные, бездефектные покрытия на основе тугоплавких элементов с высокой адгезией к материалу основы. В качестве элемента значительно повышающего комплекс триботехнических свойств покрытий использовали бор. Высокий уровень износостойкости является важнейшим достоинством борированных слоёв, определяющим их широкое применение в машиностроительном производстве. Стойкость борированных слоёв, нанесённых по отработанному технологическим режимам, соизмерима с износостойкостью твёрдых сплавов [4,5].

Обработка осуществляется путем поверхностного оплавления порошковых смесей равномерно нанесённых на основной материал. Вследствие высокой температуры, образующейся в результате взаимодействия электронного пучка с поверхностными слоями обрабатываемого материала, происходит проплавление, как основного материала, так и порошковой смеси. Возникающие диффузионные процессы обеспечивают перемешивание порошка с верхним слоем основного материала. Охлаждение оплавленного участка, проходящее за счёт теплоотвода в не нагретые слои материала, приводит к формированию покрытия. Особенно, характерной для процесса борирования реализуемого в присутствии жидкой фазы, является резкое увеличение диффузионной подвижности атомов. Это позволяет сформировать борированные слои увеличенной толщины.

Наплавка порошковых смесей проводилась в Институте ядерной физики им. Г.И. Будкера (ИЯФ) СО РАН на промышленном ускорителе электронов модели ЭЛВ-6. В качестве основного материала использовали пластины из стали 12Х18Н9Т размером 100х50х10 мм. Обработка осуществлялась в сканирующем режиме по следующим параметрам: энергия электронного пучка – 1,4 МэВ; максимальная мощность 100 кВт; частота сканирования 5 Гц; скорость перемещения образца относительно пучка – 10 мм/с; ток пучка 22-24 мА. В процессе обработки порошковая смесь, состоящая из аморфного бора, железа и флюса, равномерно

распределялась по поверхности основного материала. Масса насыпки составила 0,33 г на 1 см². Металлографические исследования показали, что в процессе вневакуумной электронно-лучевой наплавки формируются покрытия толщиной ~2,5 мм, не имеющие трещин и крупных пор, которые могли бы повлиять на механические свойства. Измерения микротвердости показали, что уровень микротвердости покрытия достигает ~ 1600 HV, что значительно превышает микротвердость основного материала (~200 HV).

Результаты оценки износостойкости покрытия в условиях трения о закрепленные частицы абразива свидетельствуют об увеличении износостойкости материала с покрытием в 5 раз. Это объясняется высокой объемной долей фазовых включений в виде твердых боридов в структуре покрытия. Вязкая матрица удерживает распределенные в ней твердые частицы боридов, что обеспечивает высокое сопротивление изнашиванию в условиях трения.

Таким образом, вневакуумная электронно-лучевая наплавка бора на стальную основу позволяет получить покрытия с улучшенными механическими характеристиками, такими как твердость и износостойкость.

Литература:

1. Yushkov, Y. G., Tyunkov, A. V., Oks, E. M., & Zolotukhin, D. B. (2016). Electron beam evaporation of boron at forevacuum pressures for plasma-assisted deposition of boron-containing coatings. *Journal of Applied Physics*, 120(23), 233302.
2. Zolotukhin, Denis, Andrey Tyunkov, and Yury Yushkov. "Synthesis of the boron-based coating in beam plasma using fore-vacuum electron source." *AIP Conference Proceedings*. Vol. 1899. No. 1. AIP Publishing, 2017.
3. Голковский М.Г. Закалка и наплавка релятивистским электронным пучком вне вакуума. – LAP LAMBERT Academic Publishing, Германия, 2013. – 318 с.
4. Крукович М. Г., Прусаков Б. А., Сизов И. Г. Пластичность борированных слоев. М. : Физматлит, 2010. 384 с.
5. Самсонов Г. В., Серебрякова Т. Я., Неронов В. А. Бориды. М. :Атомиздат, 1975. 375 с.

"Работы выполнены при финансовой поддержке государства в лице Минобрнауки России (Соглашение № 14.610.21.0013, идентификатор проекта RFMEFI61017X0013)".

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКЕ ПОЛОСЫ ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В НЕПРЕРЫВНЫХ АГРЕГАТАХ

**Лазарева А.И., Копцева Н.В., Ефимова Ю.Ю.,
Никитенко О.А., Голубчик Э.М.**

*ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет
им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск, Россия, Anna_Lazareva89@bk.ru*

На ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» (ММК) в листопркатном цехе № 11 (ЛПЦ-11) освоена технология соединения холоднокатаных полос методом лазерной сварки. Если сваренную полосу с некачественным сварным соединением отправить в линию непрерывного агрегата, может произойти обрыв в зоне сварного шва и полная остановка линии до тех пор, пока полоса не будет извлечена [1]. Целью данной работы является выявление закономерностей формирования структуры и свойств сварных соединений, обеспечивающих без-

обрывную транспортировку полосы из низкоуглеродистой стали при укрупнении рулонов методом лазерной сварки в непрерывных агрегатах комплекса холодной прокатки ЛПЦ-11 ММК.

Лазерную сварку концов холоднокатаных полос толщиной от 0,4 до 1 мм из сталей марок 08пс, 10пс и 08Ю реализовывали в условиях ЛПЦ-11 ММК в линии непрерывного комбинированного агрегата АНО/АНГЦ. Металлографические исследования проводились в Центре коллективного пользования НИИ «Наносталей» ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова». Они показали, что в лазерных сварных соединениях из всех исследованных марках стали в зоне кристаллизации шва наблюдается структура, состоящая из квазипolygonального феррита и реечного бейнита с небольшим количеством участков мартенситно-аустенитной составляющей (рис. а). В околошовной зоне (ОШЗ) выявляются зона перегрева с крупными зернами polygonального феррита и небольшим количеством перлита (рис. б) и зона перекристаллизации, которая в свою очередь включает в себя зону нормализации с перекристаллизовавшимися мелкими зернами феррита и небольшим количеством перлита (рис. в) и зону неполной перекристаллизации, состоящую из мелких перекристаллизовавшихся зерен и крупных рекристаллизованных зерен феррита, а также небольшого количества перлита (рис. г). В зоне рекристаллизации в условиях кратковременного нагрева имеет место значительный градиент температур и в микроструктуре наряду с рекристаллизованными наблюдаются деформированные ферритные зерна (рис. д). В зоне основного металла структура типична для деформированной холоднокатаной низкоуглеродистой стали (рис. е). В микроструктуре сварных соединений из стали 08Ю, кроме того, методом рентгеноспектрального микроанализа обнаружены частицы нитридов алюминия.

Распределение микротвердости в лазерных сварных соединениях из всех исследованных марок стали оказалось симметричным по отношению к оси сварного шва, а характер его изменения соответствует расположению кристаллических зон и их протяженности.

Повышение мощности лазера приводит к уменьшению длины реек бейнита в зоне кристаллизации шва и в ОШЗ и к уменьшению диаметра рекристаллизованных зерен в зоне рекристаллизации, делает распределение микротвердости более благоприятным и сопровождается увеличением протяженности зон кристаллизации шва и перегрева, уменьшением протяженности зон перекристаллизации и рекристаллизации и протяженности области разупрочнения. Качество сварного соединения улучшается.

Увеличение фокусного расстояния, напротив, приводит к возрастанию длины реек бейнита и диаметра рекристаллизованных зерен, делает распределение микротвердости менее благоприятным, сопровождается ростом протяженности всех кристаллических зон и области разупрочнения и ухудшением качества сварного соединения.

Доказано, что наиболее опасной зоной сварных соединений, имеющей нестабильные механические свойства, в которой при транспортировке в линии непрерывного агрегата наиболее вероятен обрыв полосы, является зона перекристаллизации, протяженность которой изменяется очень существенно по сравнению с другими кристаллическими зонами.

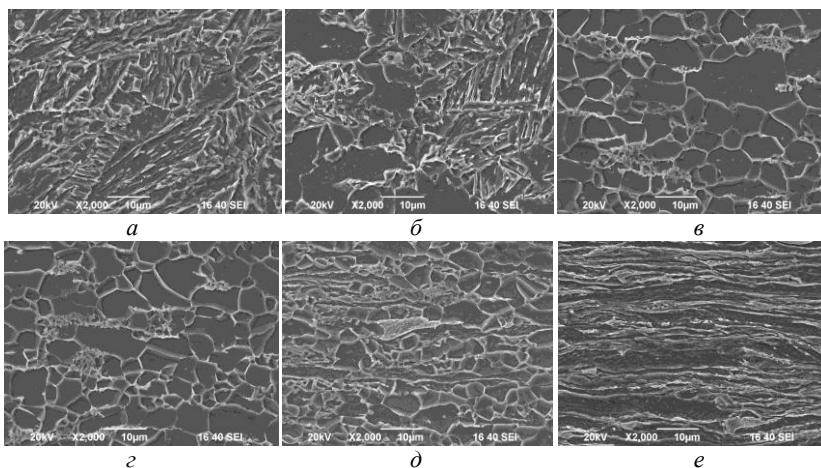


Рисунок. Строение зон кристаллизации шва (а), перегрева (б), нормализации (в), неполной перекристаллизации (г), рекристаллизации (д) и основного металла (е) лазерного сварного соединения в полосе из стали 10пс

Выявлено, что увеличение мощности предварительного и последующего нагревов снижает микротвердость в зоне кристаллизации шва и в ОШЗ. При этом повышение мощности предварительного нагрева не оказывает существенного воздействия на протяженность кристаллических зон, а при мощности последующего нагрева выше 4,5 кВт происходит резкое увеличение протяженности зон перекристаллизации, рекристаллизации и области разупрочнения, что отрицательно сказывается на свойствах сварных соединений. После рекристаллизационного отжига в агрегате АНО/АНГЦ в лазерных сварных соединениях полос зона рекристаллизации объединяется с основным рекристаллизованным металлом, вследствие чего протяженность области разупрочнения уменьшается на величину протяженности зоны рекристаллизации. Микротвердость и величина остаточных напряжений лазерных сварных снижаются, а их распределение становится более однородным по сравнению с состоянием после проведения лазерной сварки.

Список литературы

1. Longfield, N. Improving laser welding efficiency / N. Longfield, T. Leishout, Im. de Wit, T. Van Der Veldt // Welding Journal. – 2007. – Volume 86. – № 5. – P. 52-54.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТОНКОПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТА В ПРОЦЕССЕ ВОЛОЧЕНИЯ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ДЛЯ АРМАТУРНЫХ КАНАТОВ

Копцева Н.В., Ефимова Ю.Ю., Чукин М.В.,

Ишимов А.С., Барышников М.П.

ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»,

г. Магнитогорск, Россия, kopceva1948@mail.ru

На сегодняшний день одним из наиболее востребованных видов продукции металлургического производства являются высокопрочные арматурные канаты,

которые преимущественно изготавливаются из стали, близкой по составу к эвтектоидной и с главной структурной составляющей – перлитом. Важнейшей операцией при производстве проволоки для арматурных канатов является волочение заготовки, предварительно подвергнутой патентированию [1-3]. Такая проволока обладает самой высокой технологической прочностью, что объясняется уникальной способностью тонкопластинчатого перлита, формирующегося при патентировании, к деформации. При волочении патентированной проволоки происходят сложные физические процессы, как в ферритной, так и в цементитной составляющей перлита, поэтому для достижения оптимального сочетания уровня прочности и пластичности, важно знать характер деформационного поведения ферритной и цементитной фазы перлита [4].

Целью работы¹ является исследование влияния особенностей поведения цементитных и ферритных ламелей на формирование механических свойств в процессе волочения перлитной стали для арматурных канатов.

В условиях ОАО «ММК-МЕТИЗ» горячекатаная заготовка стали марки 80 Ø 12,0 мм подвергалась обработке в агрегате патентирования и далее пластически деформировалась методом волочения с суммарной степенью деформации ~88 % (с Ø 12,0 мм до Ø 4,01 мм).

Исследование микроструктуры показало², что в процессе деформации наряду с утонением ферритных пластин с ростом суммарного обжатия все более важную роль начинает играть поведение цементитной фазы: в структуре возникают полосы сброса, в которых локализуется деформация, цементитные пластины изгибаются, морфология цементитной фазы изменяется – пластинчатая форма карбидной фазы поэтапно трансформируется в изогнутую с выраженным вихреобразным строением перлитных колоний. Локализованная деформация вызывает, срез, смещение и разворот пластин цементита в местах развития сдвига. Разрушение пластин цементита при образовании узких полос сброса наблюдается не всегда даже при значительном изгибе цементитных пластин в местах пересечения этих полос (рис. 1, а), но может происходить при их развороте подобно пластинам веера в результате деформации кручением (рис. 1, б).

В процессе многократной пластической деформации при волочении достигается высокопрочное состояние стали (рис. 2): временное сопротивление достигает 2100 МПа (до деформации – 1160 МПа).

Кроме того, наблюдается одновременное повышение относительного сужения до 48 % (до деформации – 31 %) за счет вытягивания перлитных колоний и их поворота в результате реализации ротационной моды деформации, приводящих к ориентации перлитных колоний параллельно оси проволоки. Некоторое снижение относительного сужения на последних проходах объясняется появлением небольшого количества микропустот.

¹ Работа проведена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства с участием высшего образовательного учреждения (Договоры № 02.G25.31.0178 от 01.12.2015 г.; № МК204895 от 27.07.2015 г.).

² Исследования проводились в Центре коллективного пользования НИИ «Наносталей» ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова».

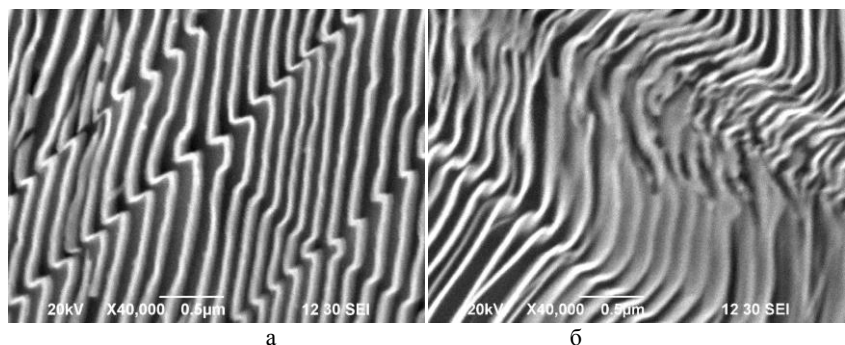


Рис. 1. Микроструктура перлита стали марки 80 после волочения с $\varnothing$ 12 мм на $\varnothing$ 10,70 мм

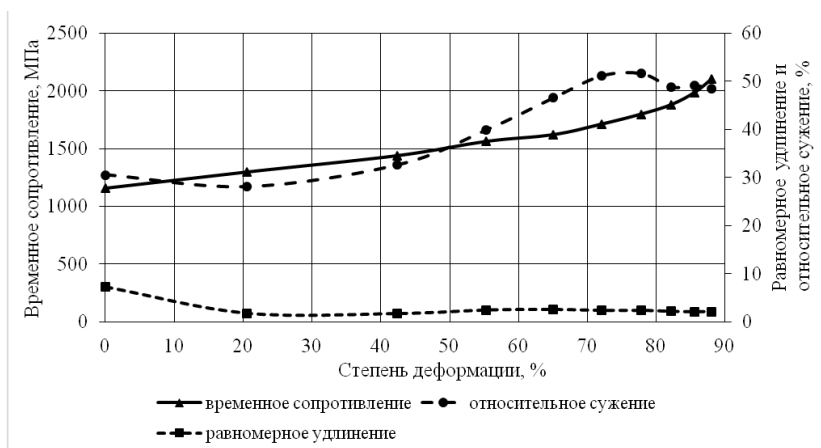


Рис. 2. Механические свойства при испытании на растяжение стали марки 80 после патентирования и волочения

Список литературы

1. Зубов В.Я. Патентирование проволоки // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1972. – № 9. – С. 49-56.
2. Эволюция структуры и упрочнение эвтектоидной стали при волочении проволоки большого диаметра // И.Л. Яковлева, Н.А. Терещенко, М.В. Чукин, Н.В. Копцева // Деформация и разрушение материалов. – 2013. – № 8. С. 36-43.
3. Структурные уровни деформации перлита в углеродистой стали эвтектоидного состава / Н.А. Терещенко, И.Л. Яковлева, Т.А. Зубкова и др. // Физика металлов и металловедение. – 2013. – Т. 114, № 5. С. 468-480.
4. Langford G. Deformation of perlite // Metall. Trans. – 1977. – Vol. 8A, № 6. – P. 861-875.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПОЛЕЙ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ
В ОБРАЗЦЕ СТАЛИ 08Г2МБ С ПЕРЕСЕКАЮЩИМИСЯ
ПОЛОСАМИ ЧЕРНОВА-ЛЮДЕРСА**

Полухина О.Н., Селиванова О.В., Фарбер В.М.

*УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,
г. Екатеринбург, o.polukhina90@yandex.ru*

При большой величине эффекта деформационного старения, связанного с повышенной плотностью сильно закрепленных дислокаций, σ_T возрастает настолько, что его значение сближается с σ_B (рисунок 1). Это сопровождается крайне пологим ходом кривой $\sigma - \delta$ на параболической стадии, свидетельствующем о малой величине деформационного упрочнения и, зачастую, уменьшением всех характеристик пластичности: δ_T , δ_p , δ_C , δ .

