



МИСИС
УНИВЕРСИТЕТ
НАУКИ И ТЕХНОЛОГИЙ

misis.ru

Бернштейновские ЧТЕНИЯ

по термомеханической обработке
металлических материалов

Программа
Сборник тезисов

Москва
25-27 октября 2022 г.



БЕРНШТЕЙНОВСКИЕ ЧТЕНИЯ



**по термомеханической обработке
металлических материалов,
посвященные 80-летию научного руководителя
Лаборатории термомеханической обработки
НИТУ "МИСиС", Заслуженного деятеля науки РФ,
проф., д.ф.-м.н. Л.М. Капуткиной**

25-27 октября 2022 г.
НИТУ «МИСиС», Москва

УДК 620.18:621.78

Научно-технический семинар «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов». Москва. 25-27 октября 2022 г. Сборник тезисов. – М: НИТУ «МИСиС», 2022, 199 с.

ISBN 978-5-907560-56-7

Материалы публикуются в авторской редакции.

© Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», 2022

ОРГАНИЗАТОРЫ:

- Министерство науки и высшего образования РФ
- Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
- Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ:

- проф., д. ф.-м. н. Капуткина Л.М. – председатель.
- проф., д. т. н. Добаткин С.В. – зам. председателя.
- проф., д. ф.-м. н. Прокошкин С.Д. – зам. председателя.
- в.н.с., к.т.н., PhD. Дубинский С.М. - учёный секретарь.

Члены оргкомитета:

- доц., к.т.н. Прокошкина В.Г.
- в.н.с., к.т.н. Хмелевская И.Ю.
- в.н.с., д.т.н. Рыклина Е.П.
- с.н.с., к.т.н. Рыбальченко О.В.
- с.н.с., к.ф.-м.н. Коротницкий А.В.
- в.н.с., к.т.н. Шереметьев В.А.
- доц., к.т.н. Смарикина И.В.
- в.н.с., к.т.н. Жукова Ю.С.
- доц., к.т.н. Полякова К.А.
- с.н.с., к.т.н. Комаров В.С.
- с.н.с., к.т.н. Конопацкий А.С.

**Бернштейновские чтения
по термомеханической обработке
металлических материалов,
посвященные 80-летию научного руководителя Лаборатории
термомеханической обработки НИТУ "МИСиС", Заслуженного
деятеля науки РФ, проф., д.ф.-м.н. Л.М. Капуткиной
25-27 октября 2022 г**



ПРОГРАММА

Регистрация участников: 24 октября с 14⁰⁰-18⁰⁰ и 25 октября с 9⁰⁰-18⁰⁰

Продолжительность докладов (включая обсуждение):

пленарных – 25 мин., секционных – 15 мин.

Стендовые доклады выставляются перед пленарным заседанием.

25 октября (Зал нанотехнологий)	26 октября (Зал нанотехнологий)	27 октября (Зал нанотехнологий)
Открытие семинара 9 ³⁰ - 10 ⁰⁰	Секция 2 10 ⁰⁰ - 11 ¹⁵	Секция 4 10 ⁰⁰ - 11 ¹⁵
Пленарное заседание 10 ⁰⁰ - 11 ⁴⁰	Кофе-пауза 11 ¹⁵ - 11 ³⁵	Кофе-пауза 11 ¹⁵ - 11 ³⁵
Кофе-пауза 11 ⁴⁰ - 12 ⁰⁰	Секция 2 11 ³⁵ - 14 ⁰⁵	Секция 4 11 ³⁵ - 13 ³⁵
Пленарное заседание 12 ⁰⁰ - 13 ⁴⁰	Обед 14 ⁰⁵ - 15 ⁰⁰	Обед 13 ³⁵ - 14 ³⁰
Обед 13 ⁴⁰ - 15 ⁰⁰	Секция 2 15 ⁰⁵ - 15 ³⁰	Обсуждение постерных докладов 14 ³⁰ - 15 ⁰⁰
Секция 1 15 ⁰⁰ - 16 ⁴⁵	Секция 3 15 ⁴⁵ - 17 ¹⁵	Закрытие семинара 15 ⁰⁰ - 15 ³⁰
Кофе-пауза 16 ⁴⁵ - 17 ⁰⁰		
Секция 1 17 ⁰⁰ - 17 ⁴⁵		

**25 октября 2022 г.
вторник**

- 9:30 - 10:00 **ОТКРЫТИЕ СЕМИНАРА** - проректор по науке и инновациям
НИТУ «МИСиС»,
проф. **Филонов М.Р.**
- зам. председателя Оргкомитета,
проф. **Прокошкин С.Д.**

ПЛЕНАРНОЕ ЗАСЕДАНИЕ

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ:
Проф. Капуткина Л.М.
Проф. Прокошкин С.Д.

- 10:00 – 10:25 **1. ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЗМОВ ФОРМИРОВАНИЯ ДВУХФАЗНЫХ СТРУКТУР С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ**
Попов А.А., Россина Н.Г., Попов Н.А.
УрФУ, Екатеринбург
- 10:25 – 10:50 **2. ОБЪЕМНЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ С МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ СРЕДАХ**
Валиев Р.З.
УГАТУ, Уфа
СПбГУ, Санкт-Петербург
- 10:50 – 11:15 **3. ПРЯМОЕ НАБЛЮДЕНИЕ МАРТЕСНИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ TiNi**
Реснина Н.Н., Сибирев А.В., Беляев С.П., Убийвовк Е.В.
СПбГУ, Санкт-Петербург
- 11:15 – 11:40 **4. ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКОВЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ**
Маркова Г.В.¹, Юдин С.Н.², Касимцев А.В.², Володько С.С.¹ Алимов И.А.¹
¹*«Тульский государственный университет», Тула*
²*ООО «Метсинтез», Тула*
- 11:40 – 12:00 **КОФЕ – ПАУЗА**
- 12:00 – 12:25 **5. МНОГОКОМПОНЕНТНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ TiNi**
Беляев С.П.¹, Реснина Н.Н.¹, Андреев В.А.², Базлов А.И.³
¹*СПбГУ, Санкт-Петербург*
²*ИМЕТ РАН, Москва*
³*НИТУ "МИСиС", Москва*

- 12:25 – 12:50 **6. ПРОГНОЗ ПОСЛЕДСТВИЙ РАЗЛИЧНЫХ СЦЕНАРИЕВ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ СТАЛИ**
Кудря А.В., Соколовская Э.А., Кодиров Д.Ф., Босов Е.В., Сергеев М.И.
 НИТУ «МИСиС», Москва
- 12:50 – 13:15 **7. ФОРМИРОВАНИЕ И ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ ОБЪЕМНОЙ И ПОВЕРХНОСТНОЙ МОДИФИЦИРУЮЩИХ ОБРАБОТКАХ В УСЛОВИЯХ ИМПУЛЬСНОГО НАГРУЖЕНИЯ**
 Колобов Ю.Р.
 Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка
 МГУ им. М. В. Ломоносова, Москва
- 13:15 – 13:40 **8. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ Al–3.3Cu–2.5Mn–0.5Zr (МАС.%), ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ЛИТЬЯ, В ПРОЦЕССЕ ПРОКАТКИ И ВОЛОЧЕНИЯ**
Белов Н.А., Черкасов С.О., Короткова Н.О.
 НИТУ «МИСиС», Москва
- 13:40 – 15:00 **ОБЕД**

Секция 1 «СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ»

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ:
 Рубаник В.В.
 Колобов Ю.Р.

- 15:00 – 15:15 **1. ВЛИЯНИЕ МАЛОЙ ДОБАВКИ ЦИНКА НА ВКЛАД ЗЕРНОГРАНИЧНОГО СКОЛЬЖЕНИЯ ПРИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg**
Михайловская А.В., Яковцева О.А.
 НИТУ «МИСиС», Москва
- 15:15 – 15:30 **2. СТРУКТУРА И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА Fe-Mn СПЛАВОВ ДЛЯ МЕДИЦИНСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ**
Рыбальченко О.В.¹, Мартыненко Н.С.¹, Анисимова Н.Ю.^{1,2,3}, Киселевский М.В.^{2,3}, Рыбальченко Г.В.⁴, Бочвар Н.Р.¹, Табачкова Н.Ю.^{3,5}, Щетинин И.В.³, Токарь А.А.^{1,3}, Добаткин С. В.^{1,3}
¹ИМЕТ РАН, Москва
²НМИЦ онкологии имени Н. Н. Блохина Минздрава России, Москва
³НИТУ «МИСиС», Москва
⁴Физический институт имени П.Н. Лебедева РАН, Москва
⁵Институт общей физики им. А. М. Прохорова РАН, Москва
- 15:30 – 15:45 **3. СТРУКТУРА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ СПЛАВА G35**
 Иванов К.О.
 УрФУ, Екатеринбург

- 15:45 – 16:00 **4. ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПАДА ПЕРЕСЫЩЕННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА В НОВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ ВЫСОКОМАГНИЕВЫХ СПЛАВАХ ЭКОНОМНО ЛЕГИРОВАННЫХ МАЛЫМИ СКАДИЕВЫМИ ДОБАВКАМИ**
Рагазин А.А.^{1,2}, Бахтегареев И.Д.¹, Арышенский Е.В.¹, Арышенский В.Ю.^{1,2}, Дриц А.М.^{1,2}, Коновалов С.В.¹
¹ Самарский университет, Самара
² АО «Арконик СМЗ», Самара
- 16:00 – 16:15 **5. ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ТРИП СТАЛИ**
Столяров В.В.
ИМАШ РАН, Москва
- 16:15 – 16:30 **6. МИКРОСТРУКТУРА И ТВЕРДОСТЬ СПЛАВА Al-Y-Sc-Er**
Горлов Л.Е., Поздняков А.В., Барков Р.Ю.
НИТУ «МИСиС», Москва
- 16:30 – 16:45 **7. ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ МАЛЫХ ДОБАВОК ГАФНИЯ НА РАСПАД ПЕРЕСЫЩЕННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА В СПЛАВЕ 1570**
Зорин И.А., Дриц А.М., Арышенский Е.В., Коновалов С.В.
Самарский университет, Самара
- 16:45 – 17:00 **КОФЕ – ПАУЗА**
- 17:00 – 17:15 **8. МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Cu-Mn С МИКРОДОБАВКОЙ ОЛОВА**
Летягин Н.В., Акопян Т.К.
НИТУ «МИСиС», Москва
- 17:15 – 17:30 **9. СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ СПЛАВА ХН62М И ИХ ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА**
Попкова Д.С., Бельтюков Е.А., Жилияков А.Ю., Беликов С.В.
УрФУ, Екатеринбург
- 17:30 – 17:45 **10. ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ РАСПАДА ПЕРЕСЫЩЕННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Mg-Si С ИЗБЫТКОМ КРЕМНИЯ И МАЛЫМИ ЦИРКОНИЕВЫМИ ДОБАВКАМИ**
Лапшов М.А., Солопаев М.В., Арышенский Е.В., Коновалов С.В.
Самарский университет, Самара

26 октября 2022 г.
среда

Секция 2 «ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ»

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ:
Проф. Реснина Н.Н.
Проф. Маркова Г.В.

- 10:00 – 10:15 **1. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ИНТЕРВАЛА ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА ПАРАМЕТРЫ ТОРСИОННОГО ПРИВОДА НА ОСНОВЕ СЭПФ TiNi**
Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н.
СПбГУ, Санкт-Петербург
- 10:15 – 10:30 **2. ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ Ti-Nb-Ta ВЫШЕ И НИЖЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ИНТЕРВАЛА МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ $\alpha \leftrightarrow \beta$**
Петржик М.И.
НИТУ «МИСиС», Москва
- 10:30 – 10:45 **3. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ВКЛЮЧАЮЩЕЙ ВОЛОЧЕНИЕ, НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb (АТ.%)**
Кудряшова А.А.¹, Шереметьев В.А.¹, Лукашевич К.Е.¹, Деркач М.А.¹, Андреев В.А.², Прокошкин С.Д.¹
¹ НИТУ «МИСиС», Москва
² ИМЕТ РАН, Москва
- 10:45 – 11:00 **4. СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ И ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Ni₄₈Fe₁₉Ga₂₇Co₆**
Курлевская И.Д., Тохметова А.Б., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.
Томский государственный университет, Томск
- 11:00 – 11:15 **5. МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УПРУГОЙ ЭНЕРГИИ НА ИЗМЕНЕНИЕ ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ВЫДЕРЖКЕ СПЛАВА Ti₄₉Ni₅₁**
Иванов А.М., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Беляев Ф.С., Волков А.Е.
СПбГУ, Санкт-Петербург
- 11:15 – 11:35 **КОФЕ-ПАУЗА**
- 11:35 – 11:50 **6. ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМОВ РКUP И ПДО НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb**
Деркач М.А.¹, Шереметьев В.А.¹, Чуракова А.А.², Гундеров Д.В.², Рааб Г.И.², Прокошкин С.Д.¹
¹ НИТУ «МИСиС», Москва
² УГАТУ, Уфа

- 11:50 – 12:05 **7. ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВЫЙ СИНТЕЗ ПОРОШКА СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb**
Алимов И.А.¹, Юдин С.Н.², Касимцев А.В.², Маркова Г.В.¹, Володько С.С.²
¹«Тульский государственный университет», Тула
²ООО «Метсинтез», Тула
- 12:05 – 12:20 **8. ИССЛЕДОВАНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ ФЕРРОЭЛАСТИЧНОСТИ НА МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Ni₄₉Fe₁₈Ga₂₇Co₆**
Тохметова А.Б., Курлевская И.Д., Панченко Е.Ю., Жердева М.В., Чумляков Ю.И.
Томский государственный университет, Томск
- 12:20 – 12:35 **9. ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТОНКОЙ НИКЕЛИД ТИТАНОВОЙ ПРОВОЛОКИ**
Ковалёва М.А., Марченко Е.С., Гюнтер С.В.
Томский государственный университет, Томск
- 12:35 – 12:50 **10. АНТИБАКТЕРИАЛЬНАЯ МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb НАНОЧАСТИМИ ЗОЛОТА**
Теплякова Т.О., Конопацкий А.С., Прокошкин С.Д.
НИТУ "МИСиС", Москва
- 12:50 – 13:05 **11. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МАРТЕНСИТНУЮ НЕУПРУГОСТЬ В ПОРОШКОВОМ Ti-Ni**
Пермякова Д.В.
ТулГУ, Тула
- 13:05 – 13:20 **12. НЕТИПИЧНЫЙ ЭЛИНВАРНЫЙ ЭФФЕКТ В МЕТАСТАБИЛЬНОМ БЕТА-СПЛАВЕ Ti-Nb-Zr С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**
Дубинский С.М.¹, Маркова Г.В.², Баранова А.П.¹, Прокошкин С.Д.¹, Браиловский В.³
¹НИТУ "МИСиС", Москва
²Тульский государственный университет, Тула
³Ecole de Technologie Supérieure, Канада, Монреаль
- 13:20 – 13:35 **13. ВОЗМОЖНОСТИ РЕГУЛИРОВАНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ УЧЕТЕ РОЛИ СТРУКТУРНОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ**
Рыклина Е.П.¹, Полякова К.А.¹, Мурьгин С.Р.¹, Комаров В.С.¹, Андреев В.А.²
¹НИТУ «МИСиС», Москва
²ИМЕТ РАН, Москва
- 13:35 – 13:50 **14. ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ ОБРАЗОВАНИЯ ω-ФАЗЫ В ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОМ МЕТАСТАБИЛЬНОМ СПЛАВЕ Ti-22Nb-6Zr С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**
Баранова А.П., Дубинский С.М., Прокошкин С.Д.
НИТУ «МИСиС», Москва

- 13:50 – 14:05 **15. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ И ПОСЛЕДЕФОРМАЦИОННОГО ОТЖИГА НА СВОЙСТВА ПРУТКОВ ИЗ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb**
Лукашевич К.Е.¹, Шереметьев В.А.¹, Андреев В.А.², Прокошкин С.Д.¹,
 Браиловский В.³
¹НИТУ «МИСиС», Москва
²Промышленный центр «МАТЕК-СПФ», Москва
³Ecole de Technologie superieure, Канада, Монреаль
- 14:05 – 15:00 **ОБЕД**

Секция 2 (продолжение) «ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ»

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ:
 Проф. Реснина Н.Н.
 Проф. Маркова Г.В.