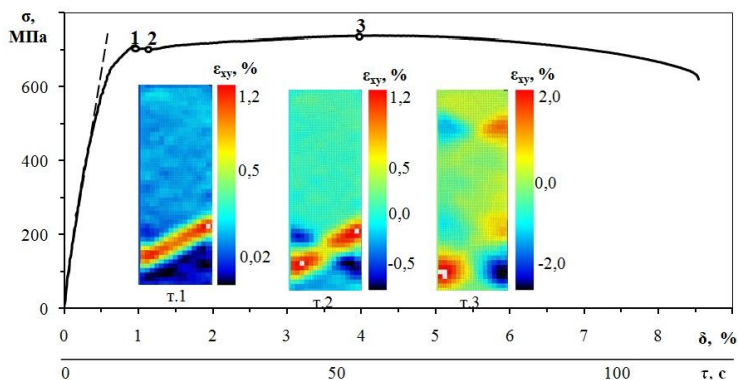


Рисунок 1. Диаграмма растяжения стали 08Г2МБ;
точками обозначены соответствующие участки полей корреляции цифровых
изображений для сдвиговой деформации ϵ_{xy} , $T_H = 250^\circ\text{C}$

Методом корреляции цифровых изображений установлено, что от точки 1 до точки 2 на диаграмме растяжения происходит распространение полосы Чернова-Людерса под углом порядка 60° к оси растяжения. Сохранение неизменной оси образца в ходе развития первой полосы, обуславливает возникновение на противоположной стороне образца встречной полосы (т.2), которая имеет противоположную по знаку компоненту смещения ϵ_{xy} , относительно первой. Пересечение полос приводит к появлению периферийных зон, хорошо наблюдаемых на картинах цифровой корреляции изображений компоненты деформаций ϵ_{xy} , которые расположены в шахматном порядке и образующих два диполя, как по отношению к вертикальной оси, так и перпендикулярно к ней. «Нижние» периферийные зоны находятся у галтелей образца и являются недвижими, хотя пластическое течение в них продолжается. Каждая из «верхних» периферийных зон начинают расщепляться на две новые подвижные зоны пластического течения того же знака. Размер центральной зоны увеличивается вплоть до σ_B (т.3, 58 сек), когда периферийные зоны приближаются к верхней галтели (захвату). Из-за шахматного расположения периферийных зон, в которых локализовано пластическое течение,

верхняя и нижняя части растягиваемого образца испытывают скручивание вокруг центральной оси (ось растяжения) в противоположных направлениях.

Список литературы.

1. Панин С.В., Башков О.В., Семашко Н.А., Панин В.Е., Золотарева С.В. Комбинированное исследование особенностей деформации плоских образцов и образцов с надрезом на микро- и мезоуровнях методами акустической эмиссии и построение карт деформации поверхности // Физ. мезомеханика, 2004, т. 7, № S2. С. 303-306.
2. Вильдеман В.Э., Третьяков М.П., Третьякова Т.В., Бульбович Р.В., Словиков С.В., Бабушкин А.В., Ильиных А.В., Лобанов Д.С., Ипатова А.В. Экспериментальные исследования свойств материалов при сложных термомеханических воздействиях. М.: Физматлит, 2012. 204 с.
3. Han J., Lu Ch., Wu B., Li J. Innovative analysis of Luders band behavior in X80 pipeline steel // Mater. Sci. Eng. A, 2017, № 683. P. 123-128.

МОРФОЛОГИЯ СТРУКТУР, ФОРМИРУЮЩИХСЯ ПРИ БЕЙНИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ КОМПЛЕКСНО-ЛЕГИРОВАННОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ*

**Полецков П.П., Денисов С.В., Стеканов П.А.,
Никитенко О.А., Гушина М.С.**

*ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет
им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск, Россия, olganikitenko@list.ru*

Перспективным направлением создания высокопрочных трубных сталей является переход от феррито-перлитной к кристаллографически упорядоченной бейнитной структуре [1]. Установлено, что свойства стали, в структуре которой присутствует бейнит, определяются и зависят не только от типа самого бейнита и его количества, но и от его морфологических особенностей, которые весьма разнообразны [2]. Появление того или иного морфологического типа бейнита зависит как от характера легирования стали, так и режима ее обработки. При проведении термической и термомеханической обработки оптимальная структура с бейнитной α -фазой может быть получена лишь при правильном подборе условий охлаждения в температурном интервале протекания фазовых превращений [3]. В связи с этим в настоящей работе изучали влияние скорости охлаждения при бейнитном превращении на морфологические особенности формирующихся структур, структурно-фазовые превращения и свойства низкоуглеродистой комплексно-легированной трубной стали, содержащей 0,062 % C; 1,8 % Mn; 0,12 % Mo; 0,032 % Cr, 0,895 % Ni и прочие элементы (Al, Cu, V, Nb, Ti).

Морфологические особенности бейнита, формирующегося при разных скоростях охлаждения, удалось установить с использованием РЭМ анализа (см. рис.). Выявлено, что при малых скоростях охлаждения от 0,05 до 6 °C/с наряду с ферритом в микроструктуре формируется бейнит, который принято назы-

* Лабораторные эксперименты по выплавке, прокатке и термической обработке, а также дилатометрические, металлографические исследования и испытания механических свойств опытных образцов трубной стали выполнены в ООО «Термодеформ-МГТУ» и ЦКП НИИ «Наносталей» при ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова» (Магнитогорск).

вать зернистым или глобулярным. Он состоит из бейнитной α -фазы, в которой присутствуют карбиды различных размеров от 1-5 мкм (рис., а). Механизм возникновения глобулярного бейнита не ясен. Высказывается предположение, что в условиях непрерывного охлаждения образовавшиеся пластинчатые кристаллы бейнитной α -фазы разрастаются («грубеют») и в итоге принимают форму, близкую к равноосной. По другим данным – рост кристаллов глобулярного бейнита происходит по диффузионно-контролируемому ступенчатому механизму [2]. В этом же интервале скоростей охлаждения встречается бейнит, кристаллы которого имеют вытянутую игольчатую форму и который называют игольчатым (рис., б-в). При этом кристаллы бейнитной α -фазы шириной до 1-2 мкм чаще всего расположены параллельно (рис., б), но могут быть и произвольно ориентированы относительно друг друга (рис., в). Увеличение скорости охлаждения выше 6 °C/c приводит к изменению морфологии бейнита (рис., г-е): наряду с глобулярным и игольчатым бейнитом в структуре присутствует и бейнит, в котором карбиды расположены преимущественно по границам реек (рис., г) и который принято называть реечным. При скоростях охлаждения более 22 °C/c изменяется вид реечного бейнита – он становится преимущественно пакетным (рис., д). Пакеты состоят из параллельных реек и имеют достаточно большую неравноосность (рис., е). С увеличением скорости охлаждения от 50 до 150 °C/c средняя ширина реек бейнитной α -фазы уменьшается с 2,22 до 1,34 мкм.

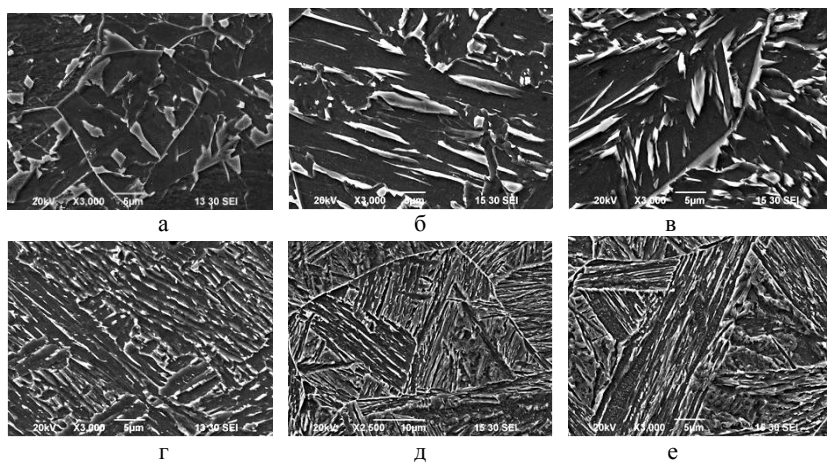


Рис. Особенности бейнита в стали после охлаждения со скоростями: 0,1 °C/c (а); 0,5 °C/c (б); 4 °C/c (в); 6 °C/c (г); 16 °C/c (д); 75 °C/c (е)

Также дилатометрическим методом с использованием комплекса Gleeble 3500 построена термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита исследуемой трубной стали. Проведен качественный и количественный анализ микроструктуры [4] и определена твердость после различных скоростей охлаждения. Определены скорости охлаждения, обеспечивающие получение бейнитных структур и повышение прочностных свойств стали указанного состава. Построенная термокинетическая диаграмма является новой, отсутствует в из-

вестных справочниках, и необходима при выборе режимов термической и термо-механической обработки стали указанного состава.

Работа проведена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства, выполняемого с участием российского высшего учебного заведения (договор 03.G25.31.0235), а также базовой части Государственного задания Минобрнауки РФ 2017-05ГЗ (согл. № 17.1.18.2412.01 от 09.01.2017 г., д.с. №1 от 25.01.2017 г.).

Список литературы

1. Пышминцев И. Ю., В.М. Фарбер. Методы упрочнения трубных сталей // Сталь. – 2005. – № 7. – С. 67-74.
2. Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Борякова А.Н. Классификация микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей // Металлург. – 2010. – №7. – С. 45-51.
3. Чукин М.В, Салганик В.М., Полецков П.П., Денисов С.В., Кузнецова А.С., Бережная Г.А., Гущина М.С. Основные виды и области применения стратегического высокопрочного листового проката // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2014. – № 4. – С. 41 - 44.
4. Koptseva N.V., Chukin M.V., Nikitenko O.A. Use of the Thixomet pro software for quantitative analysis of the ultrafine-grain structure of low-and medium-carbon steels subjected to equal channel angular pressing // Metal Science and Heat Treatment. – 2012. – Т. 54. – № 7-8. – С. 387-392.

КИНЕТИКА ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО БЕЙНИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ 25Г2С2Н2МА

Куклина А. А., Юдин Ю. В., Майсурадзе М.В.

ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина», г. Екатеринбург, Россия, spirallog@gmail.com

Целью настоящей работы является исследование превращения переохлажденного аустенита стали 25Г2С2Н2МА в бейнитной области при изотермической выдержке. Химический состав исследуемой стали приведён в таблице 1.

Таблица 1 Химический состав стали 25Г2С2Н2МА, масс. %

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	P	S
0.24	1.42	1.35	0.31	1.71	0.4	0.16	0.028	0.008	0.004

Металлографический, дюрометрический и дилатометрический анализ изотермического бейнитного превращения в стали 25Г2С2Н2МА был проведен для температур 350...400 °С. Температура аустенитизации составляла 925 °С, время выдержки 40 мин.

Кинетика изотермического превращения переохлажденного аустенита при температурах 350 и 400 °С представлена на рисунке 1.

Математическое описание кинетики бейнитного превращения производили двумя способами: при помощи уравнения КДМА [1] и логистической функции [2]. Установлено, что в температурном интервале 350...400 °С наилучшее описание экспериментальных данных дает логистическая функция. При этом погреш-

ность описания экспериментальной кинетики превращения уравнением КДМА до 10...15 раз выше, чем при использовании логистической функции.

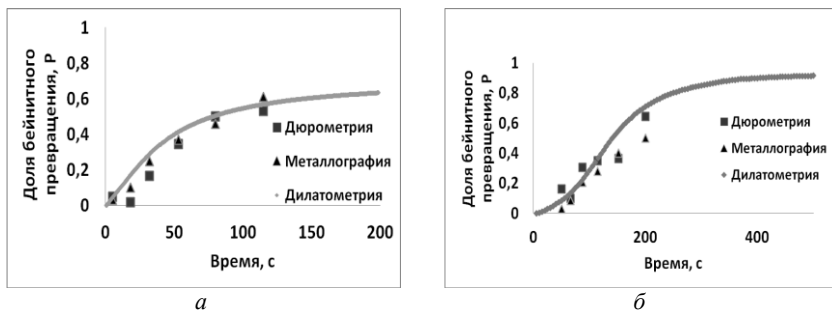


Рисунок 1 Кинетика изотермического бейнитного превращения в стали 25Г2С2Н2МА при температурах: а) 350 °С, б) 400 °С

Экспериментальная кинетика изотермического превращения переохлажденного аустенита, полученная дюрметрическим (рисунок 2, а), металлографическим (рисунок 2, б) и дилатометрическим методами (рисунок 2, в), была описана уравнением КДМА и логистической функцией.

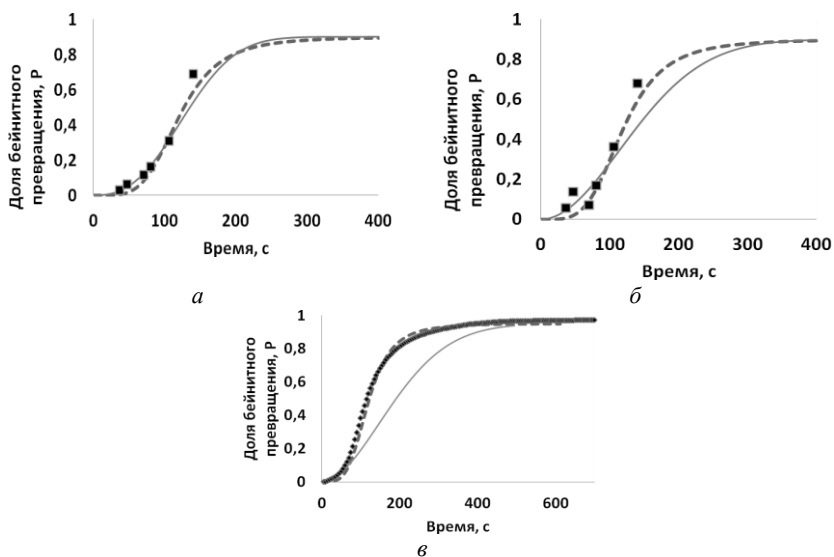


Рисунок 2 Экспериментальная кинетика превращения переохлажденного аустенита в стали 25Г2С2Н2МА (температура изотермической выдержки 370 °С): а) дюрметрический метод; б) металлографический метод; в) дилатометрический метод (сплошная линия - уравнение КДМА; пунктирная линия – логистическая функция; черные маркеры - экспериментальные значения).

Как видно, логистическая функция обладает существенно большей адекватностью по сравнению с уравнением КДМА при описании кинетики бейнитного превращения в стали 25Г2С2Н2МА в температурном диапазоне 350...400 °С. Температурная зависимость коэффициентов логистического уравнения а и b, полученных различными методами, показана на рисунке 3.

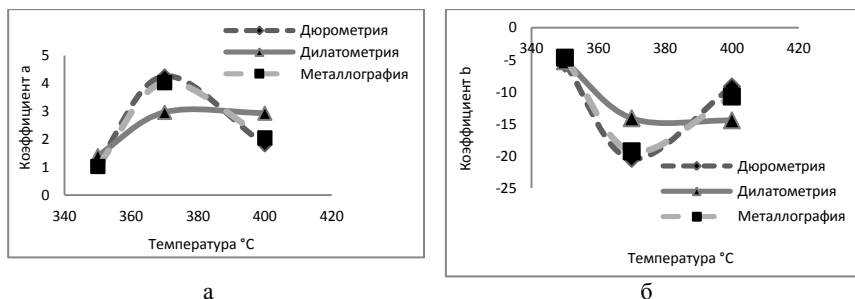


Рисунок 3 Зависимость коэффициентов логистической функции от температуры изотермической выдержки для различных методик а) коэффициент а; б) коэффициент b.

Список литературы

1. Avrami M. Kinetics of phase change I. General theory / M. Avrami // Journal of Chemical Physics. 1939. Vol. 7. P. 1103–1112.
2. Юдин Ю. В. Использование логистической функции для описания изотермического бейнитного превращения в конструкционных сталях / Ю. В. Юдин, М. В. Майсурадзе, А. А. Куклина // Сталь. 2017. № 3. С. 52–56.

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ТЕХНОГЕННЫХ ОТХОДОВ СТАНЦИЙ ВОДОПОДГОТОВКИ В КАЧЕСТВЕ АЛЬТЕРНАТИВНОЙ РЕСУРСНОЙ БАЗЫ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА МЕТАЛЛОПОРОШКОВ

¹Максимов Л.И., ¹Кулёмина А.А., ¹Кусков К.В., ¹Качалова Г.С.,

¹Максимова С.В., ^{1,2}Слобожанина М.И., ^{1,3}Довбыш В.О.

¹ФГБОУ ВО «Тюменский индустриальный университет»,
625000, г. Тюмень, ул. Володарского, 38

²ООО «ЦСП», 625530, Тюменская обл, Тюменский р-н,
рп. Винзили, ул. Заводская, д.15,

³РООР МИП «Клуб УМНИКов Тюменской области»,
625026, г. Тюмень, ул. Республики, 142, MaksimovLev93@gmail.com

Согласно существующим и перспективным трендам развития металлургической промышленности важным элементом производственных процессов становится возможность быстрого прототипирования, а также создание деталей сложных форм из различных сплавов.

Для повышения экономической рентабельности процесса создания деталей аддитивным методом (послойным спеканием частиц металлопорошка под действием направленного лазерного луча) можно выделить несколько основных направлений возможной оптимизации:

1) Удешевление стоимости станков для производства таких деталей (промышленных 3-D принтеров);

2) Снижение стоимости специальных металлопорошков.

Последний из указанных пунктов можно реализовать за счёт внедрения новых технологий получения порошковых композиций и их базовых компонентов, таких как монометаллические порошки (Fe, Ni, Cr). На данный момент были получены данные о перспективности получения порошков металлического железа из техногенных отходов – осадка станций водоподготовки подземных вод.

Учитывая тот факт, что в осадке станции водоподготовки подземных вод содержание оксида трёхвалентного железа (Fe_2O_3) по сухому веществу после аэрации составляет порядка 70% от общей массы (Таблица 1), то данный техногенный отход стоит рассматривать как «богатую» железную руду. Богатая железная руда имеет содержание железа свыше 57 %, а кремнезёма менее 8—10 %, серы и фосфора менее 0,15 % [1]. В соответствии с представленной классификацией мы делаем вывод о соответствии данного техногенного отхода искомым параметрам.

Таблица 1. Химический состав осадка Велижанской станции водоподготовки подземных вод (г. Тюмень)

Содержание, %										
SiO_2	Al_2O_3	TiO_2	MnO	Na_2O	Fe_2O_3	CaO	MgO	P_2O_5	K_2O	п.п.п
1,5	0,2	0,0	0,04	0,0	58,0	9,8	0,3	0,95	0,02	8,0
-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
6,5	0,7	0,42	0,35	1,4	82,0	17,4	1,5	4,55	0,24	14,6

Исходя из рассчитанного нами объёма ресурсно-сырьевой базы, использовать данное сырьё в качестве традиционной руды на металлургических предприятиях будет не рентабельно.

Стоит отдельно обратить внимание на уникальное сочетание таких важных для любого сырьевого компонента, как:

- Низкая себестоимость сырья;
- Относительное постоянство химического состава;
- Постоянный и контролируемый гранулометрический состав (микро характер сырья уже в условиях естественной консолидации);
- Доминирование одного компонента, что позволяет с меньшими затратами модифицировать данную добавку до монокомпонентной.

Учитывая, что основная массовая доля соединений приходится на:

Оксид железа (III) = 70%;

Оксид кальция (II) = 12-14%

Потери при прокаливании (п.п.п.) = 10-12%

Учитывая, что данные компоненты образуют 90-96% от массы всего вещества прочими компонентами предлагаю пренебречь ввиду их химической аморфности и малого массового содержания.

Подготовку и очистку данного сырья до металлического железа предлагается производить поэтапно. Последовательность этих алгоритмов заключается в сово-

купности нагрева сырья в восстановительной газовой среде с последующей магнитной сепарацией.

Важность и необходимость создания такой технологии на базе регионального сырья подтверждается мнениями экспертов и анализом рынка данных технологий [2].

Нами была разработана принципиальная схема установки по получению металлического железа из осадка Велижанской станции (г. Тюмень).

ВЫВОД:

Дальнейшие исследования применимости рассмотренной ресурсно-сырьевой базы на основа осадка Велижанской станции и схожих с ней по составу техногенных отходов будут иметь вектор исследования сырья как наномодифицирующего материала на примере сухих порошковых материалов для SLS и DMLS-принтеров.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК:

[1] Железная руда [Электронный ресурс] – Режим доступа: https://ru.wikipedia.org/wiki/Железная_руда

[2] Аддитивные технологии – доминанта национальной технологической инициативы [Электронный ресурс] – Режим доступа: <http://viam.ru/news/2519>

ИССЛЕДОВАНИЕ ОБЛАСТИ ДОЛОМА В ОБРАЗЦАХ ШАРПИ

Морозова А.Н.¹, Полухина О.Н.², Шапов Г.В.²,

Фарбер В.М.², Хотинков В.А.²

¹Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

²УрФУ имени Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

Материалом исследования являлась сталь типа 08Г2Б промышленной выплавки следующего химического состава: 0,08% С, ~2% Мп, 0,2% Мо, Σ (Ti-V-Nb) $\approx$ 0,15%, 0,004% N, 0,04% Al, 0,004% S, 0,007% P.

Образцы Шарпи (надрез располагался перпендикулярно к плоскости листа) для испытаний на ударный изгиб вырезались поперек направления прокатки из середины листа, изготовленного по технологии безрекристаллизационной контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением. Ударное нагружение образцов при температурах +20...–80°C проводилось на копре с падающим грузом INSTRON CEAST 9350. Металлографический анализ проводился на разрушенных и неделоманных образцах с использованием светового микроскопа Nikon Epihot 200. Измерения микротвердости пирамидой Виккерса при нагрузке 9 Н с регистрацией диаграммы вдавливания проводились на микротвердомере CSM MHT.

Целью работы явилось изучение параметров пластического течения и трещин в зоне долома образцов Шарпи стали 08Г2Б и распределение в ней микротвердости (степени локальной пластической деформации).

На рис. 1а показано строение пластического шарнира (ПШ), который наглядно проявляется в неделоманных образцах, в нем формируется крайне неоднородное распределение пластических сдвигов. По разные стороны оси ПШ стартуют две широкие полосы скольжения, состоящие из многочисленных тонких линий скольжения, ориентированных по траектории действия касательных напряжений. Видно, что линии скольжения изгибаются, разветвляются, встречая частицы неметаллических включений, на местах которых образуются поры. Рас-

пространяясь навстречу магистральной трещине, полосы скольжения сближаются и образуют «факел» в участке, где их плотность максимальна. Далее полосы скольжения распушаются вновь, очевидно, благодаря «мягкому» столкновению их полей напряжений с полем напряжения области пластической деформации магистральной трещины.

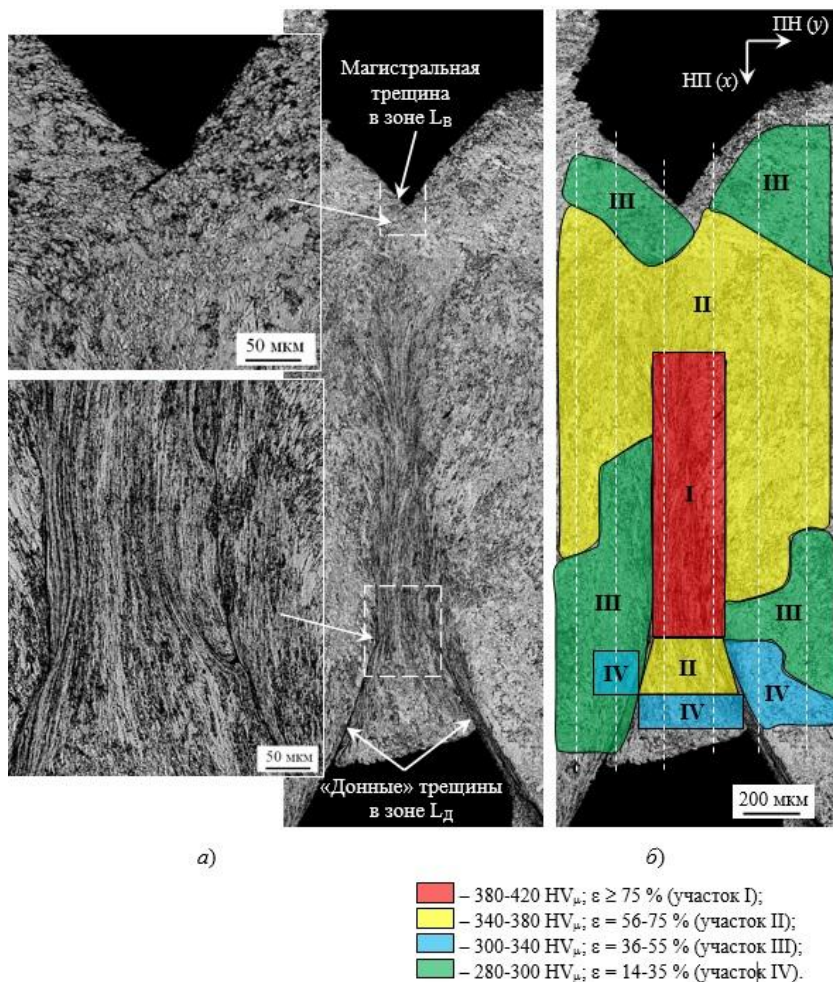


Рис. 1. Микроструктура недоломанного образца Шарпи (а), распределение микротвердости $HV_{0.05}$ и степени деформации ε , %, (б), (пунктиром показаны трассы измерения микротвердости), $t_{исп} = -20^\circ C$.

Изучение микротвердости (рис. 1б) в области ПШ показало, что максимальный уровень микротвердости 380...420 $HV_{0.05}$, и, соответственно, степени дефор-

мации $\epsilon \geq 75\%$ имеет участок I – «факел» линий скольжения. Он окружен менее деформированным участком II ($\epsilon = 56...75\%$). Более низкий уровень микротвердости $\sim 320 \text{ HV}_\mu$ ($\epsilon \sim 50\%$) в участках III, примыкающих к «донным» очаговым трещинам, может быть связан с перестройкой дислокаций при возникновении и росте этих трещин. Интересно, что подобные участки III обнаруживаются и в окрестностях МТр. Наконец, минимальную микротвердость $\sim 280 \text{ HV}_\mu$ близкую к микротвердости исходного металла, имеет ось ПШ, которая испытывает слабую пластическую деформацию в ходе разрушения образца Шарпи.

Показано, что область долома вместе с входящим в нее пластическим шарниром является наиболее энергоемкой областью образца Шарпи. Масштаб процессов, протекающих в области долома, контролирует величину изгиба всего образца.

Различными способами найдено, что работа пластической деформации в области долома, содержащей пластический шарнир, составляет существенную часть (до $\sim 50\%$) работы пластической деформации при изгибе и разрушении образцов Шарпи (энергоемкости разрушения KCV).

СТРУКТУРА И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА, ЛЕГИРОВАННОЙ АЛЮМИНИЕМ

Коршунов Л.Г., Черненко Н.Л.

ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия, korshunov@imp.uran.ru

Рассмотрены структурные превращения и трибологические свойства углеродсодержащих высокомарганцевистых аустенитных сталей 110Г13 (Гадфильда) и 110Г13Ю, испытанных в различных условиях сухого трения скольжения. В качестве методов структурного исследования сталей были использованы металлография, рентгеновский фазовый анализ и просвечивающая электронная микроскопия. Показано, что легирование стали 110Г13Ю 1.2% алюминия приводит к повышению энергоемкости разрушения поверхностей трения, росту сопротивления материала абразивному и адгезионному изнашиванию [1]. Наибольший положительный эффект от легирования стали Гадфильда алюминием проявляется в условиях действия адгезионного механизма изнашивания - в среде азота (комнатная температура), а также в воздушной среде при интенсивном (до 300-650°C) фрикционном нагреве. Интенсивность изнашивания стали 110Г13Ю снижается примерно до 20 раз.

В этом случае введение в анализируемую сталь алюминия инициирует развитие в высокомарганцевом аустените механизма планарного скольжения дислокаций, которое приводит к вырождению множественного скольжения и локализации скольжения в отдельных (избранных) плоскостях типа (111) γ . Данное изменение механизма деформации обуславливает рост дисперсности, твердости и сопротивления изнашиванию, возникающих наноструктур трения (рис. 1). Это свидетельствует о том, что износостойкость марганцевистых аустенитных сталей можно существенно повысить за счет реализации в них различных действующих совместно механизмов деформационного упрочнения.

Данная работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России по теме «Структура» № 01201463331 при частичной поддержке проекта УрО РАН № 18-10-2-39

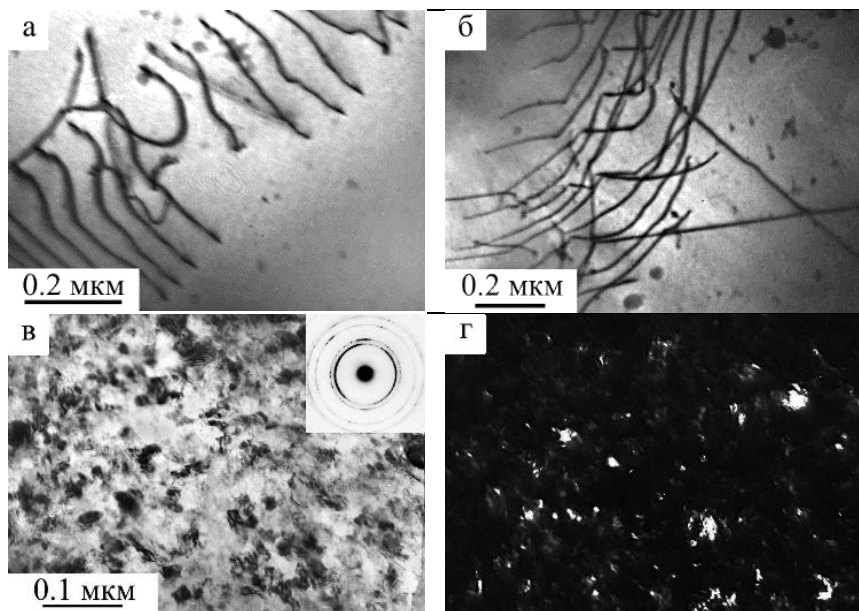


Рис. 1. Микроструктура стали 110Г13Ю после закалки от 1100°C (а, б); после закалки и трения (в, г) на расстоянии от поверхности несколько микрон; а, б, в – светлопольные изображения; г – темнопольное изображение в рефлексе (111)γ.

1. Захарова Е.Г., Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Майер Г. Влияние легирования алюминием на механизмы деформационного упрочнения монокристаллов аустенитной стали Гадфильда // Физическая мезомеханика. 2004. Т. 7. Спец. Выпуск. Ч. 1. С. 233 – 236.

УДК 669.1.01; 662.2.01

РАЗРАБОТКА ЛИТЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА С НАНОСТРУКТУРНЫМ ПОКРЫТИЕМ

Утепов Е.Б., Сулеев Д.К., Карипбаев С.Ж., Нургалиев А.К.

Академия гражданской авиации,

г. Алматы, Республика Казахстан, utepov_51@mail.ru

Металлические материалы (стали, сплавы, чугуны) – незаменимые материалы в основных отраслях народного хозяйства любой развитой страны. Их высокие прочностные, пластические, физические, химические, технологические, механические, эксплуатационные свойства обеспечивают широкое использование в металлургии, машиностроении, энергетике и других отраслях промышленности. Кроме вышеперечисленных характеристик немаловажное значение имеют демпфирующие (диссипативные) свойства. Демпфирующие свойства металлических материалов обеспечивают эффективное затухание колебаний в структуре металла, а это гарантирует повышение надежности, понижение звукоизлучения и виб-

роизлучения, что создает улучшенные условия труда на рабочих местах работников металлургических, машиностроительных и других предприятий [1-3].

Так для разработки новых демпфирующих металлических материалов на основе железа путем добавления легирующих элементов (хрома, никеля, РЗМ) в химический состав стандартных литых сталей (50Л, 55Л, 70Л) (таблица-1, 2) были получены новые стали с повышенными демпфирующими свойствами (таблица-3).

Таблица 1 - Назначение и общая характеристика сталей

Сталь	Назначение
50Л	Зубчатые колеса и муфты подъемно-транспортных машин, ходовые колеса, бегунки, зубчатые сектора и венцы, полумуфты, скаты, тормозные диски разливочных машин, втулки зубчатых муфт и другие детали, к которым предъявляются требования повышенной твердости. Ходовые колеса диаметром до 1000 мм мостовых кранов большой грузоподъемности.
55Л	
70Л	

Таблица 2 - Химический состав исследованных сталей

№ п/п	Марка стали	Химический состав сталей, у.вес					
		C	Si	Mn	Cr	Ni	РЗМ
1	50Л	0,47-0,55	0,2-0,52	0,45-0,90	-	-	-
2	55Л	0,52-0,6	0,2-0,52	0,4-0,9	≤0,3	≤0,3	
3	70Л	0,65-0,75	0,17-0,37	≤0,40	≤0,3	≤0,3	-

Таблица 3 - Химический состав разработанных сталей

№ п/п	Марка стали	Химический состав сталей, у.вес					
		C	Si	Mn	Cr	Ni	РЗМ
1	БГ-11	0,45-0,54	0,25-0,48	0,40-0,85	0,5-0,7	0,7-1,0	(0,02-0,08)Ce
2	БГ-12	0,51-0,59	0,25-0,49	0,42-0,85	≤0,3	≤0,45	0,16Y
3	БГ-13	0,68-0,78	0,17-0,37	0,6-0,7	0,6-0,9	0,6-0,9	(0,05-0,08)Ce

Для исследования акустических (уровень звука, уровень звукового давления) и вибрационных (уровень виброускорения, общий уровень виброускорения) свойств сталей было выбрано устройство для комплексного исследования акустических и вибрационных свойств пластинчатых и трубчатых образцов сталей с последующей модернизацией.

Звуковой импульс от соударения исследуемого образца с шаром-ударником фиксировали с помощью запоминающего осциллографа. Зафиксированный сигнал фотографировали и далее определяли характеристики демпфирования: логарифмический декремент, скорость затухания звука. Относительное рассеяние и внутреннее трение определяли расчетным путем.

Исследования в области разработки износостойких покрытий на рабочих поверхностях исследуемых образцов показали, что многокомпонентные покрытия на основе нитридов имеют более высокие эксплуатационные характеристики по сравнению с однокомпонентными.

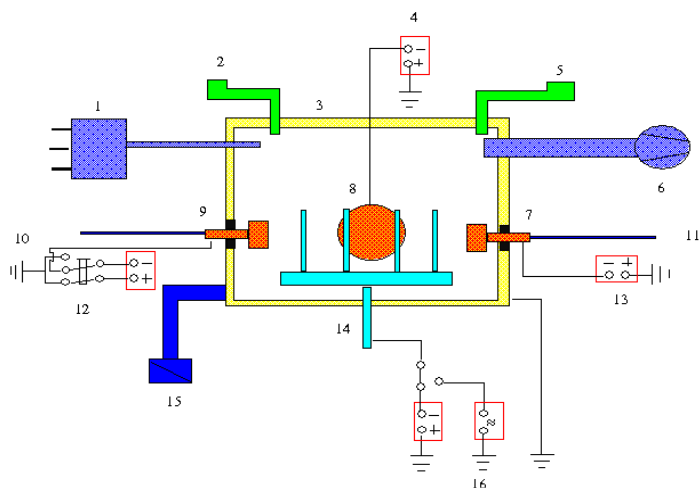
Указанные покрытия обладают более высокими упругими характеристиками и, как следствие, более высоким сопротивлением пластической деформации. Введение в состав покрытий на основе монокристаллов дополнительных элементов способствует повышению уровня микродеформаций, измельчению размера кристаллитов, и может явиться одним из способов получения материала покрытия, характеризующегося сочетанием высоких значений твердости и вязкости.

Для этой цели были разработаны стали с наноструктурным покрытием (БГ-13(НС), 50Л(НС)).