- 15:00 – 15:15 **16. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СТАРЕНИЯ СПЛАВА Ti-50.7 ат.%Ni НА ОСОБЕННОСТИ ЭВОЛЮЦИИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В ШИРОКОМ ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУР ДЕФОРМАЦИИ**
Полякова К.А., Комаров В.С.
 НИТУ «МИСиС», Москва
- 15:15 – 15:30 **17. АКТУАТОРЫ ИЗ СПЛАВОВ С ЭПФ СИСТЕМЫ Ni-Ti В УСЛОВИЯХ ЭКСТРЕМАЛЬНОЙ НАГРУЗКИ**
Калашников В.С.¹, Коледов В.В.¹, Шавров В.Г.¹, Андреев В.А.²,
 Несоленин А.В.¹, Кучин Д.С.¹, Карелин Р.Д.²
¹ИРЭ им. В. А. Котельникова РАН, Москва
²ИМЕТ РАН, Москва

Секция 3 «ПРАКТИКА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ»

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ:
 Шереметьев В.А.
 Рыклина Е.П.

- 15:45 – 16:00 **1. ПОВЫШЕНИЕ КОНСТРУКТИВНОЙ ПРОЧНОСТИ ТОЛСТОСТЕННЫХ ТРУБ ВТМО ВИНТОВЫМ ОБЖАТИЕМ С ГРАДИЕНТНЫМ ОТПУСКОМ**
Дементьев В.Б., Сухих А.А., Махнева Т.М.
 Институт Механики, УдмФИЦ УрО РАН, Ижевск
- 16:00 – 16:15 **2. ДЕФОРМИРУЕМОСТЬ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Si**
Наумова Е.А., Барыкин М.А., Рогачев С.О., Кузьмина А.О.
 НИТУ «МИСиС», Москва

- 16:15 – 16:30 **3. ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА
ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ С НИЗКИМ СОДЕРЖАНИЕМ
АЗОТА КАК СПОСОБ УВЕЛИЧЕНИЯ СОПРОТИВЛЕНИЯ
УДАРНЫМ НАГРУЗКАМ**
Федосеева А.Э.
НИУ БелГУ, Белгород
- 16:30 – 16:45 **4. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА АЛТЭК**
Распосиенко Д. Ю.¹, Петрова А. Н.¹, Астафьев В. В.¹, Яковлева А. О.²
¹ *ИФМ УрО РАН, Екатеринбург*
² *НИТУ «МИСиС», Москва*
- 16:45– 17:00 **5. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И
КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СПЛАВОВ Mg-6%Ag И Mg-
10%Gd ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО
ПРЕССОВАНИЯ И РОТАЦИОННОЙ КОВКИ**
Темралиева Д.Р.¹, Мартыненко Н.С.¹, Серебряный В.Н.¹, Анисимова Н.Ю.^{1,3},
Киселевский М.В.^{2,3}, Визе Б.⁴, Виллумайт-Ремер Р.⁴, Рааб Г.И.⁵, Добаткин С.В.^{1,2},
Эстрин Ю.З.^{6,7}
¹ *ИМЕТ РАН, Москва*
² *НИТУ «МИСиС», Москва*
³ *НМИЦ онкологии имени Н.Н. Блохина» Минздрава России, Москва*
⁴ *Центр им. Гельмгольца в г. Гестхахт, Гестхахт (Германия)*
⁵ *УГАТУ, Уфа*
⁶ *Университет им. Монаша, Мельбурн (Австралия)*
⁷ *Университет Западной Австралии, Перт (Австралия)*
- 17:00 – 17:15 **6. ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПРОТЕКАНИЯ
ПРОЦЕССОВ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПО ТОЛЩИНЕ
ТОЛСТОЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ
МАРОК СТАЛИ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ
ДЕФОРМАЦИИ**
Новоскольцев Н.С., Сыч О.В., Хлусова Е.И.
НИЦ "Курчатовский институт" – ЦНИИ КМ "Прометей"

27 октября 2022 г.
четверг

**Секция 4 «ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ»**

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ:
Проф. Белов Н.А.
Проф. Беляев С.П.

- 10:00 – 10:15 **1. АКУСТИЧЕСКИЕ КОЛЕБАНИЯ МАГИСТРАЛЬНОГО
ГАЗОПРОВОДА КАК ФАКТОР СВЕРХМНОГОЦИКЛОВОЙ
КОРРОЗИОННОЙ УСТАЛОСТИ МЕТАЛЛА ТРУБ**
Арабей А.Б.¹, Ряховских И.В.¹, Истомина Т.Ю.², Капуткин Д.Е.²,
Преферансов Д.И.², Степанова В.А.²
¹ООО «Газпром ВНИИГАЗ», Россия, Московская обл., п. Развилки
²МГТУ Гражданской Авиации, Москва
- 10:15 – 10:30 **2. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВА INCONEL
718, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО
СПЛАВЛЕНИЯ**
Пырин Д.В., Жилияков А.Ю.
УрФУ, Екатеринбург
- 10:30 – 10:45 **3. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ
МОДУЛЕЙ УПРУГОСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ОТ 0 ДО
400 °С ТЕХНОЛОГИЯМИ НЕЙРОННЫХ СЕТЕЙ**
Гусев А.Д., Маркова Г.В.
Тульский государственный университет, Тула
- 10:45 – 11:00 **4. УПРОЧНЕНИЕ СРЕДНЕЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА TiNbZr
БОРИДАМИ**
Озеров М.С., Жеребцов С.В.
НИУ БелГУ, Белгород
- 11:00 – 11:15 **5. ИЗУЧЕНИЕ УПРУГИХ СВОЙСТВ СИСТЕМЫ Ti-Nb-Zr
МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ**
Зеленина А.И.^{1,2}, Колотова Л.Н.³, Стариков С.В.⁴.
¹МФТИ (НИУ), Долгопрудный
²ОИВТ РАН, Москва
³НИУ ВШЭ, Москва
⁴ICAMS, Germany, Bochum
- 11:15 – 11:35 **КОФЕ-ПАУЗА**
- 11:35 – 11:50 **6. ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ Al-Cu-Mg СПЛАВА
ПОДВЕРГНУТОГО ОТП**
Зуйко И.С., Малофеев С.С., Калинин А.А., Борисова Ю.И., Луговская А.С.,
Миронов С.Ю.
НИУ БелГУ, Белгород

- 11:50 – 12:05 **7. ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОСТНЫХ ИМПЛАНТАТОВ ИЗ СПЛАВА Ti-6Al-4V**
Лезин В.Д.¹, Шереметьев В.А.¹, Власов Д.В.¹, Молчанов С.А.²
¹НИТУ МИСиС, Москва
²ООО «КОНМЕТ», Москва
- 12:05 – 12:20 **8. АНАЛИЗ УРОВНЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В КОМПАКТНЫХ ОБРАЗЦАХ ИЗ СТАЛИ 316L, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ**
Кривилев М.Д.¹, Харанжевский Е.В.¹, Камаева Л.В.², Закирова Р.М.¹
¹Удмуртский государственный университет, Ижевск
²Удмуртский федеральный исследовательский центр, Ижевск
- 12:20 – 12:35 **9. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ МЕТОДАМИ ЛАЗЕРНОЙ 3D-ПЕЧАТИ, ПУТЕМ ВАРЬИРОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ**
Базалева К.О.^{1,2}, Железный М.В.¹
¹Российский университет дружбы народов, Москва
²МГТУ «Станкин», Москва
- 12:35 – 12:50 **10. РАЗРАБОТКА НОВОГО ПОДХОДА К РАЗБИЕНИЮ ОБЛАСТИ РЕШЕНИЯ И УЧЕТА РЕОЛОГИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ ПРИ РАСЧЕТЕ ТЕКСТУРЫ С ПОМОЩЬЮ C/FEM**
Арышенский Е.В.¹, Коновалов С.В.², Беглов Э.Д.³, Чинов В.Ю.¹
¹Самарский Университет, Самара
²СибГИУ, Новокузнецк
³АО «Арконик СМЗ», Самара
- 12:50 – 13:05 **11. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЖАРОСТОЙКОЙ КЕРАМИКИ, ПОЛУЧЕННОЙ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СИНТЕЗОМ**
Харанжевский Е.В.¹, Кривилев М.Д.¹, Ипатов А.Г.²
¹Удмуртский государственный университет, Ижевск
²Ижевская государственная сельскохозяйственная академия, Ижевск
- 13:05 – 13:20 **12. РЕНТГЕНОФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ag-C, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ**
Московский С.В.
СибГИУ, Новокузнецк
- 13:20 – 13:35 **13. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ ЕДИНИЧНЫХ ТРЕКОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ СМЕСИ ПОРОШКОВ Ti, Al, Nb ПРИ ВАРЬИРУЕМЫХ ПАРАМЕТРАХ ПРОЦЕССА СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ**
Долбачев А.П.
НИТУ «МИСиС», Москва
- 13:35 – 14:30 **ОБЕД**
- 14:30 – 15:00 **ОБСУЖДЕНИЕ ПОСТЕРНЫХ ДОКЛАДОВ**
- 15:00 – 15:30 **ЗАКРЫТИЕ КОНФЕРЕНЦИИ**

СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ

Стендовые доклады выставляются перед пленарным заседанием.

Секция 1 «СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ»

1. **О МЕХАНИЗМЕ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ**
Гундырев В.М., Зельдович В.И.
Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург
2. **ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛА НЕРАЗЪЕМНОГО СОЕДИНЕНИЯ, ВЫПОЛНЕННОГО ЭЛЕКТРОДУГОВЫМ СПОСОБОМ С ПРИМЕНЕНИЕМ УГЛЕРОДФТОРСОДЕРЖАЮЩЕЙ ДОБАВКИ**
Крюков Р.Е., Михно А.Р., Жуков А.В.
Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
3. **ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ НА СКЛОННОСТЬ К ОХРУПЧИВАНИЮ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181**
Полехина Н.А.¹, Линник В.В.¹, Литовченко И.Ю.¹, Алмаева К.В.¹, Чернов В.М.², Леонтьева-Смирнова М.В.²
¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*
²*ВНИИИМ им. Академика А.А. Бочвара, Москва*
4. **ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ЧИСТОГО Zn И СПЛАВА Zn-1%Mg ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ**
Мартыненко Н.С.¹, Анисимова Н.Ю.^{1,3}, Рыбальченко О.В.¹, Киселевский М.В.^{1,3}, Просвирнин Д.В.¹, Колтыгин А.В.², Белов В.Д.², Добаткин С.В.^{1,2}
¹*ИМЕТ РАН, Москва*
²*НИТУ «МИСиС», Москва*
³*НМИЦ онкологии имени Н.Н. Блохина Минздрава России, Москва*
5. **ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ Fe И Ni НА ТЕМПЕРАТУРУ β-ТРАНСУСА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ВТ14**
Постникова М.Н., Котов А.Д.
НИТУ «МИСиС», Москва
6. **МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ПЛОСКИХ ОБРАЗЦОВ ИЗ МОНОКРИСТАЛЛОВ МОЛИБДЕНА В ФУНКЦИИ ДЕФОРМАЦИИ ПРОКАТКОЙ**
Ермишкин В.А., Минина Н.А., Палий Н.А., Баикин А.С., Томенко А.К.
ИМЕТ РАН, Москва
7. **МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ**
Аксёнова К.В.¹, Громов В.Е.¹, Ващук Е.С.²
¹*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*
²*Филиал КузГТУ им. Т.Ф. Горбачева в г. Прокопьевске, Прокопьевск*
8. **ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ, ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТИ И УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ СПЛАВА Cu-0,8%Ni ПОСЛЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ**
Мартыненко Н.С.¹, Бочвар Н.Р.¹, Рыбальченко О.В.¹, Просвирнин Д.В.¹, Морозов М.М.¹, Юсупов В.С.¹, Добаткин С.В.^{1,2}
¹*ИМЕТ РАН, Москва*
²*НИТУ «МИСиС», Москва*
9. **ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА ВТ1-0**
Аксёнова К.В., Шляров В.В., Загуляев Д.В.
СибГИУ, Новокузнецк
10. **СВОЙСТВА МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mg-Y-Gd-Zr ПОСЛЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ**

- Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В., Тарытина И.Е., Лукьянова Е.А., Овчинникова О.А.
ИМЕТ РАН, Москва
11. **ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СВОЙСТВА И ПРОЦЕСС РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ Al - Mg₂Si СПЛАВОВ ЛЕГИРОВАННЫХ Sc, Zr, Hf**
Рыбальченко О.В.¹, Бочвар Н.Р.¹, Тарытина И.Е.¹, Мартыненко Н.С.¹, Добаткин С.В.^{1,2}
¹*ИМЕТ РАН, Москва*
²*НИТУ «МИСиС», Москва*
12. **СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА Al-Cu-Yb-Fe-Si**
Барков Р.Ю., Поздняков А.В., Главатских М.В.
НИТУ «МИСиС», Москва
13. **ЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В СОСТАРЕННЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Ni₅₄Fe₁₉Ga₂₇**
Янушоните Э.И., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.
Томский государственный университет, Томск
14. **ВЛИЯНИЕ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al-Mg-Sc**
Гамин Ю.В., Нгуен С.З., Акопян Т.К., Галкин С.П.
НИТУ «МИСиС», Москва
15. **ЭВОЛЮЦИЯ ТВЕРДОСТИ В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГА ЛИСТОВ СПЛАВА AL-ZN-MG-CU-ZR-TI-Y ЛЕГИРОВАННОГО МАРГАНЦЕМ**
Хомутов М.Г., Главатских М.В., Барков Р.Ю., Поздняков А.В.
НИТУ «МИСиС», Москва
16. **ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПРОЦЕСС КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНОГО СПЛАВА Zr_{65.5}Ni₁₆Cu_{8.5}Al₁₀**
Акбарпур А.¹, Пархоменко М.С.¹, Халил А.М.¹, Чеверикин В.В.¹, Базлов А.И.^{1,2}
¹ *НИТУ «МИСиС», Москва*
² *СПбГУ, Санкт-Петербург*
17. **ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА КИНЕТИКУ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СТАРЕНИЯ СПЛАВА Al-Mg-Mn**
Мухамеджанова А.Б., Мочуговский А.Г., Михайловская А.В.
НИТУ МИСиС, Москва
18. **ВЛИЯНИЕ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Mg-Si-Cu С ДОБАВКАМИ ДИСПЕРСОИДООБРАЗУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ Sc И Zr**
Мочуговский А.Г., Капланская Л.Ю., Михайловская А.В.
НИТУ МИСиС, Москва
19. **ВЛИЯНИЕ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Si-Cu-Mg-Zr-Er**
Кищик М.С., Потапова Е.Д., Михайловская А.В.
НИТУ МИСиС, Москва
20. **МЕХАНИЗМЫ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА Al-Zn-Mg-Cr**
Яковцева О.А., Постникова М.Н., Барков Р.Ю., Михайловская А.В.
НИТУ МИСиС, Москва
21. **ВЛИЯНИЕ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Mg С ГЕТЕРОГЕННОЙ СТРУКТУРОЙ**
Кищик А.А., Кищик М.С., Михайловская А.В.
НИТУ МИСиС, Москва
22. **ВЛИЯНИЕ ЧАСТИЦ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ НА ПОКАЗАТЕЛИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Zn-Mg-Cu**
Яковцева О.А., Котов А.Д., Михайловская А.В.
НИТУ «МИСиС», Москва
23. **ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА Э125**

- Рогачев С.О.^{1,2}, Андреев В.А.^{2,3}, Кузнецова А.С.¹, Горшенков М.В.¹, Тен Д.В.¹
¹НИТУ «МИСиС», Москва
²ИМЕТ РАН, Москва
³ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва
24. **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВКИ ЖЕЛЕЗА НА ПРОХОЖДЕНИЕ ФАЗОВОГО РАССЛОЕНИЯ В АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ ZR-CU-AL-(FE) ПОД ДЕЙСТВИЕМ ТЕРМО- И ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКАХ**
Пархоменко М.С.¹, Базлов А.И.²
¹ НИТУ «МИСиС», Москва
² СПбГУ, Санкт-Петербург
25. **ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ НА ГОРЯЧЕЕ УПРОЧНЕНИЕ ШТАМПОВОЙ СТАЛИ С РАПЭ**
Кругляков А.А.¹, Рогачев С.О.^{2,3}, Лебедева Н.В.^{4,5}, Соколов П.Ю.², Приуполин Д.В.²
¹ Научно-коммерческая фирма WBN, Германия, Берлин
² НИТУ «МИСиС», Москва,
³ ИМЕТ РАН, Москва
⁴ НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург
⁵ СПбГМУ, Санкт-Петербург
26. **МИКРОСТРУКТУРА, АКУСТИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 35ХГС ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ РЕЗАНИЕМ**
Глинка А.С.
Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева, Кемерово
27. **УПРАВЛЕНИЕ МАРТЕНСИТНМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ, ПРОТЕКАЮЩИМ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ И НАГРУЖЕНИИ-ВАЖНЙ ФАКТОР ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ СПЛАВОВ**
Малинов Л.С.
ГВУЗ Приазовский государственный технический университет, Украина, Днепр
28. **УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ ХОЛОДНОКАТАНОГО ПРОКАТА АВТОЛИСТОВОЙ СТАЛИ ТИПА HSLA С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВЕННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК**
Чачина А.Е., Ли Э.В.
НИТУ «МИСиС», Москва
29. **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СТАЛИ 22К**
Никулин С.А., Рогачев С.О., Белов В.А., Шплис Н.В.
НИТУ «МИСиС», Москва
30. **АНАЛИЗ МИКРОСТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И СВОЙСТВ СПЛАВА Co-29Cr-6Mo В ЛИТОМ И ОТОЖЖЁННОМ СОСТОЯНИИ**
Гамин Ю.В., Кин Т.Ю., Тихомиров Е.О.
НИТУ «МИСиС», Москва
31. **К ВОПРОСУ О ВЛИЯНИИ ЛЕГКОПОЛАВКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ ЭВТЕКТИК НА КРАСНОЛОМКОСТЬ СТАЛЕЙ**
Губенко С.И.
Украина, Днепр

Секция 2 «ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ»

1. **ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ В ЦИКЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НИКЕЛИДА ТИТАНА**
Комаров В.С.^{1,2}, Карелин Р.Д.^{1,2}, Черкасов В.В.¹, Постников И.А.¹, Хмелевская И.Ю.¹
¹НИТУ МИСИС, Москва
²ИМЕТ РАН, Москва
2. **ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА TiNiCu**
Черкасов В.В.¹, Карелин Р.Д.^{1,2}, Комаров В.С.^{1,2}
¹НИТУ МИСИС, Москва
²ИМЕТ РАН, Москва
3. **ОПЫТ ПРИМЕНЕНИЯ ПРОМЫШЛЕННОЙ ПРОВОЛОКИ ОКОЛОЭКВИАТОМНЫХ СПЛАВОВ Ti-Ni ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ТЧЭ ПОЖАРНЫХ КЛАПАНОВ**
Хмелевская И.Ю., Комаров В.С., Полякова К.А., Постников И.А.
НИТУ МИСиС, Москва
4. **ВЛИЯНИЕ НЕРАВНОМЕРНОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ В ТЕЛАХ ИЗ TiNi**
Кухарева А.С., Козьминская О.В., Поварова И.Б.
ПГУПС, Санкт-Петербург
5. **ИССЛЕДОВАНИЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ $\beta \leftrightarrow \alpha''$ В СПЛАВЕ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Ti-Zr-Nb**
Абрамова А.В., Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е.
СПбГУ, Санкт-Петербург
6. **ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА TiNi С ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫМ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЕМ ПУТЕМ АНАЛИЗА ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ДАННЫХ**
Чуракова А.А.^{1,2}, Каюмова Э.М.^{2,3}
¹ИФМК УФИЦ РАН, Уфа
²УГАТУ, Уфа
³УГНТУ, Уфа
7. **ПРОВЕДЕНИЕ РКУП В ОБОЛОЧКЕ СПФ Ti-Ni ПРИ ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ДЕФОРМАЦИИ**
Карелин Р.Д.^{1,2}, Комаров В.С.^{1,2}, Хмелевская И.Ю.¹, Андреев В.А.², Юсупов В.С.², Прокошкин С.Д.¹
¹НИТУ МИСИС, Москва
²ИМЕТ РАН, Москва
8. **ПОВЫШЕНИЕ ДЕФОРМИРУЕМОСТИ СПЛАВА TiNiHf ПРИ ПРОКАТКЕ С ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОМ**
Андреев В.А.¹, Столяров В.В.², Карелин Р.Д.^{1,3}, Комаров В.С.^{1,3}, Угурчиев У.Х.², Черкасов В.В.³, Лайшева Н.В.¹, Лазаренко Г.Ю.¹
¹ИМЕТ РАН, Москва
²ИМАШ РАН, Москва
³НИТУ МИСИС, Москва

Секция 3 «ПРАКТИКА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ»

1. **ВТМО ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ АВТОМОБИЛЕСТРОЕНИЯ**
Рябичева Л.А., Никитин Ю.Н.
Луганский государственный университет им. В. Даля, ЛНР, Луганск
2. **АДАПТАЦИЯ МОДЕЛИ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕРМИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ ГОРЯЧЕКАТАНОГО ЛИСТА ДЛЯ ЭЛЕКТРОСВАРНЫХ ПРЯМОШОВНЫХ ТРУБ**
Дегтярев В.Н.¹, Масленников К.Б.¹, Платов С.И.², Урцев Н.В.¹, Мокшин Е.Д.¹
¹*Исследовательско-технологический центр «Аусферр», Магнитогорск*
²*Магнитогорский технический университет им. Г.И. Носова., Магнитогорск*
3. **ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ ЭКОЛОГИЧНЫМ СПОСОБОМ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ И СТУПЕНЧАТОЙ ЗАКАЛКИ ПОЛУЧЕНИЕМ В ИХ СТРУКТУРЕ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА**
Малинов Л.С.
ГВУЗ Приазовский государственный технический университет, Украина, Днепр
4. **НОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ОБРАБОТКАМИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР**
Малинов Л.С.¹, Малинов В.Л.², Бурова Д.В.¹
¹*ГВУЗ Приазовский государственный технический университет, Украина, Днепр*
²*ПИИ ООО Бюро Веритас, Украина*
5. **МАКРОСТРУКТУРНЫЙ ДИЗАЙН МАТЕРИАЛОВ ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕХНОЛОГИЙ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИЛИ ИЗМЕНЕНИЯ ИХ СВОЙСТВ**
Малинов Л.С.
ГВУЗ Приазовский государственный технический университет, Украина, Днепр
6. **АНАЛИТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ КИНЕТИКИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ**
Моляров В.Г.¹, Беломытцев М.Ю.²
¹*ООО «НИИЦ СТНК «Спектр», Москва*
²*НИТУ «МИСиС», Москва*
7. **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТА СТАЛИ 08X13N4M1Ф**
Григорьева Д.Д.
НИТУ МИСиС, Москва
ООО ТМК НТЦ, Москва
8. **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 15ХМ**
Никулин С.А., Рогачев С.О., Белов В.А., Шплис Н.В.
НИТУ «МИСиС», Москва
9. **ПРИМЕНЕНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В МАШИНОСТРОЕНИИ**
Рудской А.И., Попович А.А., Коджаспиров Г.Е.
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург
10. **ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА БЕСШОВНЫХ ТРУБ ИЗ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ**
Капуткина Л.М.¹, Смарьгина И.В.¹, Алешенко А.С.¹, Антощенко А.Е.²
¹*НИТУ «МИСиС», Москва*
²*ООО ТД «СПГ», Москва*

Секция 4 «ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ»

1. **ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ПОРОШКОВЫХ СПЛАВАХ TiNb**
Столяров В.В.¹, Пахомов М.А.¹, Кляцкина Е.А.²
¹ИМАШ РАН, Москва
²Universitat Politècnica de València, Spain, Valencia
2. **РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-Nb-Zr-Ta-N, ПОЛУЧЕННЫХ КОМПЛЕКСНЫМ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИМ МЕТОДОМ**
Соснин К.В.
СибГИУ, Новокузнецк
3. **УЛЬТРАЗВУКОВОЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ**
Рубаник В.В., Луцко В.Ф., Рубаник В.В.мл., Ломач М.С., Дородейко В.Г.
ИТА НАН, Витебск, Беларусь
4. **ОСТАТОЧНЫЙ АУСТЕНИТ И ВЯЗКОСТЬ СТАЛИ С БЕСКАРБИДНЫМ БЕЙНИТОМ**
Калетин А.Ю., Калетина Ю.В.
Институт физики металлов им. М.Н.Михеева УрО РАН, Екатеринбург
5. **МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОР В ОЦК КРИСТАЛЛЕ, ОБРАЗУЮЩИХСЯ ПРИ ВНЕШНЕМ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ**
Гостевская А.Н.¹, Маркидонов А.В.^{1,2}
¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
²КемГУ, Новокузнецк
6. **МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ РЕЛЬСОВ ПРИ СВЕРХДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ**
Ефимов М.О., Громов В.Е., Панченко И.А., Кузнецов Р.В., Кормышев В.Е., Шлярова Ю.А.
Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
7. **АНАЛИЗ ПРИРОДЫ СВЕРХПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА GRADE4 С УМЗ СТРУКТУРОЙ**
Усманов Э.И.^{1,2}, Резяпова Л.Р.¹, Валиев Р.Р.^{1,2}, Валиев Р.З.¹
¹УГАТУ, Уфа
²Башкирский государственный университет, Уфа
8. **ВЛИЯНИЕ МАРГАНЦА НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Y**
Главатских М.В., Барков Р.Ю., Хомутов М.Г., Поздняков А.В.
НИТУ «МИСиС», Москва
9. **ВЛИЯНИЕ ХРОМА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НОВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Cu-Y-Zr**
Поздняков А.В., Барков Р.Ю., Главатских М.В.
НИТУ «МИСиС», Москва
10. **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ БОРА НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu-Al-Ni-B**
Свирид А.Э., Пушин В.Г.
Институт физики металлов им. М.Н. Михеева ИФМ УрО РАН, Екатеринбург
11. **ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЩЕЛОЧНЫХ ВОДНЫХ РАСТВОРОВ С ДОБАВКАМИ РОДАНИДА КАЛИЯ**
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Балыбин Д.В., Березнер А.Д., Бойцова М.В.
ФГБОУ ВО «Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина», Тамбов