Таблица 4 - Химический состав исследованных сталей

№ п/п	Марка стали	Химический состав сталей, у.вес					
		C	Si	Mn	Cr	Ni	PЗМ
1	БГ-13 (НС)	0,68-0,78	0,17-0,37	0,6-0,7	0,6-0,9	0,6-0,9	(0,05-0,08)Ce
2	50Л (НС)	0,47-0,55	0,2-0,52	0,45-0,90	-	-	-

Для проведения экспериментов по оценке влияния наноструктурного покрытия на акустические и демпфирующие свойства литых сплавов, была использована установка ННВ-6.6-ИЗ (Национальный исследовательский технологический университет «Московский институт стали и сплавов») (рисунк-1).



1 – газосмеситель; 2 – вакуумметр; 3 – камера установки; 4 – источник электропитания ускорителя-сепаратора; 5 – система контроля температуры; 6 – вакуумная система; 7, 9 – дуговые испарители; 8 – источник сепарированной плазмы; 10, 11 – системы охлаждения испарителей; 12, 13 – источники электропитания испарителей; 14 – поворотный стол для размещения инструмента; 15 – система нагрева и охлаждения камеры; 16 – источник импульсной подачи напряжения смещения на инструмент

Рисунок 1 –Устройство для нанесения наноструктурного покрытия

Наноструктурное покрытие для структуры сталей 50Л и БГ-13 является резко выраженной гетерогенной фазой, благодаря чему и происходит повышенная диссипация.

Литература:

1. Наумкина Н.И., Тартаковский Б.Д. Исследования внутренних потерь сплава марганца с медью. - В сб.: Колебания, излучение и демпфирование упругих структур. - М.: Наука, 1973. - 278 с.

2. Mc. Crary L.E. Ueberdas Dampfungsverhalten einiger Kupfer-Mangan-Leqierrungen. Metall. - 1962. - Vol. 16, № 11. - P. 1074-1077.

3. Рахштадт А.Г., Фавстов Ю.К., Кочеткова Л.Н. Структурные превращения в марганцевомедных сплавах с высокой демпфирующей способностью. - Металловед.и терм. обработка металлов.- 1973. - № 2. - С. 19-23.

УДК 669.1.01; 662.2.01

ИССЛЕДОВАНИЕ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ СНИЖЕНИЯ ШУМА НАПРАВЛЯЮЩИХ ТРУБ ТОКАРНЫХ АВТОМАТОВ

**Утепов Е.Б.¹, Карменов К.К.², Малгаждарова М.К.³,
Исаханова А.Б.⁴, Смаилова Г.А.⁵**

*1 Академия гражданской авиации, г. Алматы, Республика
Казахстан, utepov_51@mail.ru*

*2 Кокишетауский технический институт Комитета по чрезвычайным ситуациям
Министерства внутренних дел Республики Казахстан,
г. Кокишетау Республика Казахстан*

*3 Международный университет информационных технологий,
Республика Казахстан*

4 КазНИТУ имени К.И. Сатпаева, г. Алматы, Республика Казахстан

5 КазНАУ, г. Алматы, Республика Казахстан

Шум наносит вред не только здоровью людей, но и экономике страны. Так люди, занятые трудом умственной напряженности, делали на фоне шума в 70 дБ почти в два раза больше ошибок, чем в тишине. Работоспособность занятых умственным трудом падает примерно на 60%, а физическим - на 30%.

Шум ударного происхождения наиболее характерен для промышленности (станкостроение, машиностроение, металлообработка) и обуславливает соударение машин и механизмов в процессе работы. В металлообработке наиболее высокие уровни шума создаются при работе токарных, револьверных, долбежных станков. Источниками шума этих станков являются электродвигатели, режущий инструмент, обрабатываемая деталь привод. Токарные автоматы выделяются не только высокой производительностью, надежностью, но и очень высоким уровнем шума, генерируемым направляющей трубой, в которой обрабатываемый пруток при вращении соударяются с внутренними станками трубы. Шум достигает 110-115 дБа. Известные устройства для снижения шума направляющих труб токарных автоматов не обеспечивают эффективного демпфирования.

В этой связи исследования, направленные на снижение шума ударного происхождения направляющих труб токарных автоматов, являются весьма актуальными [1].

Были исследованы сложнолегированные стали, разработанные проф. Утеповым Е.Б, из которых изготавливали демпфирующие втулки для направляющих труб токарных автоматов (таблица 1) [2].

Таблица 1 – Химический состав исследуемых сплавов [2]

№	№ сплава	Химический состав элементов, % вес															
		C	Si	Mn	Ni	Cr	V	Nb	Mo	Ti	Al	B	Ce	Ca	La	Σ	Fe
1	870	0,04	0,8	0,9	0,6	0,8	1,0	0,8	0,6	0,8	1,0	0,5	0,3	-	0,2	8,34	91,66
2	837	0,02	0,3	1,2	0,8	1,0	1,2	0,8	0,6	0,5	1,0	0,4	-	0,1	-	8,02	91,98
3	826	0,40	0,3	0,9	0,4	0,7	0,5	1,1	0,6	0,8	1,0	-	-	0,9	0,4	8,00	92,00
4	876	0,50	0,3	0,3	0,3	0,3	0,3	1,3	0,6	0,4	1,0	0,4	-	-	-	5,70	94,30
5	838	0,40	0,4	0,4	0,4	1,5	-	0,4	3,0	0,4	1,0	0,4	-	-	-	8,30	91,70
6	873	0,05	0,6	0,6	0,6	0,6	0,6	0,6	0,6	0,6	1,0	0,6	-	0,06	0,06	6,57	93,43
7	Ст.15пс	0,15	0,16	0,48	0,25	0,19	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1,23	98,77
8	Ст.3пс	0,18	0,5	0,25	0,2	0,2	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1,33	98,67
9	Ст.45	0,40	0,25	0,7	0,25	0,25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1,85	98,15

Пик УЗД у НТТА приходится на частоты 500-4000 Гц.

Исследованы уровни звука и УЗД НТТА с демпфирующими элементами из сплавов 870, 876, Ст.45 и НТТА конструкции УЕБ с виброизолирующим слоем песка и резины. Для сравнения измерены УЗД токарного автомата без прутка, т.е. при отсутствии соударения обрабатываемого прутка и НТТА.

Сплав 876 в литом состоянии обеспечивает повышенное демпфирование даже по сравнению с конструкцией МР3-6.

Использование Ст. 15 в качестве демпфирующих элементов неэффективно, особенно на частотах 1000,2000,4000, 8000 Гц.

Демпфирующие элементы из сплава 870 конструкции Утепова Е.Б. (МР3-2) эффективнее, чем из Ст. 15, но существенно уступают НТТА с демпфирующими элементами из сплавов 876 (разница 1-6 дБ) [3].

Исследованы уровни звука и УЗД НТТА с демпфирующими элементами из сплавов 826, 837, Ст.3, Ст. 15 конструкции МР3-6. Пики УЗД НТТА при соударении с обрабатываемым прутком приходятся на частоту 1000 Гц (у сплава 826 - на частоту 500 Гц). Эффективность разработанных сплавов при гашении ударного шума составляют у сплава 837 - 7-9 дБ; у сплава 826 - 2-8 дБ, по сравнению ст. 15. Демпфирующие элементы из сплава 837 обеспечивают гашение шума также эффективно, как и известная конструкция, использующая песок и резину (МР3-6). Сравнительная характеристика УЗ и УЗД НТТА с демпфирующими элементами из сплавов 873, 826, 838 и НТТА с песочно-резиновым виброизолирующим слоем позволила оценить их акустические свойства.

Было выявлено, что акустические характеристики в целом одинаковы и вполне сравнимы с НТТА МР3-6, но вместе с тем очевидно, что демпфирующие элементы из сплава 838 эффективнее, чем НТТА МР3-6. И только на частоте 8000 Гц виброизолирующий слой песка и резины на 4 дБ эффективнее, чем НТТА с демпфирующими элементами сплава 838.

В заключение следует отметить следующее: обработка прутков из вышеуказанных сталей происходит при интенсивных ударах их направляющую трубу токарного автомата, при этом характеристики демпфирования и звукоизлучения не исследованы; самым оптимальным для снижения шума автоматных сталей является установка демпфирующих втулок внутри НТТА, при этом эти втулки могут изготавливаться из демпфирующих сплавов (838, 876, 870); для повышения демпфирования втулок, кроме применения демпфирующих сплавов, необходимо использовать виброизоляция в виде неметаллического слоя во втулке.

Список литературы:

1 Абдиев К.И. Действие шума на человека. //Труды республиканской научной конференции «Молодые ученые – будущее науки», 1-часть, Алматы, КазНТУ, 2004. - С. 266-269.

2 Утепов Е.Б., Лидтке В.Ю., Мякотин В.Н., Утепов Т.Е. Снижение шума в направляющих трубах токарных автоматов. – Алматы, ЧП «Шевченко», 1998. – 76 с.

3 Утепов Е.Б., Сулеев Д.К., Куттыбаев С.К. и др Борьба с производственным шумом (применение демпфирующих сплавов). Алматы, 2006. - 389 с.

УДК 669.1.01; 662.2.01

СНИЖЕНИЕ ШУМА НАПРАВЛЯЮЩИХ ТРУБ ТОКАРНЫХ АВТОМАТОВ

Утепов Е.Б.¹, Малгаждарова М.К.², Алимбетова А.Ж.,

Шынтаева А.¹, Абуова Р.Ж.³

*1 Академия гражданской авиации, г. Алматы, Республика Казахстан,
utepov_51@mail.ru*

*2 Международный университет информационных технологий,
г. Алматы, Республика Казахстан*

*3 Казахская головная архитектурно-строительная академия,
г. Алматы, Республика Казахстан,*

Развитие техники, связанное с увеличением скоростей и мощностей машин и механизмов, привело к значительному возрастанию вредных шумов и вибраций, понижающих надежность работы механизмов, ухудшающих условия труда. Одним из основных способов эффективного снижения вредных шумов и вибраций является применение в конструкциях, подверженных воздействию динамических нагрузок, материалов с высокими демпфирующими свойствами. Широкое применение находят два основных средства вибропоглощения: вибропоглощающие покрытия и вибропоглощающие конструкционные материалы. Вибропоглощающие покрытия наносят на готовые конструкции для увеличения в них потерь энергии при периодических деформациях. Из вибропоглощающих конструкционных материалов можно изготавливать конструкции, обладающие высокими диссипативными свойствами и при отсутствии специальных покрытий. Эффективность вибропоглощающих средств зависит от демпфирующих свойств применяемых в них материалов [1].

Целью работы является снижение шума ударного происхождения в направляющих трубах токарных автоматов.

Основная идея работы заключается в оценке уровней шума, излучаемого направляющими трубами токарных автоматов и разработке новых конструкций

малошумных направляющих труб токарных автоматов за счет демпирующих свойств металлических материалов.

Практическая значимость работы заключается в разработанных рекомендациях по улучшению условий труда на участках токарных автоматов; в исследовании акустических характеристик известных модификаций НТТА, характеризующихся пониженным уровнем шума при соударениях.

Исследования шума ударного происхождения осуществляли на установке УШНТЕ-1. Характеристики УШНТЕ-1 приближены к реальным токарным автоматам [2].

В качестве объекта исследования были выбраны стали с содержанием углерода от 0,06% до 0,35%, т.е. диапазон доэвтектоидных сталей (таблица 1). Таким образом, была поставлена задача дать оценку демпфирующих свойств группе низколегированных сталей, используемых в условиях износа и трения. Добавки легирующих элементов изменялись в следующих пределах: кремния от 0,18% до 0,45%, марганца от 0,3% до 0,99%, хрома от 0,30% до 1,48%, ванадия от 0,3% до 0,51%.

Таблица 1 – Химический состав и механические свойства исследованных сталей

Марка стали	Химический состав, % вес						Механические свойства				
	C	Si	Mn	Cr	V	Другие Элементы	σ_B , МПа	δ_5	ψ	a_n , Дж/см ²	σ_T , МПа
								%			
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
15X	0,12- 0,18	0,17- 0,37	0,4- 0,7	0,7- 1,0	-	$\leq 0,035$ S; $\leq 0,035$ P; $\leq 0,30$ Cu; $\leq 0,3$ Ni	700	12	45	70	500
10	0,07- 0,14	0,17- 0,37	0,35- 0,65	0,15	-		340	33	60	60	210
45	0,42-	0,17-	0,5-	0,25	-		610	16	40	50	360
КС-1	0,08	0,45	0,52	0,7	0,5		330	30	55	80	210
КС-2	0,06	0,20	0,9	1,4	0,5		310	35	60	70	200
КС-3	0,35	0,18	0,99	1,1	0,42	0,035 S; 0,035 P; 0,35 Cu; 0,4 Ni	500	20	45	75	350
КС-4	0,09	0,25	0,51	1,21	0,46		320	35	50	75	220
КС-5	0,09	0,30	0,45	1,48	0,51		310	35	45	70	250
КС-6	0,1	0,38	0,30	0,30	0,3		320	30	40	75	220

Измерение внутреннего трения и модуля сдвига по методике крутильных колебаний осуществляли на установке Воронежского технического университета [3].

В результате исследования выполнено следующее:

- выплавлены сплавы КС-1, КС-2, КС-3, КС-4, КС-5, КС-6, легированные хромом, марганцем, ванадием;

- исследования акустических, демпфирующих свойств было проведено на оригинальной установке УШНТЕ-2, моделирующей процесс обработки вращающегося прутка;
- изготовлены две модели направляющих труб токарных автоматов НТТА-К (с демпфирующими втулками) и НТТА-С (с виброизолирующим слоем песка);
- определение внутреннего трения осуществляли по методике Тульского технического университета;
- исследование модуля сдвига проводили по методике Воронежского технического университета.

Список литературы:

- 1 <http://www.dissercat.com/content/prognozirovanie-dempfiruyushchikh-svoystv-kompozitsionnykh-materialov#ixzz57RW2C8po>
- 2 Утепов Е.Б., Лидтке В.Ю., Мякотин В.Н., Утепов Т.Е. Снижение шума в направляющих трубах токарных автоматов. – Алматы, ЧП «Шевченко», 1998. – 76 с.
- 3 Постников В.С. Внутреннее трение в металлах. – М.: Металлургия, 1974. – 352 с: ил.

УДК 669.1.01; 662.2.01

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДИССИПАТИВНЫХ ПАРАМЕТРОВ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ

Утепов Е.Б., Сулеев Д.К., Карипбаев С.Ж., Нургалиев А.

*Академия гражданской авиации, г. Алматы,
Республика Казахстан, utepov_51@mail.ru*

В материаловедении одной из острых проблем является создание новых материалов с улучшенными физико-механическими свойствами. Ученые и специалисты добились ощутимых успехов в деле создания высокопрочных сталей и сплавов, исследовании структур легированных сталей, разработке новых сталей и сплавов с особыми свойствами.

В марочниках сталей и сплавов приводятся обширные данные о прочностных, пластических, технологических, эксплуатационных свойствах сталей и сплавов.

В то же время в многочисленных справочниках и марочниках сталей и сплавов отсутствуют сведения о демпфирующих и акустических свойствах сталей и сплавов. Демпфирующие свойства металлических материалов характеризуют не только способность к гашению вибраций, шумов и колебаний. Демпфирующий сплав гарантирует повышенную надежность материала, конструкции за счет релаксации напряжений. Поэтому это весьма актуальная проблема.

Демпфирующие сплавы широко освещены в исследованиях Постникова В.С., Фавстова Ю.К., Рахштадта А.Г., Головина С.А., Пигузова Ю.В. и др. Исследования были диссипативные свойства цветных металлов, чугунов, отдельных групп сталей и сплавов. К сожалению, редко изучались демпфирующие свойства сталей с повышенными прочностными физико-механическими свойствами. Одними из самых востребованных таких сталей являются хромоникелевые стали (20ХН, 12ХН2, 12ХН3А, 20ХН3А), которые отличаются высокими значениями прочности, упругости, предела текучести, ударной вязкости. Из этих сталей изготавливаются такие ответственные детали как шлицевые валы, зубчатые колеса, шпин-

дели, втулки, шпильки, штоки, детали крепежа, ведущие зубчатые колеса электровагонов и моторных вагонов, поршневые пальцы двигателей, распределительные валики и оси. Эти детали зачастую работают в режиме циклических ударных нагрузок, генерируя повышенную вибрацию, шум. Поэтому проблема исследования диссипативных, акустических свойств этих материалов весьма актуальна.

Для исследования были выбраны хромоникелевые стали 20ХН, 12ХН2, 12ХН3А, 20ХН3А, и разработаны новые стали ММК-1, ММК-2, ММК-3, ММК-4 и ММК-5, химический состав и механические характеристики стандартных сталей общеизвестны. Химический состав и механические характеристики новых выплавленных сталей приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав и механические свойства исследованных металлических материалов

Марка стали	Химический состав, % вес						Механические свойства			
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Дополнительные легирующие элементы	KCU, Дж/ см ²	ψ	δ	σ _в , МПа
								%		
ММК-1	0,04-0,17	0,86	0,32	0,08	-	Ti – 0,10; V – 0,05; Sc – 1,45; Nb – 0,73	120	23	18	900
ММК-2	0,07-0,19	0,08	0,32	0,88	-	Ti – 0,10; V – 0,52; Sc – 0,32; Nb – 0,63	100	22	30	950
ММК-3	0,19-0,27	0,30	0,3-0,8	0,40-1,10	1,0-1,7	Sc – 0,2-0,6	110	21	28	850
ММК-4	0,10-0,18	0,31	0,35-0,65	0,50-1,3	1,7-2,4	Sc – 0,4-0,8	100	20	29	920
ММК-5	0,10-0,22	0,34	0,4-0,75	0,50-1,35	2,5-3,6	Sc – 0,15-0,35	90	22	27	940

На устройстве для комплексного исследования акустических и вибрационных свойств пластинчатых образцов [2], с помощью осциллографа PCS-500 записаны осциллограммы затухания звукового импульса от соударения образцов с шарами-ударниками.

Уровни звукового давления исследовали в октавных полосах частот в диапазоне 500-16000 Гц. Уровень звука – по шкале "А".