12. **ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ ЧИСТОГО Zn ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ**
Мартыненко Н.С.¹, Темралиева Д.Р.¹, Рыбальченко О.В.¹, Просвирнин Д.В.¹, Колтыгин А.В.², Белов В.Д.², Добаткин С.В.^{1,2}
¹ИМЕТ РАН, Москва
²НИТУ «МИСиС», Москва
13. **ФОРМИРОВАНИЕ КАРБИДОВ ТИТАНА В ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОМ ТИТАНЕ В ПРОЦЕССЕ ЛАЗЕРНОЙ КОВКИ С УЛЬТРАКОРОТКОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТЬЮ ИМПУЛЬСОВ**
Манохин С.С.¹, Неласов И.В.¹, Ашитков С.И.¹, Ситников Д. С.¹, Колобов Ю.Р.¹
¹Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка
²Объединенный Институт Высоких температур РАН, Москва
14. **ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ВЕЛИЧИНУ ОБЛАСТИ КОГЕРЕНТНОГО РАССЕЯНИЯ И МИКРОИСКАЖЕНИЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Si**
Шлярова Ю.А.¹, Загуляев Д.В.¹, Шляров В.В.¹, Громов В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.², Прудников А.Н.¹
¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск
15. **ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ОБРАБОТКИ В ПЛАНЕТАРНОЙ МЕЛЬНИЦЕ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВА Al-10%Mn-4%Cu**
Яковцева О.А., Просвиряков А.С., Мамзурина О.И., Михайловская А.В.
НИТУ «МИСиС», Москва
16. **ИЗНОСОСТОЙКИЕ МАРГАНЦОВИСТЫЕ СТАЛИ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ И ЭФФЕКТИВНОСТЬ ИХ ПРОМЫШЛЕННОГО ПРИМЕНЕНИЯ**
Малинов Л.С.
ГВУЗ Приазовский государственный технический университет, Украина, Днепр
17. **МАРГАНЦОВИСТЫЕ НАПЛАВОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, РЕАЛИЗУЮЩИЕ В НАПЛАВЛЕННОМ МЕТАЛЛЕ ЭФФЕКТ САМОЗАКАЛКИ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ И НАГРУЖЕНИИ**
Малинов Л.С.¹, Малинов В.Л.², Бурова Д.В.¹
¹ГВУЗ Приазовский государственный технический университет, Украина, Днепр
²ПНИИ ООО «Бюро Веритас Украина», Мариуполь
18. **ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ, ЧУГУНЫ И УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ ПОВЫШЕННЫЕ СВОЙСТВА ЗА СЧЕТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ВНУТРЕННЕГО РЕСУРСА СПЛАВОВ, КОТОРЫМ ЯВЛЯЕТСЯ МЕТАСТАБИЛЬНЫЙ АУСТЕНИТ**
Малинов Л.С.
ГВУЗ Приазовский государственный технический университет, Украина, Днепр
19. **ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ПОРОШКОВЫЕ ЛЕНТЫ ДЛЯ НАПЛАВКИ ДЕТАЛЕЙ, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ АБРАЗИВНОГО И УДАРНО-АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ**
Малинов В.Л.
ПНИИ ООО «Бюро Веритас Украина», Украина, Мариуполь
20. **МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛ-МАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВА Al5Nb24Ti40V5Zr26**
Озеров М.С., Соколовский В.С.
Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород
21. **ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЕ МОЛИБДЕНОВОЕ ПОКРЫТИЕ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ, ПОЛУЧЕННОЕ НА ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ6**
Соснин К.В.
Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

22. **ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРОВАНИЕ Cr, Mo, V, Nb, W НА ОГНЕСТОЙКОСТЬ НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО СТРОИТЕЛЬНОГО ПРОКАТА**
Тен Д.В., Комиссаров А.А. Сазонов Ю.Б.
НИТУ «МИСиС», Москва
23. **МАГНИЕВЫЙ СПЛАВ Mg-2Zn-2Ga МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ С БИОСОВМЕСТИМЫМ ПОКРЫТИЕМ**
Ли А.В., Баженов В.Е., Баутин В.А., Тайсумова А.Л.-А., Комиссаров А.А.
НИТУ «МИСиС», Москва
24. **АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ КОМПОЗИТЫ: СПОСОБЫ ПОЛУЧЕНИЯ, СВОЙСТВА, СТРУКТУРА**
Пермякова И.Е., Глезер А.М.
ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», Москва
25. **ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА И ЖЕЛЕЗА**
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю.
Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Тамбов
26. **ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЛАЗЕРНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ СПЛАВА Fe-18Cr-10Ni**
Блинова Е.Н.¹, Глезер А.М.¹, Воронов В.Д.², Ишкиняев Э.Д.², Либман М.А.¹, Осинцев А.В.², Петровский В.Н.²
¹ ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», Москва
² НИЯУ МИФИ, Москва
27. **ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА AlMgSc**
Зотов Б.О., Ожерелков Д.Ю., Пелевин И.А., Громов А.А.
НИТУ МИСиС, Москва
28. **ОЦЕНКА КОНЦЕНТРАЦИИ ПРИМЕСИ УГЛЕРОДА В ПОРОШКЕ Cr₂Ta ПОСЛЕ ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ ОКСИДОВ Cr₂O₃ И Ta₂O₅**
Гурьянов А. М.¹, Касимцев А. В.^{1,2}, Володько С. С.^{1,2}, Алимов И. А.^{1,2}, Юдин С. Н.^{1,2}, Евстратов Е. В.³
¹ Тульский государственный университет (ТулГУ), Тула
² ООО «Метсинтез, Тула
³ ИМЕТ РАН, Москва
29. **ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ ZN И MG НА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВОВ AL-ZN-MG-CU-NI-ZR**
Котов А.Д., Михайловская А.В.
НИТУ МИСиС, Москва
30. **ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ВЫЗВАННЫЕ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ**
Страумал П.Б.^{1,2}, Заворотнев Ю.Д.³, Страумал Б.Б.², Метлов Л.С.^{3,4}, Петренко А.Г.⁴, Томашевская Е.Ю.⁵
¹ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
² Институт физики твёрдого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка
³ Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк
⁴ Донецкий национальный университет, Донецк
⁵ Донецкий национальный университет экономики и торговли им. М. Туган-Барановского, Донецк
31. **АЗОТИРОВАНИЕ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ ЛАЗЕРНЫМ ПЛАВЛЕНИЕМ**
Чудина О.В., Симонов Д.С., Петров Д.Г.
МАДИ, Москва
32. **РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ ВЫСОКОНАДЕЖНЫХ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ МОЛИБДЕНА И ЗОЛОТА**
Филяков А.Д., Почетуха В.В.
СибГИУ, Новокузнецк

33. **АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОКРЫТИЯ СОСТАВА CD-AG-N, СФОРМИРОВАННОГО НА МЕДИ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ**
Романов Д.А., Почетуха В.В.
СибГИУ, Новокузнецк
34. **ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ**
Моляров А.В., Никитин А.В., Жучков Д.В.
ООО «Научно-технический центр ТМК», Москва

СБОРНИК ТЕЗИСОВ

ПЛЕНАРНАЯ СЕКЦИЯ

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЗМОВ ФОРМИРОВАНИЯ ДВУХФАЗНЫХ СТРУКТУР С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Попов А.А., Россина Н.Г., Попов Н.А.

*Уральский федеральный университет им. первого президента России Б.Н.Ельцина
a.a.popov@urfu.ru*

Методами дифракционной электронной микроскопии исследованы закономерности процессов формирования структуры с большим количеством интерметаллидной фазы α_2 (Ti_3Al) в модельных сплавах системы $Ti-10\%Al$, дополнительно легированных как β -стабилизаторами (молибден, ниобий, кремний), так и «нейтральными элементами» (цирконий, олово) с различной исходной структурой, созданной соответствующими режимами термической обработки.

Показано, что в сплавах с исходной мартенситной структурой процесс выделения α_2 -фазы при последующем нагреве и изотермической выдержке в интервале температур 500...700°C происходит по механизму зарождения и роста. Формирование высокодисперсной смеси α , α_2 и β – фаз происходит внутри первичных мартенситных пластин без существенной изменении их морфологии. Кроме того, наблюдается образование областей β -фазы в межпластинчатых стыках. По мере увеличения длительности выдержки происходит вытягивание частиц вдоль направления [0001] гексагональной решетки. При этом легирование β -стабилизаторами тормозит этот процесс.

В случае обработки сплавов в двухфазной ($\alpha+\beta$)-области с последующей закалкой и старением меняется механизм формирования $\alpha+\alpha_2$ –структуры, который имеет черты спинодального. На электронограммах рефлекс от α_2 –фазы наблюдаются при всех изученных обработках, а их интенсивность увеличивается по мере увеличения длительности выдержки.

Анализ несоответствия решеток α и α_2 –фаз показал, что ведение в состав сплава циркония и/или олова уменьшает величину несоответствия, которое не превышает 0,9%, что может оказать положительное влияние на пластические характеристики сплава.

Результаты механических испытаний на сжатие показывают, что сплавы, исходно закаленные из двухфазной области, обладают существенно более высокими пластическими характеристиками при близких значениях прочностных свойств по сравнению со сплавами с исходной мартенситной структурой, что может быть использовано при разработке технологий получения изделий из жаропрочных сплавов титана.

**ОБЪЕМНЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ С
МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В
ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ СРЕДАХ****Валиев Р.З.**

*Уфимский государственный авиационный технический университет, Россия, Уфа
Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург
ruslan.valiev@ugatu.su*

К настоящему времени разработан целый ряд методов получения объемных наноструктурных материалов, но особый интерес представляет использование интенсивной пластической деформации (ИПД), сочетающей обработку материалов сверхбольшими деформациями в условиях высоких приложенных давлений. Эти исследования являются продолжением работ ведущей школы МИСиС в области механотермических обработок.

В докладе рассмотрены принципы наноструктурирования различных металлических материалов при обработке методами ИПД, связанные с образованием ультрамелких зерен и развитием необычных фазовых превращений, приводящих к образованию зернограницных сегрегаций и наноразмерных выделений вторичных фаз [1]. Наноструктурирование позволяет создавать материалы с перспективными многофункциональными свойствами, сочетающими высокие механические (очень высокая прочность и пластичность, сверхпластичность) и функциональные свойства (коррозионная и радиационная стойкость, электропроводность и т.д.) [1, 2]. Особое внимание уделяется физической природе и использованию многофункциональных наноматериалов для их инновационных применений в медицине и технике, в частности в условиях агрессивных сред в ГТД, где материалы подвергаются одновременно большим нагрузкам, коррозии и абразивному износу.

[1] R.Z. Valiev, B. Straumal, T.G. Langdon, Using severe plastic deformation to produce nanostructured materials with superior properties, Annual Review of Materials Research (2022) 52:1

[2] Nguyen Q. Chinh, Maxim Yu Murashkin, Elena V. Bobruk, János L. Lábár, Jenő Gubicza, Zsolt Kovács, Anwar Q. Ahmed, Verena Maier-Kiener & Ruslan Z. Valiev, Ultralow-temperature superplasticity and its novel mechanism in ultrafine-grained Al alloys, Materials Research Letters 9, pp. 475-482 (2021)

Работы выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках проекта №13.2251.21.0137 (соглашение о предоставлении гранта №075-15-2022-266 от 19.04.2022 г.).

ПРЯМОЕ НАБЛЮДЕНИЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ TiNi
Реснина Н.Н., Сибирев А.В., Беляев С.П., Убыйвовк Е.В.

Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург
resnat@mail.ru

Одной из особенностей термоупругого мартенситного превращения является то, что прямое превращение при охлаждении реализуется путем зарождения и роста кристаллов мартенсита, а обратное превращение при нагревании происходит путем обратного движения межфазных границ. Утверждается, что мартенситные пластины при обратном превращении исчезают в последовательности, строго обратной последовательности их образования при прямом превращении, при этом каждый атом, смещаясь при превращении, возвращается в исходную позицию при обратном превращении. Это обеспечивает восстановление исходной аустенитной структуры и является причиной проявления эффекта памяти формы. При повторных превращениях процесс образования и исчезновения мартенсита полностью повторяется. Однако, представляется очевидным, что такая картина перестройки структуры при превращении является слишком идеализированной уже потому, что не учитывает такой хорошо известный эффект как фазовый наклеп. Возрастание плотности дефектов при повторяющихся превращениях существенно изменяет структуру материала и может исказить описанную выше «идеальную» картину термоупругого мартенситного превращения.

Целью данной работы явилось исследование *in situ* изменения структуры сплава TiNi при повторяющихся мартенситных переходах в просвечивающем электронном микроскопе. Тонкие фольги сплава TiNi, подготовленные по стандартной методике, охлаждали и нагревали в колонне просвечивающего электронного микроскопа. Полученные результаты показали, что при нагревании обратное превращение осуществляется путем движения межфазных границ, однако их путь не совпадает с обратным путем движения этих границ при охлаждении. Более того, показано, что при втором охлаждении, зарождение мартенсита и движение межфазных границ не совпадает с тем, что наблюдали при первом охлаждении. Структура мартенсита после каждого следующего охлаждения различна, что и может быть причиной изменения свойств при термоциклировании. Области с большой плотностью дефектов не оказывали влияния на зарождение мартенсита или движение межфазных границ как при охлаждении, так и при нагревании. Дополнительно исследовали движение межфазных границ при нагревании предварительно деформированного образца. Установили, что при первом и втором нагреваниях движение межфазных границ осуществляется различными путями.

Работы выполнены при поддержке проекта РФФ №18-19-00226-П. Электронномикроскопические исследования выполнены в ресурсном центре «Нанотехнологии» Научного парка СПбГУ.

ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКОВЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ**Маркова Г.В.¹, Юдин С.Н.², Касимцев А.В.², Володько С.С.¹, Алимов И.А.¹**¹*«Тульский государственный университет», Россия, Тула*²*ООО «Метсинтез», Россия, Тула**galv.mark@rambler.ru*

Среди технологий получения титановых сплавов особое место занимают порошковые технологии, в частности, гидридно-кальциевый метод. В основе метода лежит реакция восстановления оксидов металлов, происходящая при температуре выше плавления кальция. При этом расплав играет роль транспортера атомов металлов нужного сорта и облегчает образование как интерметаллидных фаз постоянного состава, так и твердых растворов. Полученные порошки имеют губчатую морфологию с сильно развитой поверхностью. Они характеризуются сравнительно небольшой насыпной плотностью и плотностью после утряски. В дальнейшем порошки подвергаются прессованию и спеканию при температуре ниже температуры расплавления компонентов. Спеченные заготовки могут быть подвергнуты термомеханической обработке для снижения пористости.

На примере никелида титана показана возможность получения объемных заготовок интерметаллида, гомогенных по химическому и фазовому составу. Исследована структура и свойства порошков и консолидированных заготовок. Вследствие губчатой формы порошинок после спекания наблюдается остаточная пористость. Для конструктивных применений никелида титана пористость недопустима, поскольку может вызвать снижение прочности. Для устранения остаточной пористости использовали термомеханическую обработку. Определены механические и функциональные свойства сплава после высокотемпературной деформационной обработки разного типа.

Порошки сплавов системы TiNiHf с высокотемпературным эффектом памяти формы также получены технологией гидридно-кальциевого синтеза. В процессе синтеза формируется ряд метастабильных состояний, которые завершаются образованием трехкомпонентного твердого раствора (Ti,Hf)Ni. Увеличение содержания гафния замедляет процесс спекания сплава и увеличивает пористость заготовок, спеченных в идентичных условиях.

Рассмотрена технология получения гидридно-кальциевых порошков титан-ниобиевых сплавов, легированных цирконием. Исследовано влияние технологических факторов на процессы синтеза и спекания. При синтезе процесс сплавообразования происходит через стадии формирования твердых растворов с постепенно изменяющимся составом. Определены оптимальные режимы синтеза сплавов, обеспечивающие получение однофазной структуры сплава. Прессованием и спеканием порошков могут быть получены заготовки с регламентируемой пористостью.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-23-20124, <https://rscf.ru/project/22-23-20124/> и региона (Комитет Тульской области по науке и инноватике).

МНОГОКОМПОНЕНТНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ TiNi**Беляев С.П.¹, Реснина Н.Н.¹, Андреев В.А.², Базлов А.И.³**¹Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург²Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, Москва³Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС, Россия, Москва

spbelayev@mail.ru

В 2015 году впервые было показано, что высокоэнтропийные сплавы могут испытывать термоупругие мартенситные превращения и демонстрировать эффекты памяти формы. Предполагается, что затруднение диффузионных процессов и высокий предел текучести могут обеспечить более стабильные функциональные свойства таких материалов по сравнению с обычными двух- и трехкомпонентными сплавами с памятью формы. В связи открывающимися перспективами появились публикации, посвященные поиску составов высокоэнтропийных сплавов, демонстрирующих высокую обратимую деформацию. Эти поиски не являются системными, поскольку неясно как изменение химического состава сплава влияет на структуру, мартенситные превращения и эффекты памяти формы.

Целью данной работы явилось исследование изменения структуры и мартенситных превращений сплавов системы Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co при изменении концентрации легирующих элементов (Hf, Zr, Cu, Co) по некоторому правилу. За основу был взят сплав Ti₄₉Ni₅₁, в который добавляли одновременно Hf, Zr, Cu, Co концентрациями 1, 5, 10 или 17 ат.%, с учетом того, что, как известно, Hf и Zr замещают титан в подрешетке титана, а Cu и Co замещают никель в подрешетке никеля. Образцы получали методом электродуговой плавки, с большим числом переплавок для получения гомогенной структуры сплава. В полученных образцах исследовали структуру методами сканирующей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Мартенситные превращения изучали методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Полученные результаты показали, что во всех изученных сплавах основной фазой является фаза со структурой типа B2, а по границам зерен присутствует фаза типа Ti₃Ni₄. В образцах Ti₂₉Hf₁₀Zr₁₀Ni₃₁Cu₁₀Co₁₀ и Ti₁₅Hf₁₇Zr₁₇Ni₁₇Cu₁₇Co₁₇ присутствует небольшая доля фазы типа Ti₂Ni. Концентрации вторичных фаз малы и не превосходят 5 %. Увеличение концентрации легирующих элементов увеличивает параметр ячейки кубической «аустенитной» фазы. Сплав Ti₄₇Hf₁Zr₁Ni₄₉Cu₁Co₁ испытывает при охлаждении и нагревании мартенситное превращение в температурном интервале от 60 до -40 °C с гистерезисом около 50 °C. В сплаве Ti₃₉Hf₅Zr₅Ni₄₁Cu₅Co₅ мартенситное превращение не было обнаружено при охлаждении вплоть до температуры жидкого азота. В то время как в сплавах Ti₂₉Hf₁₀Zr₁₀Ni₃₁Cu₁₀Co₁₀ и Ti₁₅Hf₁₇Zr₁₇Ni₁₇Cu₁₇Co₁₇ наблюдали высокотемпературное превращение с широким гистерезисом.

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 22-19-00169. Электронномикроскопические исследования и рентгеноструктурный анализ выполняли в ресурсных центрах научного парка СПбГУ.

ПРОГНОЗ ПОСЛЕДСТВИЙ РАЗЛИЧНЫХ СЦЕНАРИЕВ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ СТАЛИ**Кудря А.В. , Соколовская Э.А., Кодиров Д.Ф. , Босов Е.В. , Сергеев М.И.***НИТУ «МИСис»**avkudrya@misis.ru*

В производстве материалов обычно наблюдается технологическая наследственность: отклонения от нормы на разных операциях и переделах сложным образом взаимосвязаны. Отсюда потери "качества на стыках" - от несогласованности действий и результатов на разных переделах. Чем больше глубина прогноза качества (вперед, в следующие переделы) и обратных связей (чтобы предупреждать риск, воздействуя на предыдущие переделы), тем эффективнее управление.

Выявление критических (структурных и металлургических) факторов качества, прогноз последствий протекания технологии в связи с различием в сценариях технологической наследственности и создание на этой основе необходимых средств управления предполагает глубокое понимание закономерностей эволюции структуры и дефектов в рамках технологии и механизмов разрушения разнородных структур.

Многообразие морфологии строения структур конструкционной стали ведёт своё начало от процессов кристаллизации, когда формируются зональная и дендритная ликвация. Дальние последствия литой структуры есть и в прокате, когда переменное содержание легирующих элементов (и углерода) в полосах ликвации приводит к структурной полосчатости. Её также могут вызвать силикаты и сульфиды, кристаллизующиеся внутри ячейки дендрита. После их "раскатки" в нитку (при прокатке) вблизи включений образуются области, обеднённые или обогащённые углеродом, соответственно, дающие при охлаждении феррито-перлитную полосчатость. Кристаллографическое направление осей первичных дендритов может сохраниться после прокатки в виде полос мезотекстуры, что может быть причиной расслоений в изломах трубных сталей. Подобные аномалии часто наблюдаются в отлаженных технологиях и носят "перемежающийся" характер из-за неблагоприятного сочетания малых возмущений технологии, в пределах её поля допуска.

Для прогноза вероятности возможных отдаленных последствий малых возмущений (и их неблагоприятных сочетаний) в технологической цепочке и управляющих воздействий может быть эффективен ретроспективный анализ баз данных производственного контроля. Для этого необходимы алгоритмы их обработки, эффективные с точки зрения статистической природы рассматриваемых объектов процедуры и учитывающие механизмы протекания технологической наследственности.

Полную аттестацию качества металла дает цифровизация измерений структур и изломов. Прямое сопоставление их морфологии – критические параметры структуры, определяющие разброс качества металла. Отсюда возможность для прогноза последствий различных сценариев технологической наследственности и выработки на этой основе обоснованных рекомендаций по управлению качеством металла.

ФОРМИРОВАНИЕ И ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ ОБЪЕМНОЙ И ПОВЕРХНОСТНОЙ МОДИФИЦИРУЮЩИХ ОБРАБОТКАХ В УСЛОВИЯХ ИМПУЛЬСНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Колобов Ю.Р.

*Институт проблем химической физики РАН, г.Черноголовка Моск.обл, Россия
Московский государственный университет им.М.В.Ломоносова, г.Москва
kolobov@icp.ac.ru*

В докладе проведен обзор и сравнительный анализ результатов оригинальных экспериментальных исследований и компьютерного моделирования закономерностей и механизмов структурных и фазовых превращений в тонких приповерхностных слоях и объеме образцов металлов и сплавов с различными кристаллическими решетками при взрывном нагружении, воздействии мощными ионными пучками и лазерными импульсами короткой и ультракороткой длительности [1- 3].

На примере медицинских сплавов на основе титана рассмотрены возможности получения в условиях малотоннажного производства высокопрочных наноструктурных (НС) и субмикроструктурных (СМК) длинномерных прутков указанных материалов, обладающих повышенной прочностью и пластичностью в условиях квазистатического или циклического нагружения при комнатной температуре за счет реализации процессов зернограничного проскальзывания. Обнаружено (на примере титана) проявления эффекта автоволнового распространения полос локализованной большой пластической деформации при кручении с реализацией в приповерхностных слоях процессов деформации со скоростями 10^2 - 10^3 с⁻¹, соответствующих динамическому нагружению [1].

Специальное внимание уделено уникальным возможностям обработки фемто- и наносекундным лазерным облучением, позволяющим проводить обработку внешней поверхности с формированием экстремальных характеристик смачиваемости (супергидрофильных или супергидрофобных свойств), а также НС, СМК или аморфных состояний в приповерхностных слоях [1]. Рассматривается влияние модификации указанными выше методами тонких приповерхностных слоев на сопротивление развитию пластической деформации и разрушения образцов исследованных материалов в условиях квазистатического и циклического нагружения. Обсуждаются особенности выделения вторичных, в том числе наноразмерных, фаз с анализом типов кристаллографических соотношений решеток выделяющихся фаз и матрицы.

На примере поверхностно - модифицированных титана и его сплавов демонстрируется использование СМК материалов для изготовления медицинских имплантатов для стоматологии, травматологии и деталей конструкций протезов крупных суставов.

Литература

[1] Kolobov Y. R. Regularities and Mechanisms of Formation of Submicro-, Nano-, and Ultrafine-Grained Structures and Mechanical Properties of Metals and Alloys Under Different Treatments //Russian Physics Journal. 2018. V. 61. №. 4. P. 611-623.

[2] Колобов Ю.Р., и др. Исследование влияния обработки лазерными импульсами наносекундной длительности на микроструктуру и сопротивление усталости технически чистого титана// Письма ЖТФ – 2021 - Т.48- № 2.– С. 15-19

[3] Khokhlov V. A. ..., Kolobov Y.R. et al. Melting of Titanium by a Shock Wave Generated by an Intense Femtosecond Laser Pulse //JETP Letters. – 2022. – Т. 115. – №. 9. – С. 523-530

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ Al-3.3Cu-2.5Mn-0.5Zr (МАС.%), ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ЛИТЬЯ, В ПРОЦЕССЕ ПРОКАТКИ И ВОЛОЧЕНИЯ

Белов Н.А., Черкасов С.О., Короткова Н.О.

НИТУ «МИСус», Россия, Москва

nikolay-belov@yandex.ru

На примере экспериментального модельного сплава Al-3.3%Cu-2.5%Mn-0.5%Zr рассмотрено применение метода литья в электромагнитный кристаллизатор (ЭМК) для увеличения количества дисперсоидов в отожженной проволоке. Метод ЭМК позволяет проводить литье со сверхвысокой скоростью затвердевания (~10000 К/с), что близко к скоростям, реализуемых при получении гранул. Данным методом получена длинномерная прутковая заготовка (~20 м) диаметром 8 мм, которая была подвергнута деформационной обработке согласно схеме, показанной на рис. 1а. Установлено, что при кристаллизации все количество Mn и Zr, а также большая часть Cu растворяется в алюминиевом твердом растворе-(Al) (рис. 1б), что обеспечивает высокую деформационную пластичность литой заготовки при холодной прокатке и волочении.

Отжиг проволоки приводит к растворению эвтектических включений of the Al₂Cu в алюминиевом твердом растворе и формированию Zr- и Mn-содержащих дисперсоидов. Благодаря повышенному содержанию марганца и циркония количество дисперсоидов Al₂₀Cu₂Mn₃ и Al₃Zr (рис. 1в) существенно увеличивается (до 9 об.%) по сравнению со слитками, получаемыми по традиционной технологии. Показано, что такая структура позволяет добиться оптимального сочетания механических свойств, электропроводности и термической стабильности. В частности, в холоднокатаной проволоке с квадратным сечением 1x1мм (степень обжатия 98%) временное сопротивление превышает 500 МПа при относительном удлинении 1%. 3-часовой отжиг при 400 °С существенно повышает пластичность (до 7%) при сохранении прочности на достаточно высоком уровне (330 МПа). В процессе отжига происходит почти 3-кратный рост электропроводности (с 14,5 до 42.5 IACS), что обусловлено резким снижением концентраций легирующих элементов в (Al).

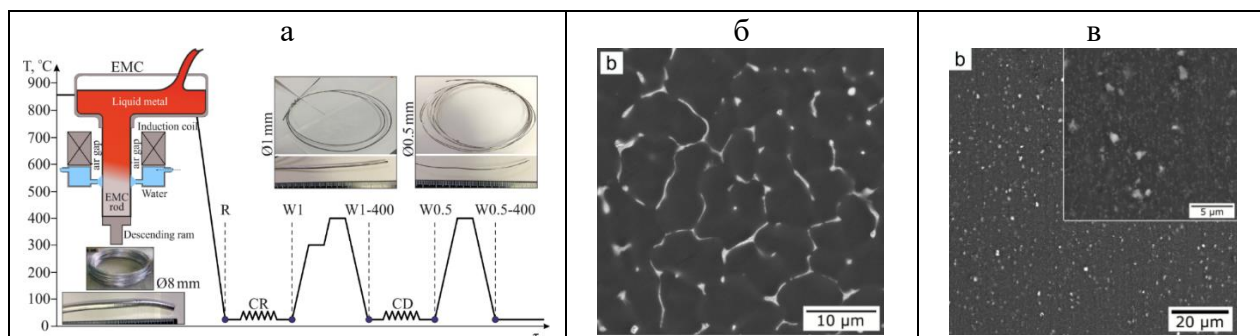


Рисунок 1 – Схема деформационно-термической обработки литой заготовки ЭМК (R) (а) и структура в состояниях R (б) и W0.5 (в): W- проволока, полученная прокаткой (W1) и волочением (W0.5)

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 20-19-00249.