На рисунке 1 показан звуковой импульс стали ММК-1.

Диссипативная способность легированных сплавов зависит от того, присутствуют ли легирующие элементы в γ-твердом растворе или в мартенсите или они образуют самостоятельные фазы. В первом случае их влияние невелико, а во втором – более существенно. В частности, образование твердых и хрупких интерметаллидных включений снижает демпфирующую способность. Те компоненты, которые выделяются в свободном состоянии, и сами, как, например, хром, имеют высокий уровень демпфирующей способности, повышают уровень демпфирования.

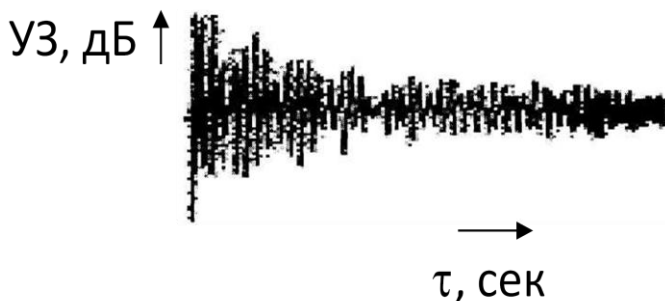


Рисунок 1 - Осциллограмма затухания звукового импульса от соударения стали ММК-1 (ковка)

Мартенсит в свежезакаленных сталях характеризуется довольно высоким уровнем фона (относительное рассеяние равно 1-2%). Однако даже при естественном старении вследствие релаксации внутренних напряжений, образования сегрегаций и, следовательно, общего уменьшения метастабильности величина фона резко снижается. Это уменьшение фона со временем в закаленных сталях неизбежно вследствие относительно высокой диффузионной подвижности атомов углерода, определяющих степень тетрагонального искажения решетки и стабильность микронапряжений.

Закключение. Разработанная хромоникелевая сталь ММК-4 обеспечивает наибольшее затухание. Также хромоникелевая сталь ММК-4 имеет повышенное значение скорости затухания звука по сравнению со стандартной хромоникелевой сталью 20ХН, а также с разработанными хромоникелевыми сталями ММК-3, ММК-5. Потому, что легирующий редкоземельный элемент скандий способствует созданию гетерогенной структуры, обеспечивающая повышенную диссипацию звуковой и вибрационной энергии.

ВЛИЯНИЕ АЛЮМИНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И СВОЙСТВА ЖАРОИЗНОСОСТОЙКИХ БЕЛЫХ ЧУГУНОВ

Колокольцев В.М., Петроченко Е.В., Молочкова О.С.

ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск, Россия

Создание новых многофункциональных высококачественных материалов, обладающих сочетанием высоких механических, технологических и эксплуатационных свойств является одной из главных задач современного материаловедения. Практически все известные в настоящее время высококачественные сплавы многокомпонентны, поэтому выбор их новых химических составов возможен на основе тщательного теоретического и экспериментального исследования взаимодействия компонентов в сложнелегированных системах [1-3].

Особое значение приобретают вопросы оптимального легирования сплавов, в том числе сталей и чугунов, которое должно обеспечить наиболее благоприятные структуры и сочетание необходимых свойств.

В качестве материала для изготовления литых деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания при нормальных и повышенных температурах, перспективным является использование белых сложнолегированных чугунов [2-4].

На долговечность деталей существенно влияют процессы их взаимодействия с рабочей средой. Протекают процессы внутреннего и наружного окисления чугуна, необратимого увеличения объема отливки (роста). В результате роста может происходить коробление, растрескивание деталей. Возникающие растягивающие напряжения ускоряют процесс высокотемпературного окисления.

Длительное воздействие высоких температур и внешних нагрузок может привести к снижению износостойкости вследствие протекания необратимых структурных и фазовых превращений. Поэтому работающие в таких условиях отливки должны обладать комплексом свойств – высокими износо- и окалинотойкостью, ростостойкостью.

Основная роль алюминия в белых высокохромистых чугунах заключается в изменении защитных свойств оксидов других элементов (хрома, железа, марганца). Цель настоящей работы – изучение влияния алюминия, температурных режимов охлаждения металла в литейной форме на структуру, механические свойства, износостойкость и жаростойкость; на защитные свойства, структуру, химический состав оксидных слоев жароизносостойких сложнолегированных белых чугунов.

Исследования проводили на образцах сложнолегированных белых чугунов следующего химического состава, % (масс.): 2,1–2,2 C; 4,5–5,0 Mn; 18,0–19,0 Cr; 1,0–1,2 Ni; 0,4–0,5 Ti [5-7], содержание алюминия менялось от 1,5 до 3% с шагом 0,5%. Экспериментальные сплавы выплавляли в индукционной печи ИСТ-006 с основной футеровкой и заливали в сухие и сырые песчано-глинистые формы (ПГФ) и кокиль. Скорость охлаждения в интервале кристаллизации в сухой ПГФ составляла 3–10 град/мин, в сырой ПГФ – 8–12 град/мин, в чугунном кокиле – до 30 град/мин.

В результате проведенных исследований установлено, что с повышением содержания алюминия от 1 до 3% окалинотойкость сплавов возрастает в 2-3 раза. Наилучшие механические и специальные свойства – у чугуна с содержанием алюминия 2,5%, потому что снижение концентрации Al приводит к падению окалинотойкости, а введение 3% Al увеличивает рост чугуна.

С помощью рентгеновского картирования выявлены концентрационные неоднородности в различных участках оксидной пленки, образовавшейся на чугуне. В участках, соответствующих дендритам аустенита, содержание алюминия – более 20%, Mn – около 6%, Cr – 6%, формируется плотная сплошная оксидная пленка. Поверхность оксидного слоя, соответствующая участкам эвтектики, обогащена марганцем, его содержится более 30%, Al – около 10%, Cr – 6%, на этих участках оксидная пленка рыхлая. Таким образом, можно сделать вывод о том, что окалинотойкость является структурно-чувствительным свойством.

Изменение скорости охлаждения при затвердевании (заливка в разные типы форм) значительно влияет на параметры структуры, химический состав металлической основы, карбидов и эвтектики, на образование концентрационных и структурных неоднородностей. Жаростойкость и износостойкость являются

структурно-чувствительными свойствами, поэтому, варьируя условия охлаждения в литейной форме, можно эффективно управлять структурно-фазовым состоянием, химическим составом фаз, а значит и комплексом свойств чугунов. Так, при повышении скорости охлаждения в процессе кристаллизации степень легированности твердого раствора увеличивается, что вызывает рост окалиностойкости сплавов. Показатель окалиностойкости Δm_{800} уменьшается в среднем в 1,6-3,3 раза.

Список литературы

1. Сильман Г.И. Термодинамика и термокинетика структурообразования в чугунах и сталях. М.: Машиностроение, 2007. 302 с.
2. Колокольников В.М., Петроченко Е.В. Металлургические и металловедческие аспекты повышения функциональных свойств литых изделий из белых чугунов. Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. № 4 (48). С. 87-98.
3. Колокольников В.М., Конопка З., Петроченко Е.В. Структура и свойства белых чугунов разных систем легирования. Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. № 1 (45). С. 19-23.
4. Петроченко Е.В. Особенности кристаллизации, формирования структуры и свойств износостойких и жаростойких чугунов в различных условиях охлаждения : дис. д-ра техн. Наук. – Магнитогорск, 2012. – 310 с.
5. Петроченко Е.В., Молочкова О.С. Анализ взаимосвязи химического состава, условий охлаждения при затвердевании с особенностями строения сплавов, окисленной поверхности и свойствами комплексно-легированных белых чугунов // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2011. № 4 (36). С. 50–53.
6. Колокольников В.М., Петроченко Е.В., Молочкова О.С. Влияние химического состава, условий охлаждения при затвердевании на структуру и свойства жароизносостойких комплексно-легированных железоуглеродистых сплавов //Технология металлов. 2013. № 1. С. 10–14.
7. Колокольников В.М., Петроченко Е.В., Молочкова О.С. Особенности структуры и свойства жароизносостойких белых чугунов системы Cr-Mn-Ni-Ti. Черные металлы. №3.2016. С. 42-48.

РОТАЦИОННЫЙ РЕЖУЩИЙ ИНСТРУМЕНТ ИЗ БЕЛЫХ ЧУГУНОВ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА МИКРОПОРОШКОВ

Гатитулин М.Н.

*ООО «НПП «Ротационные Технологии» г. Челябинск, Россия,
mavlet74@yandex.ru*

В настоящее время известные направления в повышении стойкости инструментов путем создания новых инструментальных материалов, совершенствования средств охлаждения и смазки для снижения температуры резания себя практически исчерпали. Современный прогресс техники базируется на использовании в машиностроении композиционных и труднообрабатываемых материалов, а это, в свою очередь, требует непрерывного развития инструментальных технологий.

В последнее время получили развитие технологии по обработке материалов ротационными режущими инструментами. Их отличительной особенностью является вращение круглой режущей пластины под действием сил трения при

резании, в следствие этого в резании принимают участие периодически обновляющиеся участки режущей кромки.

Из многообразных способов по производству готовых изделий или деталей для машиностроения порошковая металлургия занимает особое место, так как позволяет получать не только изделия различных форм и назначений, но и создавать принципиально новые материалы, которые другими способами получить трудоемко или невозможно.

Существуют различные промышленные методы производства порошков. Различают измельчение распылением жидкого металла, химико-физическими или механическими способами. Но все эти способы имеют различные, но существенные недостатки: большие энергозатраты (до 100 кВт/кг), как правило низкая производительность, трудности в получении заданного химического и гранулометрического состава порошка.

Способ ротационного измельчения среди многих механических способов менее изучен. Он позволяет влиять на форму и размеры получаемых порошковых частиц в широких пределах. Поэтому дальнейшее совершенствование технологий получения металлического и других порошков и волокон ротационными инструментами является инновационным и весьма важным для развития промышленных методов производства порошков.

Отличительной особенностью ротационного измельчения является высокая производительность и низкое энергопотребление – до 0,5 кВт/час.

Показано, что стойкость ротационных инструментов на 3 – 4 порядка может быть выше стойкости традиционных инструментов, применяющихся при резании или фрезеровании, а производительность составит 15 – 25 кг/час и зависит от мощности обрабатывающего станка.

По результатам исследовательских и опытно-конструкторских работ, проведенных ООО НПП «Ротационные Технологии», г. Челябинск, до стадии промышленных испытаний и последующей коммерциализации доведены технологии по ротационному измельчению различных материалов.

При измельчении металлической заготовки на волокна путем ее обточки самовращающимся режущим лезвием длина волокна (фибры) зависит от шага канавок на круговом режущем лезвии. Толщина и ширина фибры определяется режимами точения – глубиной резания и подачей.

Ротационное резание может применяться и для измельчения неметаллических материалов. Так, например, при сухой обточке мраморной заготовки образуются пылевидные фракции, применяемые для производства новых материалов. Размер отдельных чешуек составляет 20-70 мкм в зависимости от режима обработки. Применение ротационного инструмента увеличивает выход годного, уменьшает энергозатраты на обработку и металлоемкость используемого оборудования.

В дальнейшем, ротационное резание, как инновационная технология, получит свое развитие в различных отраслях промышленного производства и будет являться показателем уровня развития высоких технологий, обеспечивающих более глубокую переработку сырьевых материалов и снижение вредного воздействия деятельности человека на природу.

Главной особенностью работы ротационных режущих инструментов является то, что температуры в зоне резания большинства обрабатываемых материалов не превышают 200-250 градусов. В связи с этим не целесообразно применять

для изготовления этого инструмента дорогие быстрорежущие стали и твердые сплавы.

Разработаны специальные износостойкие сплавы для изготовления режущих элементов ротационного инструмента. Особенностью таких режущих элементов является то, что они изготовлены из комплексно легированных хромистых и хромованадиевых чугунов [1]. Показано, что при ротационном резании многих материалов стойкость инструмента приближается к стойкости инструмента из твердых сплавов при значительно меньшей стоимости. А стойкость инструмента из быстрорежущих сталей в 4-5 раз меньше стойкости ротационного инструмента из легированного чугуна. Легированные чугуны могут применяться и как наплавочный материал для изготовления ротационного инструмента [2]. При необходимости литые режущие элементы из легированного чугуна могут быть приварены к металлической основе из более дешевых сталей, например, низколегированных трубных сталей [3,4].

Список литературы

1. Литой инструмент из хромистых чугунов. Структура и свойства: монография / А.Н. Емелюшин, Д.А. Мирзаев, Н.М. Мирзаева, Е.В. Петроченко, К.Ю. Окишев, О.С. Молочкова // Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск гос. техн. ун-т им. Г.И. Носова, 2016. 190 с.
2. Емелюшин А.Н., Нефедьев С.П., Гусева Е.Н. Повышение эксплуатационной стойкости деталей подшипниковых узлов клетей прокатных станов // Механическое оборудование металлургических заводов. 2012. № 1. С. 109-113.
3. Емелюшин А.Н., Шекшеев М.А. Исследование влияния термических циклов на структуру основного металла при сварке стали категории прочности K56 // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. 2011. № 1. С. 150-153.
4. Емелюшин А.Н., Беляев А.И., Шекшеев М.А. Современные методы выбора рациональных параметров режима сварки низколегированных сталей // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. 2012. Т. 2. № 70. С. 163-164.

ИОННОЕ АЗОТИРОВАНИЕ ДВУХКАРБИДНЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ T14K8 И T15K6

Богодухов С.И., Козик Е.С., Свиденко Е.В.

Оренбургский государственный университет, г. Оренбург

В настоящее время разработано и используется много методов термической и химико-термической обработки, приводящих к улучшению свойств металлообрабатывающего инструмента из быстрорежущих сталей.

В данной статье решалась задача повышения эксплуатационных характеристик изделий из твердых сплавов марки T15K6 и T14K8 (3-х и 4-х гранные непереатачиваемые пластины, чашечные резцы и штабики) ионным азотированием.

Проводили ионное азотирование твердосплавных образцов при температурах 540 °С – 1, 2, 4, 8, 12 и 16 часов, а также при температурах – T = 600 °С (1 ч), 650 °С (1 ч), 700 °С (1 и 2 ч), 800 °С время изотермической выдержки – от 2 до 8 часов. Внешний вид твердосплавного инструмента (рисунок 1) после ионного азотирования приобретает серебристо-белый цвет. Чем больше длительность, тем более насыщенный белый цвет.

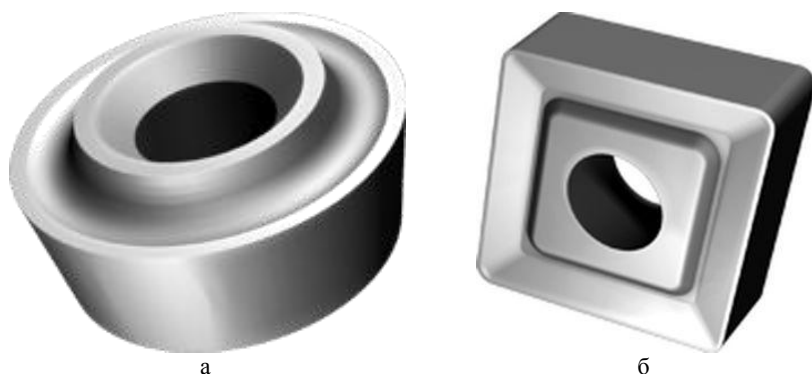


Рисунок 1 – Твердосплавные инструменты после ионного азотирования:
а – чашечный резец марки RPUX 2709 M0 TN, T14K8;
б – твердосплавная четырехгранная пластина T15K6

Элементный анализ химического состава поверхностного слоя образцов выполнялся в пяти точках (от края пластины по глубине) с использованием электронного микроскопа JEOL JCM-6000, в котором применялся ЭДС - спектрометр (изменение химического состава иллюстрируется рисунок 2).

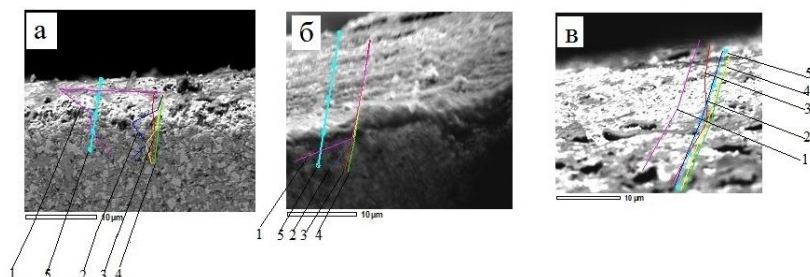


Рисунок 2 – Химический состав образцов T14K8 после ионного азотирования при различной выдержке (х 1000) (массовые доли, %: 1– азота, 2 – углерода, 3 – вольфрама, 4 – титана, 5 – кобальта) :а – образец, ионное азотирование $T = 540\text{ }^{\circ}\text{C}$, 2 ч; б – образец, $T = 540\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 ч; в – образец T14K8 ионное азотирование $T = 540\text{ }^{\circ}\text{C}$, 8 ч

По результатам химического анализа были построены графики зависимости массовой доли азота от длительности ионного азотирования (рисунок 3).

Анализ распределения массовой доли азота в приповерхностном слое в зависимости от длительности ионного азотирования твердого сплава T14K8 показал, что массовая доля элементов в каждой точке не постоянна и уменьшается по глубине слоя после образования насыщенной зоны.

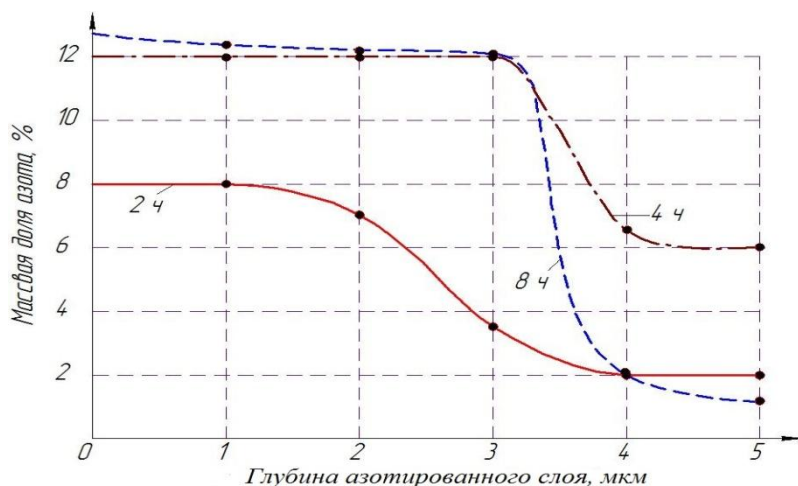


Рисунок 3 – Распределение массовой доли азота в приповерхностном слое в зависимости от длительности ионного азотирования

Список использованных источников

- 1 Богодухов, С.И. *Материаловедение: учебник* / С.И. Богодухов, Е.С. Козик; - М.: Машиностроение, 2015. – 504 с.
- 2 Лошак, М.Г. *Прочность и долговечность твердых сплавов*/ М.Г Лошак. - Киев: Наук. думка, 1984. – 328 с.
- 3 Богодухов, С.И. *Термическая обработка твердого сплава Т14К8* / С.И. Богодухов, В.С. Гарипов, Е.С. Козик, Е.В. Солосина // *Заготовительные производства в машиностроении*. – 2012.- № 12. – С. 41- 44.

ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНОСТИ СТРУКТУРЫ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ХРОМОВАНАДИЕВЫХ ЧУГУНОВ, ПРИМЕНЯЕМЫХ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ РОТАЦИОННОГО ИНСТРУМЕНТА

Акбулатова Р.Г., Емелюшин А.Н.

*ФГБОУ ВО Магнитогорский государственный технический университет
им. Г.И. Носова, emelushin@magtu.ru*

При механической обработке многих неметаллических материалов режущая кромка инструмента даже при больших скоростях резания не нагревается выше 250...300°С и испытывает, в основном, лишь абразивный износ. В этом случае инструмент можно изготавливать не из дорогих и дефицитных быстрорежущих сталей или твердых сплавов, а из хромистых чугунов, имеющих высокую твердость и хорошую абразивную износостойкость, или из еще более износостойких хромованадиевых чугунов. Кроме того, очень трудоемкий в изготовлении сборный инструмент сложной формы с пластинками или вставками из твердого сплава можно заменить литым инструментом. Дополнительно повысить износостойкость инструмента из чугуна можно путем термической обработки и измельчения литой структуры сплава [1].

В качестве термической обработки, позволяющей значительно повысить твердость и абразивную износостойкость чугунов использовалась закалка на максимальную первичную твердость. Поэтому для каждого чугуна была определена зависимость твердости от температуры заковки. Как для хромистых, так и для хромованадиевых чугунов, эта зависимость имеет вид кривой с максимумом. Восходящая ветвь обусловлена возрастанием концентрации углерода в мартенсите за счет растворения карбидов в аустените, а нисходящая - увеличением количества остаточного аустенита.

Для изучения влияния измельчения структуры на твердость и абразивную износостойкость было исследовано влияние ускоренной кристаллизации и модифицирования титаном хромованадиевых чугунов (ХВЧ), содержащих 18% хрома, 3% ванадия и 2,5...3,8% углерода.

Абразивная износостойкость была исследована по ГОСТ 23.208-79, который предусматривает изнашивание исследуемого материала абразивом при комнатной температуре.

Была создана установка, позволяющая проводить изнашивание при повышенных температурах.

Сплавы были разлиты в песчано-глинистые формы ($V_{охл} \approx 0,1$ град/с) и алюминиевые кокили ($V_{охл} 30...50$ град/с). Часть сплавов перед разливкой модифицировали титаном (0,2%). Испытания износостойкости при абразивном изнашивании проводили по ГОСТ 23208-79.

При кристаллизации в алюминиевом кокиле резко возрастает дисперсность структурных составляющих, что приводит к повышению твердости и износостойкости сплавов при абразивном изнашивании. Особенно сильно уменьшается размер эвтектических карбидов.

Увеличение концентрации углерода с 2,5 до 3,1% приводит к увеличению твердости как литых, так и закаленных ХВЧ, при этом твердость закаленных чугунов, отлитых в алюминиевый кокиль, достигает 68 HRC (литых - 62...63 HRC). При дальнейшем повышении содержания углерода твердость практически не изменяется.

Наибольшей износостойкостью обладают закаленные хромованадиевые чугуны, отлитые в алюминиевый кокиль, содержащие 3,0...3,2% углерода при 18% хрома и 3% ванадия.

Модифицирование титаном сплавов с 2,5...3,8% С, 18%Сг и 3% V, отлитых в песчано-глинистую форму, также привело к некоторому диспергированию структуры, повышению твердости и износостойкости при абразивном изнашивании.

Наибольшее диспергирование структуры и повышение твердости и износостойкости наблюдается при совместном воздействии модифицирования и ускоренного охлаждения.

Испытания различного инструмента из модифицированных ХВЧ, отлитых в алюминиевый кокиль, при обработке НММ подтвердили, что его износостойкость значительно выше, чем у инструмента из быстрорежущей стали и приближается к стойкости твердосплавного инструмента, а в некоторых случаях стойкость литого инструмента из ХВЧ даже выше, чем у инструмента из твердого сплава ВК8.

Хромованадиевые чугуны можно использовать и для изготовления других изделий, работающих в условиях абразивного изнашивания, например, для изготовления оснастки прессформ для прессования огнеупорного кирпича [2].

Экономический эффект от применения литых инструментов из ХВЧ достигается за счет значительного удешевления материала и уменьшения затрат на изготовление инструмента.

Список литературы

1. Литой инструмент из хромистых чугунов. Структура и свойства: монография / А.Н. Емелюшин, Д.А. Мирзаев, Н.М. Мирзаева, Е.В. Петроченко, К.Ю. Окишев, О.С. Молочкова // Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск гос. техн. ун-т им. Г.И. Носова, 2016. 190 с.

2. Емелюшин А.Н., Петроченко Е.В. Повышение стойкости оснастки прессформ для прессования периклазового кирпича // Вестник МГТУ им. Носова. 2003. №3, С.56-59.

АНАЛИЗ МЕХАНИЗМОВ УПРОЧНЕНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ ТИТАНА GRADE 4 ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Дьяконов Г.С.*, Миронов С.Ю., Семенова И.П.*, Валиев Р.З.***

**Институт Физики Перспективных Материалов, ФГБОУ ВПО Уфимский
государственный авиационный технический университет,
г. Уфа, 450000, Россия, dgr84@mail.ru*

***Department of Materials Processing, Graduate School of Engineering, Tohoku
University, 6-6-02 Aramaki-aza-Aoba, Sendai 980-8579, Japan, s-72@mail.ru*

Эволюция микроструктуры и механических характеристик металлических материалов были предметом исследований в течение последних десятилетий. Как известно, методы интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяют достичь высоких накопленных степеней деформаций без разрушения материала и повысить механические характеристики [1].

В настоящей работе для формирования в титане Grade 4 ультрамелкозернистой структуры (УМЗ) был использован метод РКУП-Конформ. Данный метод позволяет изготавливать прутки длиной до 3 метров с ультрамелкозернистой структурой и повышенными механическими свойствами, которые востребованы для современной медицины.

Была изучена эволюция структуры титана и процесс формирования ультрамелкозернистой структуры на различных этапах деформации РКУП-Конформ. С помощью метода обратной рассеянной дифракции электронов (EBSD) была проведена трехмерная реконструкция эволюции структуры с увеличением числа проходов РКУП-Конформ. Проанализировано развитие механизмов деформации и эволюции границ деформационного происхождения в титане во время ИПД с учетом особенностей пластического течения в процессе РКУП-Конформ. Выполнен подробный количественный анализ кристаллографических параметров границ и размеров структурных элементов в продольном и поперечном сечениях заготовки после РКУП-Конформ. Было показано, что эволюция структуры титана Grade 4 во время РКУП-Конформ происходит поэтапно. Интенсивная пластическая деформация титана Grade 4 методом РКУП-Конформ со степенью деформации 8,4 обеспечила формирование

структуры со средним размером зерна 0,3 мкм и долей высокоугловых границ - 55%. На основе детального анализа эволюции микроструктуры были проанализированы механизмы упрочнения титана при РКУП-Конформ.

Список литературы

Valiev RZ, Zhilyaev AP, Langdon TG, 2014 Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications p 456.

Исследования выполнены при финансовой поддержке РФФИ (проект № 16-02-00094)

«Исследовательская часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО «УГАТУ»

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ8М-1 ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Дьяконов Г.С., Семенова И.П., Гришина Ю.Ф., Мелемчук И.А., Рааб Г.И.

*Институт Физики Перспективных Материалов, ФГБОУ ВПО Уфимский
государственный авиационный технический университет,
г. Уфа, 450000, Россия dgr84@mail.ru*

Титановые сплавы широко применяются в качестве конструкционных материалов в авиастроении благодаря их высокой удельной прочности, малому удельному весу и коррозионной стойкости [1, 2]. Исследования последних десятилетий показали, что эффективным способом повышения механических свойств титановых сплавов является формирование в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры [3]. Формирование УМЗ структуры при пластической деформации титановых сплавов представляет собой сложный процесс структурных преобразований. Полнота протекания процессов трансформации исходной структуры двухфазных титановых сплавов при пластической деформации определяется рядом факторов, среди которых наиболее важными являются температура, скорость, величина накопленной деформации, а также тип исходной структуры [4,5].

Среди двухфазных титановых сплавов наиболее популярным является сплав ВТ6, его максимальная рабочая температура не превышает 350°C [1,6]. Создание новых и усовершенствованных авиационных двигателей требует использование материалов с более высокими эксплуатационными температурами. Одним из таких материалов является двухфазный титановый сплав ВТ8М-1, его максимальная рабочая температура приближается к 450°C. Сплав ВТ8М-1, как и сплав ВТ6, относится к классу двухфазных сплавов $\alpha + \beta$ Ti, а его эквивалент молибдена [Mo]eqv выше, чем для сплава ВТ6 (~2.9 и ~4.0 wt.%, соответственно), что обеспечивает почти двукратное увеличение доли β -фазы при комнатной температуре (соответственно 15 и 30%) [1]. Двухфазный сплав ВТ8М-1, имеет такой же уровень прочности, что и сплав ВТ6, обладает меньшей чувствительностью к концентраторам напряжений и повышенной термостабильностью при рабочих температурах [6]. Повышенные жаропрочные свойства сплава ВТ8М-1 обеспечиваются за счет легирования, однако при этом ухудшается технологическая пластичность сплава. Несмотря на то что сплавы ВТ6 и ВТ8М-1 схожи между собой, режимы деформации сплава ВТ6 непригодны для сплава ВТ8М-1. В связи с этим, данная работа была сфокусирована на определении условий деформации для

получения бездефектных заготовок РКУП и изучении особенностей формирования структуры УМЗ в сплаве BT8M-1.

В качестве материала исследования был взят пруток двухфазного титанового сплава BT8M-1 диаметром 25 мм производства ВСМПО-АВИСМА. Заготовки были деформированы на установке РКУП с углом пересечения каналов 120° по маршруту ВС. Микроструктурные исследования сплава проводили при помощи оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии. Механические испытания на растяжение проводили при скорости деформации $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ на испытательной машине Instron.

Исходная структура сплава BT8M-1, представляла собой типичную глобулярно-пластинчатую структуру, которая состоит из первичных зерен α -фазы глобулярной морфологии и $\alpha+\beta$ областей пластинчатой морфологии. Доля глобулярной α -фазы составила около 25%, средний размер глобулей 2,7 мкм, а средняя толщина пластин α -фазы - 0,12 мкм.

Были проанализированы механические свойства сплава после различного количества проходов РКУП. Показано, что прочностные характеристики сплава BT8M-1 с увеличением числа проходов РКУП изменяются немонотонно.

Была исследована эволюция структуры титанового сплава BT8M-1 с исходной глобулярно-пластинчатой структурой в ходе интенсивной пластической деформации методом РКУП. Показано, что преобразование микроструктуры сплава с увеличением числа проходов с 2 до 6 происходит путем фрагментации пластинчатой составляющей с последующей ее сфероидизацией за счет реализации динамической и статической рекристаллизации, обусловленной нагревом заготовок между проходами при $T=750^\circ\text{C}$. Установлено, что в результате 6 проходов РКУП исходная пластинчатая составляющая сплава трансформировалась в глобулярную, а зерна первичной α -фаз фрагментировались.

Список литературы

1. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. - М.: ВИЛС-МАТИ, 2009. 520 с.
2. Гецов Л. Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин. Л.: Машиностроение, 1973. 296 с
3. Валиев Р. З., Александров И. В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. 398 с
4. I. Weiss, F.H. Froes, D. Eylon, G.E. Welsch, Modification of alfa morphology in Ti-4Al-6V by thermomechanical processing, Met. Trans A , 17 (1986)1935-1947
5. Жеребцов С. В. Динамическая сфероидизация пластинчатой структуры двухфазного титанового сплава BT6 в ходе деформации при 800°C // Деформация и разрушение материалов. 2012, № 10, с. 16-24
6. Анташев, В. Г., Ночовная, Н. А., Павлова, Т. В., & Иванов, В. И. (2007). Жаропрочные титановые сплавы. Все материалы. Энциклопедический справочник, (3), 7.
7. T.R. Bieler, S.L. Semiatin, The origins of heterogeneous deformation during primary hot working of Ti-6Al-4V, Int. J. Plasticity, 18 (2002) 1165.

Исследования выполнены при финансовой поддержке Российского научного фонда в ФГБОУ ВО «УГАТУ», проект №16-19-10356 (раздел по термомеханической обработке), микроструктурные исследования проводились при поддержке

НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВКЛЮЧЕНИЯ → МОДИФИЦИРОВАНИЕ → КАЧЕСТВО МЕТАЛЛА

Голубцов В.А., Рябчиков И.В., Сумин С.И.

ООО НПП Технология, г. Челябинск

Неметаллические включения (НВ) – инородные образования в жидком и твёрдом металле – химические соединения металлов с неметаллами. По данным С.И.Губенко [1] в 1 т стали от 1 до 10 триллионов ($10^{12} \dots 10^{13}$) НВ. В процентах - это 0,1%. Размер включения, обнаруживаемых в стали металлографическим методом колеблется от 5 до 200 мкм (в 1мм 1000мкм).

Неметаллические включения являются концентраторами напряжений, ускоряют зарождение и развитие трещин. Большую роль здесь оказывает атомарный водород, скапливающийся на границах остроугольных включений (особенно корунда и сульфидов марганца). Большое значение имеет и коэффициент термического расширения (КТР) неметаллических выделений.

А.Б. Куслицкий [2] изучил влияние типа НВ на выносливость стали. Сталь 45 в ходе фракционной разливки раскисляли алюминием, силикокальцием или ферроцерием. Самую низкую выносливость имел металл раскисленный разным количеством алюминия. В жидкой стали образовывалась легкоплавкая сернистая эвтектика, кристаллизующаяся в последнюю очередь и снижающая пластичность, ударную вязкость и выносливость стали. Дополнительная присадка 0,15% силикокальция и 0,15% ферроцерия (каждого в отдельности и двух вместе) способствовала повышению механических свойств стали.

Модуль упругости и коэффициент термического расширения оксисульфидов церия весьма близки аналогичным показателям металлической матрицы, поэтому уровень термических напряжений вокруг этих включений будет существенно меньшим, чем на границе включений глинозёма и его производных. Глобулярная форма всех этих типов включений способствует снижению концентрации напряжений и повышению выносливости стали. Были составлены уравнения, включающие концентрации НВ в стали и величины, обратные пределу усталости металла. Определили степень опасности включений разного типа, принимая за единицу наименее опасные. Для стали 45 коэффициенты опасности включений составляли по расчётам – для глинозёма – 9, алюмосиликатов – 6, кремнезёма – 4, сульфидов – 3, силикокальциевых – 2, оксисульфидов церия - 1.

Анализ этих значений показывает отрицательное влияние на усталость стали остроугольных хрупких включений. Уменьшение содержания глинозёма и его производных оказывает благоприятное влияние на сопротивление стали усталости. Причём под уменьшением содержания нельзя понимать лишь удаление этих включений из стали. Иногда оказывается достаточным создание на глинозёмистых включениях пластичной оболочки (как это происходит при конечном раскислении алюминием и силикокальцием) или образование многокомпонентных, близких по свойствам к стали включений (например, оксисульфидов церия, как это происходит при раскислении алюминием и ферроцерием, а также при ком-

плексном раскислении алюминием, силикокальцием и ферроцерием). Характерно, что даже сравнительно небольшое благоприятное изменение природы включений даёт ощутимый выигрыш в сопротивлении стали водородной усталости. Так, например, конечным раскислением стали ферроцерием, устраняя сульфиды с границ зёрен и образуя мелкодисперсные окисульфиды церия, обеспечили повышение выносливости стали 10Г2ФР при испытании на воздухе на 25%, а в наводороживающей среде – более чем на 60% [2] .

Максимальные напряжения возникают в процессе охлаждения в стальной матрице вокруг включений с меньшим КТР, чем у стали (например, глинозём, алюминаты кальция, шпинель). Включения с большим КТР (например, сульфиды марганца) образуют полости, которые заполняются диффундирующим водородом. Вероятность образования микротрещин, а в последующем макротрещин, минимальна при условии совпадения величин КТР НВ и матрицы. Менее опасны в этом отношении (величина КТР совпадает с КТР матрицы) оксиды марганца, кальция, окисульфиды церия. Для получения указанных включений необходимо использовать комплексные щелочноземельные и редкоземельные металлы, а также титан, цирконий.