--	--

--	--

СЕКЦИЯ 1
***«СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ
ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ
ТЕРМИЧЕСКОЙ И
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ
ОБРАБОТКЕ»***

ВЛИЯНИЕ МАЛОЙ ДОБАВКИ ЦИНКА НА ВКЛАД ЗЕРНОГРАНИЧНОГО СКОЛЬЖЕНИЯ ПРИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg**Михайловская А.В., Яковцева О.А.***НИТУ «МИСус»**mihaylovskaya@misis.ru*

Сверхпластическая формовка или пневмоформовка листовых полуфабрикатов позволяет получать детали сложной формы из листовых заготовок. Показатели сверхпластичности напрямую определяются размером зерна в листах и термической стабильностью зеренной структуры. Так как зернограничное скольжение является основным действующим механизмом сверхпластической деформации, уменьшение размера зерна приводит к облегчению процесса и существенному улучшению характеристик. При этом, вклад зернограничного скольжения в общее удлинение зависит не только от размера зерна, но и от состава сплавов. Легирующие элементы способны сегрегировать на границах зерен и влиять на их мобильность. Известно, что алюминиевые сплавы с повышенным содержанием цинка, который локализуется на границах зерна, демонстрируют развитое зернограничное скольжение, при этом, магналии (Al-Mg сплавы) наоборот проявляют наилучшие характеристики сверхпластичности в условиях слабо развитого зернограничного скольжения. В данной работе была поставлена задача изучить влияние малой добавки цинка на показатели сверхпластичности и вклады действующих механизмов сверхпластической деформации для нескольких сплавов на основе системы Al-Mg.

Листовые заготовки получали термомеханической обработкой, включающей гомогенизационный отжиг, горячую и холодную прокатку. После нагрева листовых заготовок до температуры сверхпластической деформации сплавы имели рекристаллизованную или частично рекристаллизованную структуру матричного типа с дисперсоидами второй фазы размерами от 10 до 50 нм, и включениями частиц кристаллизационного происхождения средним размером ~0,7 мкм с объемной долей до 6%. Показатели сверхпластичности определяли по результатам одноосного растяжения при постоянной скорости деформации и скачковом изменении скорости деформации. Для изучения механизмов сверхпластической деформации, с помощью ионного микроскопа на поверхность образцов наносили маркерные сетки размерами 100×100 мкм² с шагом 0.5-2.5 мкм. Эволюция структуры с сетками проанализирована после последовательной сверхпластической деформации на разную степень.

Результаты показали, что малая добавка цинка не оказывала влияния на параметры зеренной структуры магналиев до и после сверхпластической деформации. При этом, вклад зернограничного скольжения в общее удлинение в результате легирования цинком увеличивался в 1.5-2 раза, достигая ~40-50%, значений типичных для сплавов системы Al-Zn-Mg. В результате облегчения зернограничного скольжения, введение цинка обеспечивало рост относительного удлинения и уменьшение напряжения течения, т.е. приводило к улучшению показателей сверхпластичности магналиев.

Работа выполнена при государственной поддержке ведущих научных школ (НШ-1752.2022.4) Советом по Грантам Президента Российской Федерации.

СТРУКТУРА И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА Fe-Mn СПЛАВОВ ДЛЯ МЕДИЦИНСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Рыбальченко О.В.¹, Мартыненко Н.С.¹, Анисимова Н.Ю.^{1,2,3}, Киселевский М.В.^{2,3}, Рыбальченко Г.В.⁴, Бочвар Н.Р.¹, Табачкова Н.Ю.^{3,5}, Щетинин И.В.³, Токарь А.А.^{1,3}, Добаткин С.В.^{1,3}

¹Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Москва, Россия

²НМИЦ онкологии имени Н. Н. Блохина Минздрава России, Москва

³НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

⁴Физический институт имени П.Н. Лебедева РАН, Москва, Россия

⁵Институт общей физики им. А. М. Прохорова РАН, Москва, Россия

rybalch@mail.ru

Целью данной работы было изучение возможности получения ультрамелкозернистых (УМЗ) сплавов на основе железа с комплексом эксплуатационных характеристик (прочность, пластичность, коррозионная стойкость, биосовместимость), пригодных для изготовления биодеградируемых имплантатов, обладающих не только повышенной скоростью деградации по сравнению с чистым железом, но и подходящей прочностью, пластичностью и биосовместимостью. Для получения ультрамелкозернистой структуры применяли интенсивную пластическую деформацию методами РКУП и КВД при максимально возможных степенях деформации.

В данной работе образцы Fe - Mn сплавов с содержанием марганца 27% и 36% подвергались равноканальному угловому прессованию (РКУП) при температурах 250, 300 и 450 °С в 6, 3 и 2 прохода. Кручение под высоким давлением использовали для возможности получения предельно измельченной структуры при комнатной температуре и температуре 200 °С.

Фазовый анализ показал формирование полностью аустенитной структуры сплавов. Однако результаты механических испытаний на одноосное растяжение указали на возможность структурно-фазовых отличий. Полученная после РКУП структура сплава с 27% Mn значительно повышает его прочностные характеристики ($\sigma_{\text{в}} = 1515$ МПа; $\sigma_{0.2} = 1327$ МПа) при удовлетворительной пластичности (12,3%), в то время как разрушение образцов с 36% Mn при растяжении происходит в упругой области.

ПЭМ анализ выявил формирование УМЗ структуры в Fe-Mn сплавах после РКУП. Наличие частиц α - Mn является причиной отсутствия пластичности в сплаве с 36% Mn после РКУП. Чем ниже температура и чем выше количество марганца в сплаве, тем большая плотность двойников в структуре. КВД ведет к формированию УМЗ структуры с двойниками и ϵ -мартенситом.

При изучении скорости деградации сплавов методом потенциодинамической поляризации выявлено, что скорость коррозии исследуемых сплавов зависит от структуры и фазового состава сплава. Потенциал коррозии практически одинаков для сплавов одного состава. Наличие двойников в структуре деформированного сплава повышает его коррозионную стойкость. Полностью двойникованная структура после КВД всех исследуемых сплавов понижает плотность тока коррозии до плотности тока коррозии технически чистого железа.

Результаты изучения гемолиза и цитотоксичности показали, что исследуемые сплавы в исходно отожженном состоянии и после ИПД являются гемосовместимыми, поскольку уровень индуцированного гемолиза образцов данных сплавов не превышал 5% и они не оказывали статистически подтвержденного цитотоксического воздействия на клетки крови.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-03-00032.

СТРУКТУРА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ СПЛАВА G35

Иванов К.О.

УрФУ, Россия, Екатеринбург

konstantin450rus@mail.ru

Как известно, в сплавы типа Hastelloy G35 используются при температурах от 450 °С до 650 °С. Эксплуатация при таких температурах предполагает, что сплав будет подвергаться искусственному старению, следовательно, необходимо проконтролировать процесс выделения вторых фаз сплава, в частности σ -фазы. Сигма-фаза является наиболее вредной, поскольку она влияет на механические свойства и коррозионную стойкость, действуя на них отрицательно, уменьшая содержания Cr и Mo на границах зерен.

Для того чтобы можно было рекомендовать режим охлаждения после сварки было проведено исследование влияния разных скоростей охлаждения на выделение σ -фазы. Образцы подвергали термообработке, которая приведена на рисунке 1.

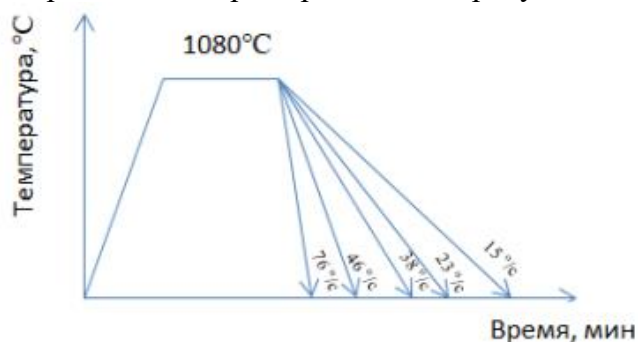


Рисунок 1 – Схема термической обработки

После термообработки, для того чтобы убедиться присутствуют ли интерметаллидные фазы в сплаве G35 был проведен энергодисперсионный анализ с использованием растрового электронного микроскопа Jeol JSM 6490-LV. При скоростях охлаждения от 15 до 76 °C/c образуется сигма фаза, σ -фаза выделяется в тройных стыках по границам зёрен, с увеличением скорости охлаждения количество частиц в среднем осталось неизменным, однако несколько растёт их размер.

Для исследования влияния сварки на структуру сплава G35 была проведена дуговая сварка под аргоном с электродом из того же материала. В зоне наплавленного металла наблюдается структурная неоднородность, в виде крупнокристаллических дендритов. В зоне сплавления частично видны остатки дендритного строения сварного соединения, далее наблюдается частичная перекристаллизация, то есть переход от дендритного строения к зёренному. В зоне основного металла структура не отличается от исходной, однако эта часть металла обладает худшими механическими свойствами, что объясняется выпадением оксидов и нитридов, ослабляющими связь между зёрнами. Аналогично ситуации при непрерывном охлаждении образуется σ -фаза.

Для того чтобы минимизировать количество интерметаллидных фаз была проведена термическая обработка сварного соединения. Выявлено, что σ -фаза присутствует во всех зонах сварного соединения. Для минимизации объёмной доли σ -фазы предложен режим и проведена термическая обработка сварного соединения.

ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПАДА ПЕРЕСЫЩЕННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА В НОВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ ВЫСОКОМАГНИЕВЫХ СПЛАВАХ ЭКОНОМНО ЛЕГИРОВАННЫХ МАЛЫМИ СКАДИЕВЫМИ ДОБАВКАМИ

Рагазин А.А.^{1,2}, Бахтегареев И.Д.¹, Арышенский Е.В.¹, Арышенский В.Ю.^{1,2}, Дриц А.М.^{1,2}, Коновалов С.В.¹

¹Самарский университет, Россия, Самара

²АО «Арконик СМЗ», Россия, Самара

inzilbah@yandex.ru

Одним из направлений развития материаловедения является изучение сплавов системы Al-Mg с добавками переходных элементов (ПЭ). При проведении термической обработки алюминиевых сплавов с добавлением переходных элементов повышаются прочностные характеристики изделий, полученных горячей деформацией. Введение переходных металлов, как правило существенно модифицирует литую структуру.

Цель работы: изучение распада пересыщенного твердого раствора в новых высоко магневых сплавах с экономным скандиевым легированием 1580 и 1590 и в сплаве 1570 с более высоким содержанием скандия. Исследование проводили на образцах, полученных литьем в стальной кокиль. Образцы анализировали методом сравнения электропроводимости. После исследования образцов в литом состоянии, их отжигали при различных температурах в диапазоне от 260 °С до 440 °С, с различными выдержками от 2 до 100 часов. Литое состояние принято, как максимально насыщенного раствора, а при отжиге пересыщенный раствор распадается, а его электропроводность увеличивается. Исходя из этого положения построены С-кривые 50% и 80% распада пересыщенного твердого раствора исследуемых сплавов.

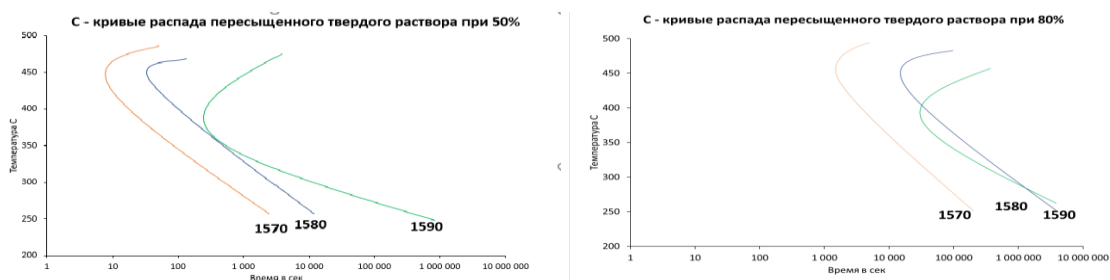


Рисунок 1 – С-кривые распада пересыщенного твердого раствора при 50% и 80%

Установлено, что новый сплав 1590 является более термостабильным при всех исследуемых температурах, его максимальная скорость распада максимальная находится в интервале 350-370 °С. Сплав 1580 так же демонстрирует значительную термостабильность, в то время как в 1570 распад происходит наиболее быстро. Наиболее интенсивно распад происходит в сплавах 1580 и 1590 при температурах 450 – 470 °С.

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ №22-19-00810.

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ТРИП СТАЛИ

Столяров В.В.

Институт машиноведения РАН, Россия, Москва
vlstol@mail.ru

Явление, при котором фазовое превращение аустенита в мартенсит в метастабильных сталях происходит во время пластической деформации, называется ТРИП эффектом. Практическим следствием ТРИП эффекта является сохранение высокой пластичности при высокой прочности. Среди многих факторов, контролирующих ТРИП эффект, температура деформации является одной из важных [1].

В работе исследован ТРИП эффект и деформационное поведение метастабильной аустенитной стали с исходной аустенитно-мартенситной (50%:50%) структурой при растяжении в интервале температур от -120 до +200 °С (рис.1).

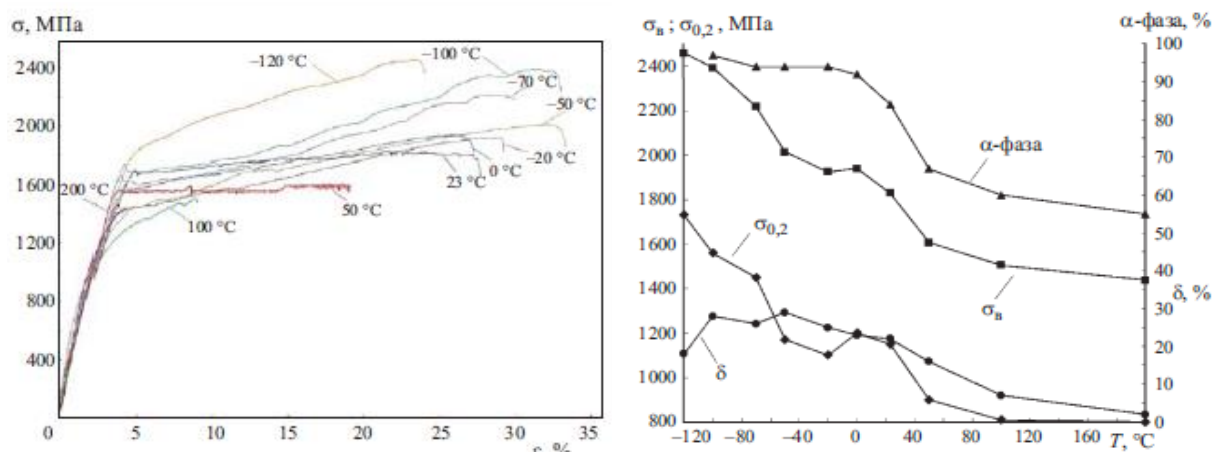


Рисунок 1 – Кривые растяжения (а) и температурная зависимость механических свойств (б)

Оптимальное сочетание прочности (2400 МПа) и пластичности (28%) наблюдали при -100 °С, что обусловлено ТРИП-эффектом, отсутствующем при температурах выше 100 °С и ниже -120 °С. Вид кривых растяжения, изменение фазового соотношения А/М и фрактографические изображение излома свидетельствуют об изменении действующих механизмов деформации и, соответственно, вклада ТРИП-эффекта. Повышение температуры деформации выше комнатной приводит к распаду мартенсита деформации, а понижение температуры способствует образованию добавочного мартенсита деформации. В результате ТРИП-эффект уменьшается при повышенных температурах (>50 °С) и пониженных (< 0 °С) и полностью исчезает при температурах выше 100 °С и ниже -120 °С.

[1] Stolyarov V. V., Padmanabhan K. A., Terentyev V. F. Temperature-dependence of the TRIP effect in a metastable austenitic stainless steel, Lett. on Mater. 2019. V. 9, No. 1.113 – 117.

МИКРОСТРУКТУРА И ТВЕРДОСТЬ СПЛАВА Al-Y-Sc-Er**Горлов Л.Е., Поздняков А.В., Барков Р.Ю.***НИТУ МИСИС, Россия, Москва**gorlov@edu.misis.ru*

Небольшие добавки редкоземельных элементов в алюминиевые сплавы позволяют повысить прочностные свойства после отжига за счет выделения дисперсных включений $L1_2$ фазы типа Al_3M ($M=Sc, Y, Er$, и др.) из твердого раствора алюминия. В данной работе исследованы механические свойства и изменение микроструктуры в процессе отжига сплава Al-0,3Er-0,2Sc-0,2Y.

Микроструктура сплава в литом состоянии представляет собой твердый раствор алюминия и присутствует дисперсная эвтектика, в которой интерметаллидная фаза обогащена иттрием и эрбием. Также наблюдается равномерное распределение скандия во всем растворе алюминия.

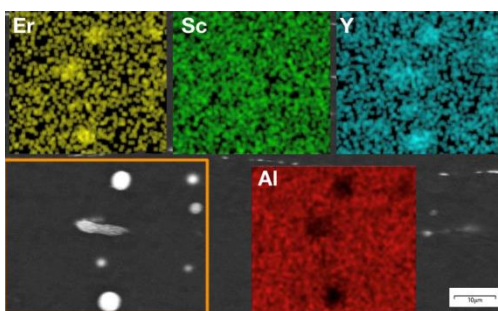


Рисунок 1 – Карты распределения элементов в выделенной области (СЭМ)

Твердость литого образца составила 32 HV. После холодной деформации предварительно отожженного слитка при 300 °С в течение 7 часов твердость составила 61 HV. Последующий отжиг листа при 300 °С в течение 3 часов повысил твердость до 68 HV. Повышение твердости деформированного образца в процессе отжига связано, вероятнее всего, с дополнительным образованием дисперсоидов на дислокациях.

Интервал температуры начала рекристаллизации для данного сплава составил от 450°С до 500°С. Деформированная зеренная структура сохраняется до 450°С. Полная рекристаллизация происходит после часового отжига при температуре 500°С.

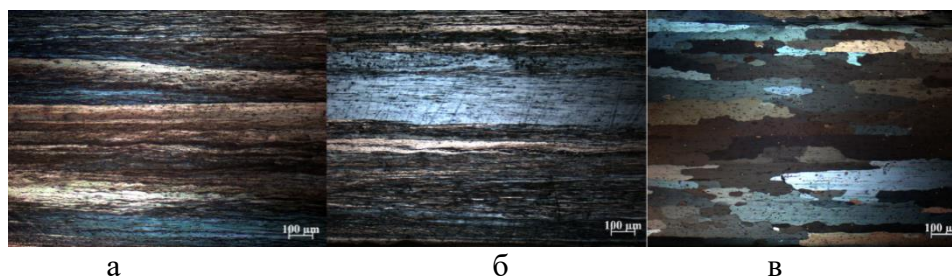


Рисунок 2 – Микроструктура образцов (световая микроскопия), отожженных в течение 1 часа ((а) 350°С, (б) 450°С, (в) 500°С)

Работа выполнена при поддержке Гранта Президента № МК-3457.2022.4.

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ МАЛЫХ ДОБАВОК ГАФНИЯ НА РАСПАД ПЕРЕСЫЩЕННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА В СПЛАВЕ 1570

Зорин И.А.¹, Дриц А.М.¹, Арышенский Е.В.¹, Коновалов С.В.¹

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С. П.

Королева, Россия, г. Самара

zorin.ia@ssau.ru

Одним из перспективных направлений развития материалов является исследование сплавов системы Al-Mg с добавками скандия. Скандий является сильным модификатором литой структуры и способствует образованию когерентных упрочняющих наночастиц Al_3Sc , обладающих структурой L_{12} . В то же время наночастицы Al_3Sc склонны к быстрой коагуляции при нагреве до высоких температур. Одним из путей повышения термической стабильности данных наночастиц могут быть малые добавки циркония, который стабилизирует пересыщенный твердый раствор, что препятствует их дальнейшему росту. Еще более эффективным элементом для повышения термостабильности наночастиц может стать гафний, который также способен заменять в частицах Al_3Sc скандий, образуя вокруг них оболочку препятствующую их коагуляции. В то же время эффект совместного легирования малых добавок гафния, циркония и скандия в алюминиевые сплавы с высоким содержанием магния мало изучен. Целью данной работы является исследование малых добавок гафния на распад пересыщенного твердого раствора сплава 1570. Для изучения кинетики распада пересыщенного твердого раствора производились замеры электросопротивления в как в стандартном сплаве 1570, так и с добавками гафния 0,2%; 0,5%; 1% при различных температурно-временных режимах термической обработки. По результатам замеров электросопротивления были получены С-кривые распада пересыщенного твердого раствора при 50% и 80% распада.

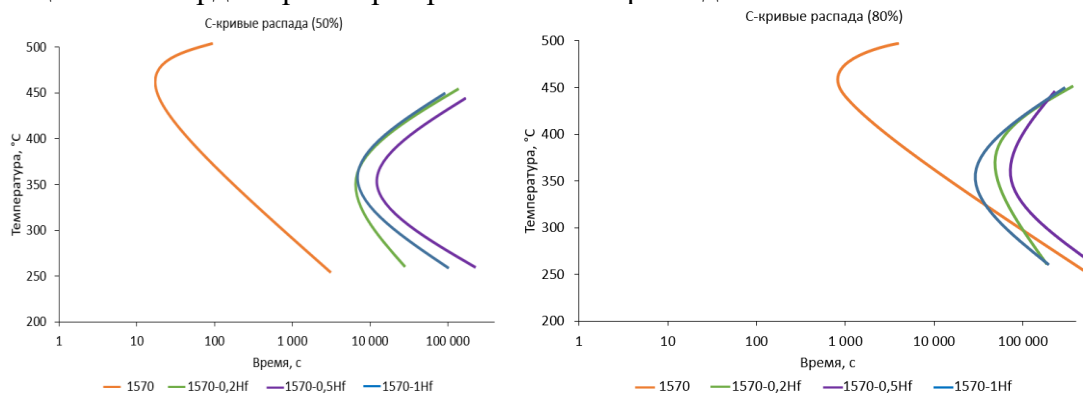


Рисунок 1 – С-кривые распада исследованных сплавов при 50% и 80% распада

Исследования показали, что наименьшей термостабильностью обладает пересыщенный твердый раствор сплава 1570, пик распада которого приходится на 420–440 °С, при выдержке с данной температурой на протяжении 2 часов он практически полностью распадается. Добавки гафния существенно снижают кинетику распада пересыщенного твердого раствора, а его пик смещается до температуры 370 °С.

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 22–29–01506, <https://rscf.ru/project/22-29-01506/>»

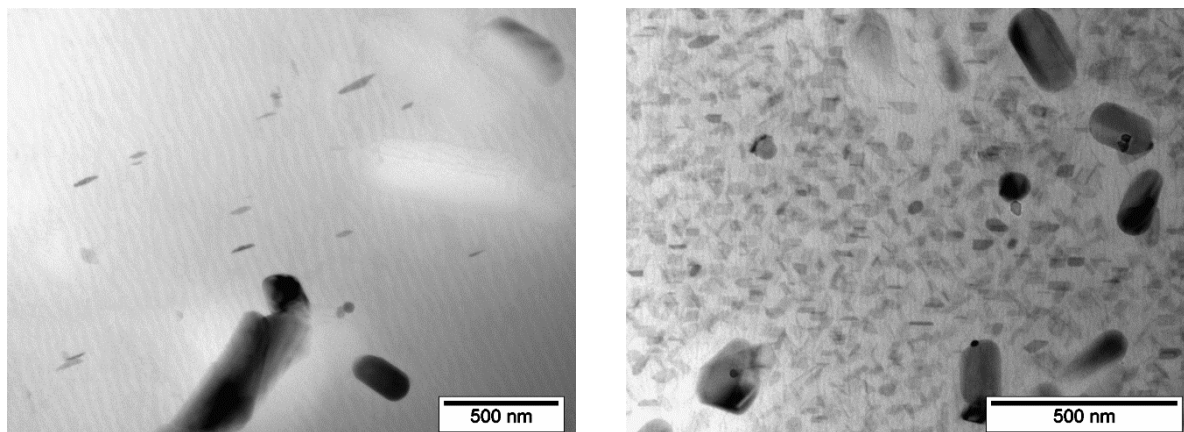
**МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Cu-Mn С
МИКРОДОБАВКОЙ ОЛОВА****Летягин Н.В. , Акопян Т.К.**

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Россия,
Москва
n.v.letyagin@gmail.com*

Деформируемые сплавы системы Al-Cu-Mn (2xxx серии) благодаря своей прочности и термостойкости являются одними из самых востребованных в промышленности на сегодняшний день. Однако непрерывно ведется модернизация существующих композиций сплавов из-за возрастающих требований к легкости, прочности и продолжительности производственного цикла изделий. Одним из перспективных подходов к улучшению является микролегирование такими добавками как Sn, In, Cd, Bi, Ag. Наличие их в сплаве способно обеспечивать существенно больший эффект от дисперсионного твердения в процессе закалки и последующего старения.

В данной работе с использованием вычислительных (Thermo Calc) и экспериментальных методов исследования, включая методы электронной микроскопии (СЭМ, ПЭМ), измерения твердости, электропроводности, изучено влияние микродобавки Sn (0,1 мас.%) на структуру, продукты распада алюминиевого твердого раствора в процессе деформации, термической обработки на твердый раствор и старения, и достигаемый эффект дисперсионного твердения в сплаве Al-4 мас.% Cu-1,5 мас.% Mn.

Показано, что добавка Sn к сплаву Al4Cu1,5Mn приводит к увеличению пиковой твердости на 50% (~120 HV). Согласно ПЭМ, повышенная твердость обусловлена образованием гораздо более мелких выделений θ' -фазы с высокой плотностью распределения (см. рисунок 1).



а б
Рисунок 1 – Структура (ПЭМ) горячекатаных листов Al4Cu1,5Mn (а) и Al4Cu1,5Mn0,1Sn (б) состаренных на максимальную твердость

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-79-10373).

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ СПЛАВА ХН62М И ИХ ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА**Попкова Д.С.¹, Бельтюков Е.А.², Жилияков А.Ю.², Беликов С.В.²**

*^{1,2}Кафедра термообработки и физики металлов, Уральский федеральный университет имени Первого президента Б.Н.Ельцина, г. Екатеринбург, Россия
d.s.popkova@urfu.ru*

Современные разработки в химической и ядерной промышленности требуют все более высокой коррозионной стойкости от конструкционных материалов. Таким требованиям отвечают сплавы на никель-хром-молибденовой основе. В данном исследовании на примере сплава ХН62М, который был разработан УрФУ совместно с ФГУП «ЦНИИ Чермет им. И. П. Бардина» [1] были рассмотрены особенности явления ближнего и дальнего упорядочения, которые оказывают влияние на физические свойства и, как следствие, на коррозионную стойкость, что имеет решающее значение в части промышленного применения подобных сплавов. Была проведена термообработка по режиму при температуре 550 °С, выдержка 1024 часа, с последующим охлаждением на воздухе. Анализ структуры осуществлялся при помощи просвечивающей электронной микроскопии. Измерение зависимости удлинения исследуемого сплава от температуры проводилось на dilatометре «Linseis L78VD1600C».

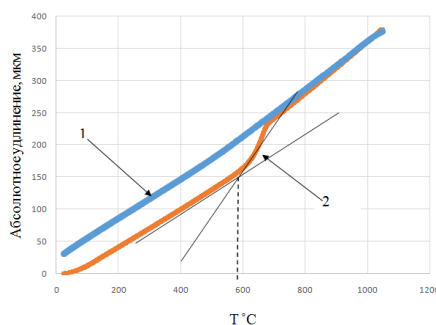


Рисунок 1 – Зависимость абсолютного удлинения от температуры нагрева, 1 – охлаждение сплава; 2 – нагрев сплава

Посредством анализа дилатограмм определена температура перегиба (приведена на рисунке 1), этот переход обусловлен ослаблением межатомного взаимодействия и, как следствие, разрушение ближнего порядка в сплаве ХН62М. В сплаве после длительной выдержки обнаружена упорядоченная фаза интерметаллида Ni₂Cr(Mo). В результате исследования определена температура перехода порядок – беспорядок T_п = 585 °С что сопровождается большим объёмным эффектом.

[1] ИССЛЕДОВАНИЕ НОВОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ХН62М НА СТОЙКОСТЬ К МЕЖКРИСТАЛЛИТНОЙ КОРРОЗИИ А. С. Гамбург, А. О. Гусев, А. Ф. Гибадуллина, А. Ю. Жилияков, И. Б. Половов УДК 669245 2018 г.

ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ РАСПАДА ПЕРЕСЫЩЕННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ AL-MG-SI С ИЗБЫТКОМ КРЕМНИЯ И МАЛЫМИ ЦИРКОНИЕВЫМИ ДОБАВКАМИ

Лапшов М.А., Солопаев М.В., Арышенский Е.В., Коновалов С.В.

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П.