При использовании многокомпонентных сплавов возможно образование сложных по составу легкоплавких оксидных и окисульфидных соединений и эвтектик

Модифицирование стали способствует:

- получению глобулярных НВ быстро удаляющихся из жидкого металла;
- изменением параметров кристаллизации (повышению её скорости, уменьшению зоны транскристаллизации и др.), что приводит к существенному измельчению макро- и микроструктуры литого и деформированного металла;
- ослаблению развития ликвационных явлений и повышению равномерности распределения в отливке углерода, серы, фосфора, примесей цветных металлов, что особенно важно при производстве крупных слитков и отливок;
- снижению загрязнённости стали НВ, изменением их состава и свойств;
- переводу примеси цветных металлов из легкоплавкого состояния в достаточно тугоплавкие соединения и ослаблению их отрицательного влияния на горячую пластичность литого металла и трещиностойкость.

Материал для модифицирования должен обладать: однородным химическим и структурным составом, высокой дисперсностью модифицирующих фаз; возможно высокой плотностью; умеренным пироэффектом при введении в расплав, низким содержанием вредных примесей (кислорода, азота, водорода, цветных элементов), способствовать стабильному усвоению металлом элементов, его составляющих, неограниченным сроком хранения. Именно такими свойствами обладают модификаторы, произведённые методом закалки из расплава, производимые на НПП Технология.

Разработки, связанные с технологией получения МКМ защищены пятью патентами. Система менеджмента качества модификаторов сертифицирована по ИСО 9001:2008 (Reg. № 09.278.026).

Применение микрокристаллических модификаторов позволяет:

- получать стабильные результаты по химическому составу, механическим и эксплуатационным свойствам металла разнообразного сортамента, как подвергающего деформационному переделу, так и литого.

- увеличить в 1,3...1,5 раза живучесть - продолжительность действия модификатора на обрабатываемый металл;
- снизить пироэффект при вводе в жидкий расплав и повысить усвоение легкоокисляющихся элементов;
- снизить загрязненность металла НВ и затягивание сталеразливочных каналов алюминатами кальция.

В производимых ООО НПП Технология комплексных модификаторов (ТУ 082-002-7264889-12) присутствуют магний, кальций, барий, редкоземельные металлы (цериевая группа – Ce и La), цирконий, ванадий, титан и бор.

Создание комплексных МКМ позволяет получать ряд положительных эффектов, связанных с улучшением качества стали и повышением технико-экономических показателей производства. Это связано с тем, что компоненты в этом продукте находятся в молекулярных и межатомных связях друг с другом, что позволяет усилить их влияние на обрабатываемый металл по сравнению со слиточными модификаторами и получаемыми методом смешения.

Основными составляющими МКМ являются щелочноземельные металлы (ЩЗМ). Эффективность воздействия ЩЗМ на обрабатываемую сталь в значительной степени определяется физическими и физико-химическими характеристиками этих элементов (табл.1).

Низкие значения плотности, температур плавления и кипения этой группы металлов создают проблемы по эффективному их вводу в жидкую сталь. Ограниченная растворимость кальция и, особенно, стронция и бария в жидком железе позволяет считать, что при введении этих элементов в сталь они могут находиться в основном либо в газообразном (Ca, Sr), либо в жидком (Ba) состоянии. Из данных табл.1 также следует, что широко применяемый для обработки кальций по модифицирующей способности значительно уступает стронцию и барию. Высокое значение этого параметра для бария обусловлено его крайне малой растворимостью в жидком железе. Чем меньше растворимость элемента в железе, тем при меньшей его концентрации может проявиться модифицирующий эффект.

Важно отметить, что теплота образования алюминатов и силикатов закономерно увеличиваются от кальция к барию. Наиболее устойчивые соединения могут образоваться при раскислении стали стронцием или барием совместно с алюминием (табл.1). Уникальность раскисления стали барийсодержащими сплавами заключается не только в наиболее благоприятных условиях образования алюминатных соединений, но и быстром их удалении из металлического расплава. Этому способствует относительно низкая температура плавления ряда оксидных фаз, содержащих стронций и барий [10]. Барийсодержащие НВ, как и барий легко удаляются из металла в связи с высокой поверхностной активностью. Обнаружить НВ с барием нам удалось в пробе металла, взятой через несколько секунд после введения барийсодержащего сплава в сталь (рис.1)[11].

Изучение литой пробы металла, отобранной из изложницы сразу после обработки высокоуглеродистого металла сплавом, содержащим кальций и барий, позволило обнаружить барий в первичных включениях (до 40...60%), что подтверждает его участие в процессах раскисления и модифицирования НВ.

Таблица 1 – Физические и физико-химические характеристики щелочноземельных металлов и их соединений [3-8]

Параметры измерения	Элементы			Источник литературы
	Ca	Sr	Ba	
Плотность, г/см ³	1,55	2,54	3,59	3
Температура плавления, °С	839	769	729	3
Температура кипения, °С	1484	1384	1637	3
Давление насыщенного пара при 1873 К, МПа	0,18630	0,41640	0,05171	4
Растворимость в Fe, %	$7,82 \cdot 10^{-2}$	$1,78 \cdot 10^{-3}$	$1,22 \cdot 10^{-4}$	4
Относительная модифицирующая способность	$77,88 \cdot 10^{-2}$	$39,7 \cdot 10^{-4}$	$69,86 \cdot 10^{-5}$	5
Поверхностное натяжение железоуглеродистых расплавов после введения элементов, МДж/м ²	1730	Нет данных	1800	6
Теплота образования алюмината $MeO \cdot Al_2O_3$ из оксидов, кДж/моль	18,0	71,1	124,1	7
Теплота образования силиката $MeO \cdot SiO_2$ из оксидов, кДж/моль	92,4	133,8	148,8	7
Раскислительная способность жидкого железа при 1873 К, кДж/моль	-303,8	-260,2	-241,8	8
Раскислительная способность при совместном раскислении с кремнием при 1873 К, кДж/г-атом	-187,6	-187,9	-180,2	5
Раскислительная способность при совместном раскислении с алюминием при 1873 К, кДж/г-атом	-183,9	-191,6	-200,8	5

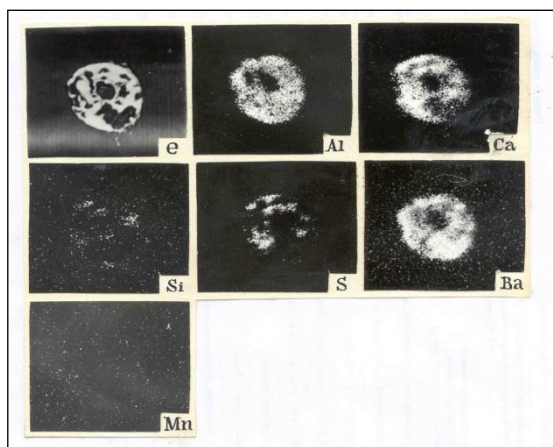


Рис. 1 Изображение оксисульфида кальция с барием, х 600.
Металл модифицирован SiCaBa – 1 кг/т. Сталь для металлокорда (БП-1М).
Проба из изложницы

Исследование влияние стронция на морфологию включений проводили на образцах стали 20ГФЛ обработанной комплексным модификатором, содержащим все ШЗМ – магний, кальций, барий и стронций (рис. 2). До присадки жидкий металл раскислялся алюминием.

Исследование НВ проведено на подготовленном металлографическом шлифе с помощью сканирующего электронного микроскопа "Tescan Vega", оснащенного рентгеновским энергодисперсионным спектрометром INCA X-Max-50. Используемый метод позволяет визуализировать структуру исследуемого объекта и по рентгеновскому спектру провести локальный элементный анализ структурных составляющих с локальностью порядка 1 мкм.

Центральной часть НВ представляла собой оксиды алюминия (спектр 3), периферийная - сульфиды марганца и кальция, в отдельных неметаллических включениях в зоне локализации сульфидов обнаружено присутствие стронция с максимальным локальным содержанием до 7,4 % масс. (спектр 1). По-видимому, барий и стронций в небольших количествах способен растворяться в металле и образовывать быстроудаляющиеся включения.

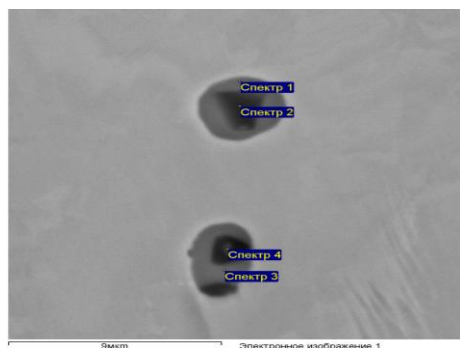


Рис. 2. Структура неметаллических включений, содержащих стронций

Спектр	O	Mg	Al	Si	S	Ca	Mn	Fe	Sr
Спектр 1	7,1	2,4	9,9	1,1	19,8	18,5	3,7	30,2	7,4
Спектр 2	26,1	9,6	26,8	0,4	2,9	3,1	2,2	27,7	1,2
Спектр 3	7,4	2,5	10,4	1,8	13,8	13,0	3,6	41,7	5,7
Спектр 4	40,6	11,0	30,6	0,4	1,8	3,0	2,4	9,9	0,2

Введение бария в составе модификаторов ведёт к улучшению поверхности слитков и проката, снижению загрязнённости металла от НВ [10]. Необходимо заметить, что существенное различие атомных весов бария и кальция (в 3,5 раза) показывает, что при вводе бария на одну и ту же массовую концентрацию в железе реальное количество частиц, принимающих участие в реакциях с примесями, будет соответственно меньше. Растворимость ШЗМ в железе уменьшается в ряду $Mg \rightarrow Ca \rightarrow Sr \rightarrow Ba$.

Таким образом, стронций и барий не только участвуют в раскислении и модифицировании стали, но вследствие их повышенной реакционной способности [11] обеспечивают защиту кальция и повышение его усвоения (рис.3).

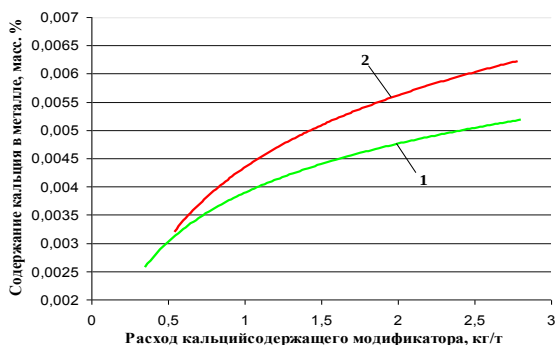


Рис. 3. Влияние типа модификатора на усвоение кальция металлом:
1 – модифицирование СКЗ0; 2 – обработка металла кальцийбарий-содержащим модификатором

По сравнению с барием стронций ещё более эффективен для повышения усвоения кальция. Такая роль стронция связана, по-видимому, с его газообразным состоянием в металле и (см. табл.1) большой контактной поверхностью с жидким металлом. Повышенное усвоение кальция, при обработке металла стронцийсодержащими модификаторами (см. табл.2) позволяет предположить, что наряду с раскислением кальций играет роль микролегирующего элемента.

Центральной частью НВ представляла собой оксиды алюминия (спектр 3, табл. 2), периферийная – сульфидами марганца-кальция, в отдельных неметаллических включениях в зоне локализации сульфидов обнаружено присутствие стронция с максимальным локальным содержанием до 5,7 - 7,4 % масс.(спектры 1,2).

Таким образом, стронций участвует в образовании и удалении НВ.

Повышение величины ударной вязкости образцов с острым надрезом при температуре испытаний -60°C металл обработанный комплексом Mg-Ca-Ba-Sr по сравнению с металлом, обработанным комплексом Mg-Ca-Ba (т.е без стронция) составила 51,3%. Усвоение кальция повысилось с 15,9 до 29,1% (т.е. на 85,4%) (табл.3).

Рост ударной вязкости при испытании образцов с острым надрезом (KCV-60) можно объяснить действием ряда факторов:

1) высокой поверхностной активностью бария и стронция в металлическом расплаве. Указанные металлы выделяются на поверхности образующихся НВ и способствуют их быстрой эвакуации из жидкого металла.

2) возрастанием зародышевой роли кальция, присаживаемого в составе соединений, содержащих ЩЗМ. При этом кальций наряду с раскислением металла играет роль микролегирующего элемента. При этом образующиеся тугоплавкие сернистые соединения кальция, стронция и бария могут играть роль подложек,

уменьшающих работу образования зародыша твёрдой фазы, а также инициирующих кристаллизацию стали и приводящих к перераспределению включений в дендритной структуре в сторону увеличения их количества в осях [15];

Таблица 3 - Результаты сравнительных испытаний модификаторов на Алтайзаводе

Тип модификатора	Усвоение кальция, %	Ударная вязкость, KCV ⁻⁶⁰ , кДж/м ²
FeCa	5,0	$\frac{91-250^*}{177}$
Ca-Ba-Si	15,7	$\frac{156-256}{189}$
Ca-Ba-Sr-Si	29,1	$\frac{173-500}{286}$

* - в числителе минимальные и максимальные показатели,
в знаменателе - средние

Технология модифицирования металла комплексными микрокристаллическими модификаторами, содержащими кальций, барий, редкоземельные металлы (церия, лантан) применяется на ряде заводов.

Результатом модифицирования стали комплексными микрокристаллическими модификаторами является:

- повышение трещиностойкости слитков массой 10-25 т в ходе их деформации за счёт изменения состава НВ и образования оксисульфидов церия и лантана и снижение за счёт этого (на 30%) продолжительности термообработки проката (ООО “ОМЗ-Спецсталь”);

- снижение брака труб по трещинам, образующихся в районе сварного шва (ОАО “Северсталь”);

- снижение отбраковки металла по рванинам и трещинам на заводе ЗАО МЗ “КАМАСТАЛЬ”

- снижение загрязнённости металлам НВ и уровня брака УЗК стали коррозионностойкого и высокопрочного сортамента (слитки от 5,15 до 66,0т) и повышение механические свойства металла (на ОАО “Электростальтяжмаш”, ОАО “МК” ОРМЕТО ЮУМЗ”).

- повышение коррозионной стойкости стали для труб.

Выводы

1. Показано, что рафинирование и модифицирование стали транспортного назначения комплексными сплавами Fe-Si-Ca-Ba и Fe-Si-Ca-Ba-Sr обеспечивает повышение ударной вязкости литого металла (рамы боковые и балки наддресорные), соответственно, на 49,7%и 63,8%.

2. Повышение механических характеристик стали может быть связано с уменьшением количества в ней неметаллических включений вследствие благо-

приятных условий удаления металлического расплава барий- стронцийсодержащих оксидных соединений.

3. Применение комплексных микрокристаллических модификаторов при внепечной обработке высокопрочной стали с кальцием, барием и РЗМ способствует снижению загрязненности стали неметаллическими включениями, отсутствие на поверхности слитков грубых дефектов, высокое качество поверхности поковок и листов, а также повышение уровня механических и коррозионных характеристик проката.

Литература

1. Губенко С.И. Трансформация неметаллических включений. -М.: Металлургия, 1991.-224 с.

2. Куслицкий А.Б. Неметаллические включения и усталость стали. -М.: Техника, 1976. -128с.

3. Эмсли Дж. Элементы: пер. с англ. - М.: Мир, 1993.-256с.

4. Агеев Ю.А. Исследование растворимости ЦЗМ в жидком железе и сплавах / Ю.А.Агеев, С.А.Арчугов // Журнал физической химии. 1985. Т.IX. №4. С.838-841.

5. Рябчиков И.В. Сравнительная раскислительная и модифицирующая способность магния и щелочноземельных элементов при внепечной обработке стали / И.В. Рябчиков, А.Ю.Ахмадеев, Т.В.Рогожина, В.А.Голубцов // Сталь. 2008. № 12. С.51-54.

6. Шумихин В.С. Поверхностные свойства железоуглеродистых расплавов и их роль при модифицировании / В.С.Шумихин, В.Л.Лохненко, А.М.Вирховлюк и др.// Сб. Процессы литья. 2000. №3. С.44-48.

7. Туркдоган Е.Т. Физическая химия высокотемпературных процессов. Пер. с англ. М.: Металлургия, 1985. -344с.

8. Куликов И.С. Раскисление щелочноземельными металлами // Изв. АН СССР. Металлы. 1985.№6. С.9-15.

9. Рябчиков И.В. Кремнистые ферросплавы и модификаторы нового поколения. Производство и применение / И.В. Рябчиков, В.Г. Мизин, В.В. Андреев. Челябинск: Изд-во Челяб гос ун-та, 2013.295с.

10. Голубцов В.А. Теория и практика введения добавок в сталь вне печи. –Челябинск. 2006. - 423с.

11. Голубцов В.А. Эффективность применения барийсодержащих комплексных ферросплавов при выплавке стали / Голубцов В.А., Рябчиков И.В., Яровой К.И. и др. // Сталь. 2013. №8. - С.32-35.

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ВЫСОКОПРОЧНОЙ АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ Cr-Ni-Mn СТАЛИ

Фомина О.В., Вихарева Т. В.

*НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей»,
Санкт-Петербург, Россия, mail@crism.ru*

Казаков А.А., Житенев А.И.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия, kazakov@thixomet.ru*

Азотсодержащие аустенитные стали нашли широкое применение в различных областях промышленности благодаря уникальному комплексу характери-

стик, таких как высокие механические и коррозионные свойства, пластичность и ударная вязкость, который позволяет снизить металлоемкость и увеличить срок службы конструкций и изделий из этих сталей. Они также используются для изготовления крупногабаритных конструкций ответственного назначения, высоконагруженных изделий различного применения с повышенными требованиями по немагнитности, обеспечиваемой стабильной аустенитной структурой [1–5].

Комплекс эксплуатационных свойств любой стали зависит от ее конечной микроструктуры, формирование которой происходит на всех технологических стадиях ее производства, начиная от выплавки, кристаллизации и затвердевания до термомеханической и термической обработки. Причем структура, сформированная на этапе кристаллизации и затвердевания, зависит от исходного химического состава стали и имеет значительное влияние на процессы структурообразования при последующих технологических переделах.

Известно [6–10], что в зависимости от соотношения $C_{гкв}/Ni_{гкв}$ кристаллизация в аустенитных сталях может протекать через первичный аустенит или δ -феррит с последующим образованием аустенита по разным механизмам.

В НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей» разработана высокопрочная азотсодержащая сталь $Cr-Ni-Mn$ композиции легирования с содержанием азота около 0,45 %, которая при среднемарочном и максимальном содержании в ее химическом составе ферритообразующих элементов в сочетании с пониженным содержанием аустенитообразующих элементов может иметь конечную аустенито-ферритную структуру.

Методами термодинамического моделирования изучено поведение δ -феррита при кристаллизации, затвердевании и последующем охлаждении азотсодержащей стали с различным содержанием основных легирующих элементов. Для этих условий найдены критические точки, ограничивающие температурные диапазоны выделения и растворения δ -феррита при кристаллизации стали и ее последующем охлаждении.

На усовершенствованной диаграмме Шеффлера–Шпайделя [11], в рамках аустенитной области откорректирована граница, разделяющая составы сталей, кристаллизующихся через аустенит и через δ -феррит и определены особенности структуры сталей, кристаллизующихся по этим механизмам. В случае кристаллизации через аустенит дендритная и зеренная структуры совпадают: каждое аустенитное зерно образовано из одного дендрита с характерной кристаллографической ориентацией, выявленной пленочным травлением. В случае кристаллизации через δ -феррит дендритная и зеренная структуры не совпадают: ось первого порядка одного дендрита проходит по телу нескольких аустенитных зерен. Изучена кинетика растворения δ -феррита в исследованной стали и установлены закономерности изменения при последующей тепловой выдержке химической неоднородности изученных сталей. При кристаллизации через аустенит структурная и химическая неоднородности после аустенитизации остаются неизменными. По мере углубления процессов кристаллизации через δ -феррит структурная и химическая неоднородности после аустенитизации снижаются тем больше, чем больше δ -феррита было образовано на начальных этапах кристаллизации.

С помощью имитационного моделирования термомеханической обработки азотсодержащей стали изучены особенности эволюции литой структуры при горячей деформации, а также закономерности поведения δ -феррита при горячей пластической деформации, включая предварительный аустенитизирующий от-

жиг, предпрокатный нагрев и собственно, горячую деформацию. Установлено, что процесс рекристаллизации легче протекает при наличии границы раздела δ -феррит/аустенит.

Полученные результаты могут быть использованы для обоснования состава стали и технологии ее получения на всех переделах, включая горячую пластическую обработку и сварку, при проведении которых контролируемое содержание δ -феррита может оказаться полезным, а также выбора температурных режимов аустенитизации для наиболее полного растворения δ -феррита в готовом металле.

Литература

1. Горынин И. В., Малышевский В. А., Калинин Г. Ю., Мушникова С. Ю., Банных О. А. и др. Коррозионно -стойкие высокопрочные азотистые стали // Вопросы материаловедения. 2009. № 3(59). С. 7–16.
2. Малышевский, В.А., Создание высокопрочных корпусных сталей – от первых экспериментов до наших дней /В.А. Малышевский, Г.Ю. Калинин, А.А. Харьков // Вопросы материаловедения, 2011, № 1(65), с.17-27.
3. Банных О.А., Блинов В.М., Костина М.В., Блинов Е.В., Мурадян С.О., О возможности применения в российском арматуростроении аустенитных азотистых сталей //Арматуростроение. - №89. – 2014. - М. - с. 67-76.
4. Калинин Г.Ю., Харьков А.А., Фомина О.В., Голуб Ю.В. К вопросу о перспективах широкого внедрения аустенитных сталей, легированных азотом журнал// Морской вестник, 2010, №4 (36), с. 82-83.
5. Малышевский В.А., Калинин Г.Ю., Фомина О.В., Тепленичева А.С., Мушникова С.Ю., Харьков А.А., Высокопрочные аустенитные свариваемые стали для судостроения, «Вопросы материаловедения», 2014, № 2(78), с. 26–35. Металловедение и термическая обработка металлов. – 2008. – № 10 (640). – С. 33–38.
6. Speidel M. High Nitrogen Steels // Proceedings of the 10th International Conference HNS 2009. – P. 121.
7. Allan G. Castability solidification mode and residual ferrite distribution in highly alloyed stainless steels//European Commission EUR 13941–Steelmaking, 1997. – P. 85.
8. Brooks J. A., Thompson A. W. Microstructural development and solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel welds // Int. Mater. Rev. – 1991. – V. 36, N 16.
9. Казаков А. А., Шахматов А. В., Колпишон Э. Ю. Литая структура и наследственность высокохромистой стали с азотом // Тяжелое машиностроение. – 2015. – № 1–2. – С. 19-24.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Яковлева Е.А., Мотовилина Г.Д., Хлусова Е.И.

*НИИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей»,
г. Санкт-Петербург, e-mail: nprk3@crism.ru*

В ряде источников подробно изучены закономерности деформационного старения низкоуглеродистых сталей с ферритно-перлитной структурой [1]. Деформационное старение сталей с ферритно-бейнитной структурой исследовано в меньшей степени [2, 4, 5], однако некоторые авторы считают, что склонность к деформационному старению низкоуглеродистых ферритно-бейнитных сталей значительно

выше, чем ферритно-перлитных. При этом о влиянии технологии производства на склонность к деформационному старению сведения противоречивы.

Актуальность изучения эффекта деформационного старения в бейнитных сталях обусловлена как деградацией свойств в процессе эксплуатации, так и особыми закономерностями их изменения в цикле формовки, экспандирования и при нанесении антикоррозионных покрытий [3]. Ферритно-бейнитные стали широко применяются также в судостроении и могут подвергаться различным технологическим обработкам, в том числе и после длительного хранения на складах.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния естественного и искусственного старения с последующим отпуском на структуру и свойства судостроительной стали марки F40W с ферритно-бейнитной структурой.

В качестве материала для исследований был выбран листовой прокат толщиной 40 мм из судостроительной стали марки F40W (06ГНФБ) после 10 лет вылеживания. Для изготовления листов использовалась двустадийная термомеханическая обработка с промежуточным подстуживанием и прерванным охлаждением.

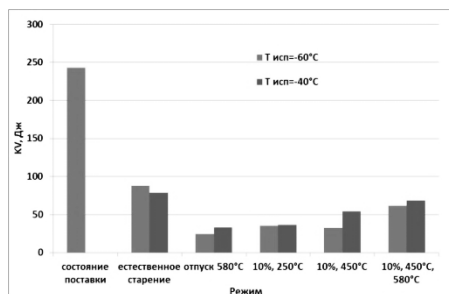
Испытания на склонность стали к деформационному старению проводили по ГОСТ 7268. Были выбраны режимы с деформацией 10%. После деформации образцы подвергались изотермической выдержке при температурах 250°C и 450°C в течение 1 часа. Затем часть образцов была подвергнута отпуску при 580°C в течение 4 часов, характерному для отпуска сварных соединений при аттестационных испытаниях на свариваемость.

Проведено исследование микроструктуры стали и характера разрушения изломов ударных образцов после естественного старения, в т.ч. подвергнутых отпуску, а также старению по выбранным режимам и дополнительному отпуску.

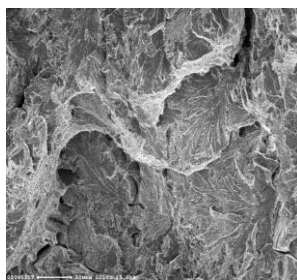
Установлено, что механические свойства в состоянии поставки находились на высоком уровне, в том числе и работа удара при пониженных температурах, рис. 1 а. Однако после вылеживания стали в течение 10 лет (естественное старение) значения работы удара снизились – в 2,5 – 3 раза, и составили 83,9 Дж при температуре испытаний -60°C, что выше требований ГОСТ 52927. В исходном состоянии после вылеживания структура стали ферритно-бейнитная, представлена квазипolygonальным ферритом, гранулярным бейнитом, а также достаточно протяженными областями реечного бейнита.

После искусственного старения при температурах 250 и 450°C после деформации 10% образцов после вылеживания значения работы удара при температуре -60°C в 2-3 раза ниже, чем после естественного старения или в 6-8 раз ниже, чем в состоянии поставки.

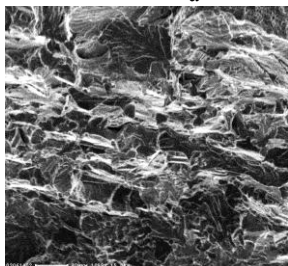
После деформации 10% с выдержкой при 450°C характер разрушения преимущественно квазискол, микроструктура фрагментирована, фрагменты закреплены мелкой карбидной фазой (рис. 1 в). После деформации 10% с выдержкой при 450°C с последующим отпуском при 580°C образец разрушается микросколом с ручьистым рельефом, видны участки вязкого зернограницного разрушения (рис. 1 г).



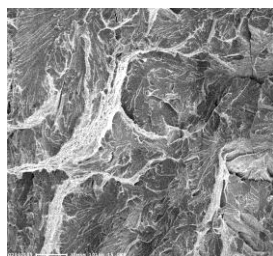
а



б



в



г

Рисунок 1: а – Зависимость среднего значения работы удара от температуры испытаний и выбранного режима б – излом ударного образца после отпуска 580°C, в – после искусственного старения (10%, 450°C), г – после искусственного старения и отпуска (10%, 450°C, 580°C).

Дополнительный отпуск при 580°C после вылеживания приводит к снижению работы удара в 3–4 раза по отношению к работе удара металла после естественного старения, которая находится ниже требований ГОСТ 52927. Охрупчивание в результате отпуска, см. рис. 1 б., вызвано карбидообразованием по границам нерекристаллизованных областей речного бейнита (длиной 500 мкм и более). После отпуска в структуре наблюдаются более крупные области α -фазы.

Литература

1. Бабич В.К. Деформационное старение стали / В.К. Бабич, Ю.П. Гуль, И.Е. Долженков. – М: Металлургия, 1972. –320 с.
2. Деформационное старение низкоуглеродистой трубной стали / М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, О.В. Варнак, А.О. Струин // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2013. – т. 13 № 1. – С. 129-131.
3. Нечаев Ю. С. Физические комплексные проблемы старения, охрупчивания и разрушения металлических материалов водородной энергетики и магистральных газопроводов / Ю. С. Нечаев // УФН. 2008. Т. 178. № 7. С. 709-726.
4. М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, О.В.Варнак, А.Н. Мальцев // «Влияние структуры на деформационное старение низкоуглеродистой стали / Деформация и разрушение материалов №8. 2014. С. 9-15.
5. Яковлева Е.А., Мотовилина Г.Д., Хлусова Е.И., Орлов В.В. Исследование особенностей механического старения высокопрочных штрипсовых сталей // Сталь. 2013. №5. С. 72-77.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ОТПУСКА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НОВОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ ХЛАДОСТОЙКОЙ СТАЛИ МАРКИ 09ХГН2МД

Голубева М.В., Сыч О.В., Святышева Е. В.

НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей»,

г. Санкт-Петербург, Россия, e-mail: mail@crism.ru

В последнее время наблюдается тенденция снижения уровня легирования для производства высокопрочных сталей, что требует научно-обоснованных подходов к выбору параметров закалки и отпуска. Недостаточный объем опубликованной информации по изучению структуры и свойств экономнолегированных высокопрочных сталей с суммарным содержанием легирующих элементов (Cr, Ni, Cu и Mo) не более 3,5 % [1] требует дальнейших исследований в этом направлении.

Целью настоящей работы являлось исследование изменения структуры и механических свойств стали при отпуске в интервале температур 570-690°C в высокопрочной хладостойкой свариваемой стали марки 09ХГН2МД с суммарным содержанием основных легирующих элементов Cr, Ni, Cu и Mo не более 3%.

Исследования проводились на образцах из новой высокопрочной хладостойкой свариваемой стали марки 09ХГН2МД.

Выполнены механические испытания стали на растяжение при комнатной температуре по ГОСТ 1497-84 и ударный изгиб при температуре испытаний -70°C по ГОСТ 9454-78 проводили на образцах, вырезанных в поперечном направлении прокатки. Для проведения механических испытаний и исследования структуры металла методами оптической металлографии и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) ¹ были выбраны образцы после термоулучшения - закалки в воду от температуры 950°C и последующего отпуска в диапазоне температур 570 - 690°C.

Проведенные исследования стали марки 09ХГН2МД с Сэкв=0,51% показали, что после закалки формируется дисперсная мартенситно-бейнитная структура, которая обеспечивает высокий уровень прочностных характеристик (предел текучести 827 МПа) и вязко-пластических свойств (относительного удлинения 13,8% и ударной вязкости при температуре испытаний -70°C - 54 Дж/см²).

Отпуск при температуре 570°C в течение трех часов приводит к существенному снижению плотности дислокаций в мартенситной составляющей, способствует выделению карбидов цементитного типа внутри и на границах отдельных областей мартенсита неречного типа (рис. 1 а, г), а также росту карбидных частиц в высокотемпературном мартенсите (ВМ) за счет диссоциации дисперсных кластеров с повышенным содержанием углерода, образованных в результате закалки. Данные структурные изменения приводят к снижению предела текучести и повышению пластичности и ударной вязкости при температуре испытаний -70°C.

В результате отпуска при температуре 600°C образуются новые дисперсные карбиды размером ~9 нм в ВМ, а также мелкие пластинчатые карбиды по границам речного бейнита (РБ) и гранулярного бейнита (ГБ), что способствует повышению прочностных характеристик до уровня, соответствующего закаленному состоянию, рис. 1 б, д, е. При этом значения вязко-пластических свойств после отпуска остаются высокими.

¹ Экспериментальные исследования выполняли на оборудовании Центра коллективного пользования научным оборудованием «Состав, структура и свойства конструкционных и функциональных материалов» НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей» при финансовой поддержке государства в лице Минобрнауки в рамках соглашения № 14.595.21 0004.

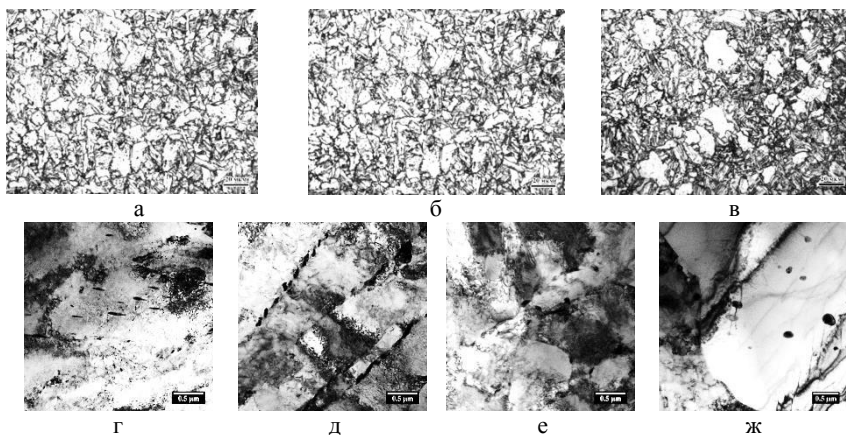


Рис. 1. Микроструктура (а-в) и структурные составляющие (г-ж) стали марки 09ХГН2МД после закалки от температуры 950°C и последующего отпуска при температурах 570°C (а, г), 600°C (б, д, е) и 690°C (в, ж) в течение трех часов: г – ВМ; д, е – РБ и ГБ; к, о – ПМ; в, ж, л, п – РБ; ж – ПМ.

Ускорение процессов диффузии углерода и легирующих элементов из мартенситной матрицы в карбидную фазу при температурах отпуска 630°C приводит к образованию на месте отдельных областей дислокационного мартенсита ферритно-карбидной смеси (переотпущенного мартенсита - ПМ), вследствие чего снижаются значения предела текучести стали. При этом образование упрочняющих ПМ наноразмерных карбидов цементита, легированных марганцем, хромом и молибденом, сдерживает существенное разупрочнение стали (значение предела текучести составляет 741 МПа при требованиях не менее 690 МПа);

При дальнейшем повышении температуры отпуска до 690°C происходит увеличение объемной доли и размеров областей ПМ за счёт снижения доли реечного мартенсита (РМ), а также коагуляция и рост карбидов легированного цементита (рис. 1 в, ж). Совокупность данных структурных изменений приводит к резкому снижению значений предела текучести (до 523 МПа) при одновременном возрастании значений вязко-пластических свойств.

Установленные особенности изменения структуры и механических свойств при высокотемпературном отпуске легли в основу разработки оптимальных режимов термической обработки листового проката из новой экономнолегированной хладостойкой стали ($Ni + Cu + Mo + Cr \leq 3\%$), обеспечивающих высокий уровень прочности и низкотемпературной ударной вязкости [2].

Литература

1. Настич С.Ю., Морозов Ю.Д., Марченко В.Н., Степашин А.М., Зырянов В.В., Сороколет О.В. Разработка и промышленное опробование высокопрочной свариваемой стали с высокой хладостойкостью для несущих конструкций в транспортном машиностроении // *Металлург*, 2005, №5, с. 55-58.
2. Голубева М.В., Сыч О.В., Хлусова Е.И., Мотовилина Г.Д. Исследование механических свойств и характера разрушения новой экономнолегированной хладостойкой стали с гарантированным пределом текучести 690 МПа // *Авиационные материалы и технологии*, 2017, № 4 (49), с. 19-24.

Научное издание

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ФИЗИЧЕСКОГО МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Материалы XXIV Уральской школы металлословов-термистов

19-23 марта 2018 года

Магнитогорск

Отвественные редакторы

М.В. Чукин, А.Н. Емелюшин

Издается полностью в авторской редакции

Подписано в печать 12.03.2018. Рег. № 67-18. Формат 60×84 ¹/₁₆. Бумага тип № 1.
Плоская печать. Усл.печ.л. 14,75. Тираж 150 экз. Заказ 93.



Издательский центр ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»

455000, Магнитогорск, пр. Ленина, 38

Участок оперативной полиграфии ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»