Королева, Россия, Самара

msolopaev@mail.ru

Сплавы системы Al-Mg-Si (бxxx), в настоящее время используются в авиационной, автомобильной и аэрокосмической промышленности, однако, область их применения весьма ограничена, что связано с недостаточными показателями прочностных свойств. Однако их можно повысить за счет легирования, например, цирконием. Его введение позволяет получить когерентные алюминиевой матрице метастабильные наночастицы Al_3Zr наличие которых значительно повышает прочностные свойства. Однако для повышения количества упрочняющих наночастиц и идисперстности их выделения необходимо контролировать распад пересыщенного твердого раствора. Данная работа посвящена изучению распада пересыщенного твердого раствора в сплавах системы Al-Mg-Si с избытком кремния легированных малыми циркониевыми добавками.

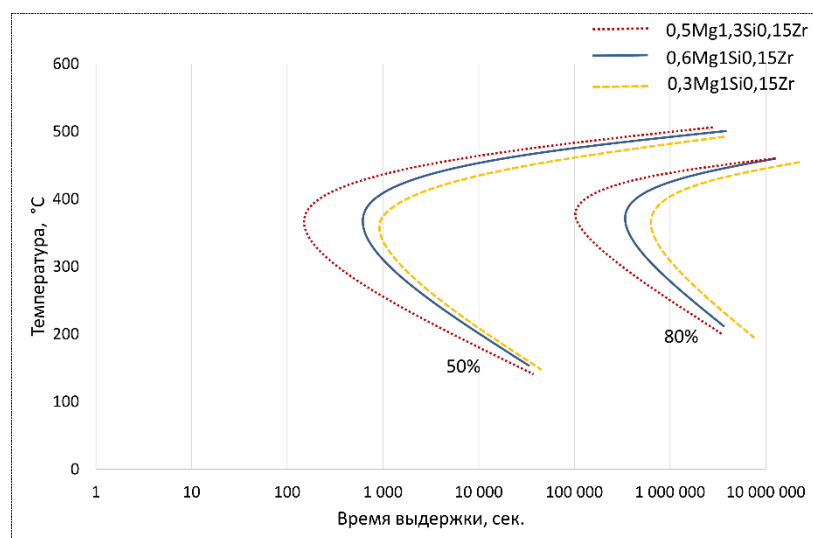


Рисунок 1 – Кривые распада для сплавов 0,5Mg1,3Si0,15Zr, 0,6Mg1Si0,15Zr, 0,3Mg1Si0,15Zr

Как видно из рисунка 1, оптимальной для распада пересыщенного твердого раствора является температура порядка 375 °C. Цирконий обладает очень низкой скоростью диффузии, вследствие чего распад происходит довольно долго. Для распада 50 % требуется от 3 до 16 часов, для 80% - от 1 до 10 дней. Так же следует отметить, что кремний (особенно) и магний оказывает сильное влияние на кинетику распада. При увеличении содержания кремния всего на 0,3% скорость распада увеличивается в несколько раз.

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ №21-19-00548
<https://www.rscf.ru/project/21-19-00548/>.

СЕКЦИЯ 2
«ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ
ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ С
ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ»

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ИНТЕРВАЛА ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА ПАРАМЕТРЫ ТОРСИОННОГО ПРИВОДА НА ОСНОВЕ СЭПФ TiNi**Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н.***Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург
alekspb@list.ru*

Сплавы с эффектом памяти формы (СЭПФ) часто применяются в качестве материала рабочего тела различных приводов и других устройств многократного действия, преобразующих тепловую энергию в механическую. Приводы на основе СЭПФ обладают рядом преимуществ по отношению к своим традиционным аналогам. Так приводы на основе СЭПФ обладают высокой удельной работоспособностью, обладают простой и надёжной конструкцией, обеспечивают плавный и бесшумный ход механизма. Однако, они имеют и серьёзный недостаток: при многократных теплосменах в СЭПФ наблюдается значительное изменение параметров эффектов памяти формы и накопление необратимой деформации, а, следовательно, меняются и характеристики привода. Поэтому для того чтобы продлить ресурс привода необходимо повысить термоциклическую стабильность свойств СЭПФ. Для этого следует тщательно выбирать параметры эксплуатации привода: температурные режимы и деформационно-силовые параметры. Целью данной работы было исследование влияния температурного интервала эксплуатации привода (его доли и положения по отношению к полному интервалу мартенситных превращений) на величины эффекта памяти формы, реактивных напряжений и совершенной работы при многократном срабатывании привода.

Объектом исследования выбраны цилиндрические образцы из сплава $Ti_{50}Ni_{50}$, которые испытывали в режиме кручения. Подробная схема установки представлена в [1]. Для инициирования эффекта памяти формы образцы сплава TiNi предварительно деформировали до 3, 5 или 7% при комнатной температуре в мартенситном состоянии и затем разгружали. После разгрузки один из образцов подвергали 15 термоциклам в интервале температур $180 \div 30$ °С. Затем вычислили 0.9, 0.75, 0.5 доли совершаемой работы в первом цикле и определили температурные интервалы, термоциклирование в которых обеспечило бы желаемую совершаемую работы в цикле. Следующие образцы подвергли термоциклированию в этих интервалах при этом выбирали разное положение интервала термоциклирования по отношению к температурному интервалу превращений. Установлено, что термоциклирование в неполном температурном интервале превращений приводит к улучшению термоциклической стабильности свойств сплава (величина реактивных напряжений, обратимой деформации, производство работы в цикле). При этом термоциклирование в неполном температурном интервале прямого перехода эффективнее для этой задачи, чем термоциклирование в неполном температурном интервале обратного перехода.

[1] Sibirev A., Belyaev S., Resnina N. The influence of counter-body stiffness on working parameters of NiTi actuator // Sensors and Actuators A: Physical. 2021. № 112568 (319).

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 22-29-20021) и гранта Санкт-Петербургского научного фонда в соответствии с соглашением от «14» апреля 2022 г. № 40.

**ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ Тi-Nb-Ta
ВЫШЕ И НИЖЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ИНТЕРВАЛА МАРТЕНСИТНОГО
ПРЕВРАЩЕНИЯ $\alpha'' \leftrightarrow \beta$**

Петржик М.И.

НИТУ МИСИС, РФ, Москва

petrzhik.mi@misis.ru

Закаленные сплавы Ti(Zr)-Nb(V,Mo,Ta) имеют структуру твердого раствора и испытывают при изменении температуры и нагружении мартенситное превращение (МП) $\alpha'' \leftrightarrow \beta$, которое в ряде случаев обратимо. Термическая обратимость МП проявляется при отсутствии диффузионного превращения $\beta \rightarrow \omega$, которое в сплавах Ti-Nb-Ta проходит при нерезкой закалке и при нагреве до 300...320 °С. Составы, которые испытывают МП $\alpha'' \leftrightarrow \beta$ выше или ниже этого интервала, обладают эффектами запоминания формы и сверхупругости.

Из Табл. 1 и Рис.1 видно, что термомеханическое поведение сплава зависит как от структурно-фазового состояния, так и температуры приложения нагрузки относительно интервала МП $\alpha'' \leftrightarrow \beta$. Сплав со структурой сильно ромбически искаженного мартенсита (кривая b) имеет пониженный предел текучести (120 МПа), у сплава со структурой метастабильной бета фазы (кривая d) он выше (250 МПа). Еще выше предел текучести (350 МПа) у слаболегированного сплава (кривая c) со структурой слабо искаженного мартенсита. Однако нагрев в окрестность A_n понижает предел текучести этого состава.

Таблица 1 – Параметры структурно-фазового состояния (СФС) и деформации

Сплав, ат. %	$T_{\text{деф}}$, °С	A_n , °С	СФС	$R = \sqrt{3}a / b$
Ti ₇₅ Nb ₂₅	20	<20	$\beta + (\alpha'')$	1.225
Ti _{75.0} Nb _{18.75} Ta _{6.25}	20	120	$\alpha'' + \beta$	1.15
Ti _{82.5} Nb _{8.75} Ta _{8.75}	20	360	$\alpha'' + (\beta)$	1.08
Ti _{82.5} Nb _{8.75} Ta _{8.75}	330	360	$\alpha'' + (\beta)$	1.15

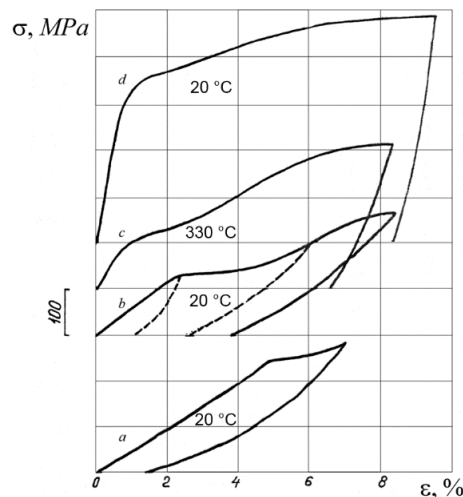


Рисунок 1 – Накопление и возврат деформации при растяжении сплавов Ti₇₅Nb₂₅ (a), Ti_{75.0}Nb_{18.75}Ta_{6.25} (b), Ti_{82.5}Nb_{8.75}Ta_{8.75} (c, d) 20 °С

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ВКЛЮЧАЮЩЕЙ ВОЛОЧЕНИЕ, НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb (АТ.%)

Кудряшова А.А.¹, Шереметьев В.А.¹, Лукашевич К.Е.¹, Деркач М.А.¹, Андреев В.А.², Прокошкин С.Д.¹

¹Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Россия, Москва

²Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Россия, Москва
kudryashova@misis.ru

Данная работа направлена на исследование влияния комбинированной термомеханической обработки (ТМО) по новой схеме, включающей холодное волочение, на структуру, текстуру и фазовое состояние сверхупругого сплава Ti-Zr-Nb для достижения высокого комплекса механических и функциональных свойств.

Объектом исследования является сплав с памятью формы Ti-18Zr-15Nb (ат.%), полученный методом вакуумной индукционной плавки и подвергнутый горячему изостатическому прессованию при температуре 900 °С и давлении 100 МПа в течение 2 часов. Для оценки влияния холодного волочения на сплав Ti-18Zr-15Nb была проведена ТМО по трем схемам:

1. Холодная ротационная ковка при $T=25^{\circ}\text{C}$ со степенью деформации $\epsilon=1,5$, промежуточный отжиг при температуре 600 °С в течение 5 и 120 минут, холодное волочение до разрыва проволоки, и последеформационный отжиг (ПДО) при температуре 550 °С в течение 30 минут в защитной атмосфере аргона с последующим охлаждением в воде.

2. Горячая ротационная ковка при $T=700^{\circ}\text{C}$ ($\epsilon=1,4$), волочение с умеренными ($\epsilon=0,5$ и 1,1) и интенсивными степенями деформации ($\epsilon=1,9$ и 3,3) и ПДО при $T=500-600^{\circ}\text{C}$ в течение 5-30 минут в защитной атмосфере аргона с последующим охлаждением в воде. Степени деформации 0,5, 1,1, 1,9, 3,3 соответствуют диаметрам проволоки 2, 1,5, 1 и 0,5 мм, соответственно.

3. Горячая ротационная ковка при $T=700^{\circ}\text{C}$ ($\epsilon=1,4$), промежуточные отжиги при 600 °С в течение 5 минут и волочение с умеренными и интенсивными степенями деформации ($\epsilon=0,5-3,3$), ПДО при $T=550^{\circ}\text{C}$ в течение 30 минут в защитной атмосфере аргона с последующим охлаждением в воде.

Цель данной работы: исследовать влияние ТМО, включающей холодное волочение и холодное волочение с промежуточными отжигами, с различными степенями деформации, на структуру и свойства сверхупругого сплава Ti-18Zr-15Nb медицинского назначения.

Настоящее исследование позволит получить новые данные о взаимосвязи обработка-структура-свойства с целью дальнейшей разработки новых технологий изготовления полуфабрикатов из сплавов системы Ti-Zr-Nb с повышенным комплексом функциональных свойств, обеспечивающих высокий уровень биохимической и биомеханической совместимости с костной тканью.

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ №22-29-01562.

**СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ И ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В
МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА $\text{Ni}_{48}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$** **Курлевская И.Д., Тохметова А.Б., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.***Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия, Томск
kurl.irina@yandex.ru*

В последние годы становится актуальной разработка материалов с эластокалорическими свойствами для экологически безопасных систем охлаждения. Перспективными являются сплавы с памятью формы на основе NiFeGaCo с термоупругими $\text{L}_{21}(\text{B}2)\text{-}10\text{M}/14\text{M}\text{-L}_{10}$ мартенситными превращениями (МП), проявляющие эластокалорический эффект (ЭКЭ). ЭКЭ заключается в снижении температуры образца при обратном МП в адиабатических условиях при проявлении сверхэластичности (СЭ). Ранее на монокристаллах NiFeGaCo получено, что величина адиабатического охлаждения ΔT_{ad} при ЭКЭ составляет 6 – 10 К [1, 2]. Путём выбора ориентации монокристаллов и выделения дисперсных частиц, повышающих прочность и пластичность материала, возможно улучшить параметры СЭ и ЭКЭ. Поэтому целью работы является исследование влияния кристаллографической ориентации и режима термообработки на характеристики СЭ и ЭКЭ на монокристаллах $\text{Ni}_{48}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$.

Для исследования были выбраны монокристаллы сплава $\text{Ni}_{48}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ после роста в однофазном состоянии, ориентированные вдоль $[001]_{\text{L}_{21}}$ - и $[110]_{\text{L}_{21}}$ -направлений, где теоретическая деформация максимальна ($\varepsilon_0 = -6,25\%$). Показано, что высокопрочные $[001]_{\text{L}_{21}}$ -монокристаллы проявляют СЭ в интервале температур ~ 200 К. В $[110]_{\text{L}_{21}}$ -монокристаллах интервал СЭ в 2 раза меньше, и кривые $\sigma(|\varepsilon|)$ сопровождаются сбросом напряжений при образовании сдвойникового варианта мартенсита и его последующем раздвойниковании. При этом увеличивается энергия межфазной границы и повышается механический гистерезис $\Delta\sigma$, характеризующий энергию рассеяния (при $T = 373$ К $\Delta\sigma = 39$ МПа для $[001]_{\text{L}_{21}}$ -ориентации и $\Delta\sigma = 79$ МПа для $[110]_{\text{L}_{21}}$ -ориентации). Максимальная величина ЭКЭ при проявлении СЭ в $[001]_{\text{L}_{21}}$ -монокристаллах выше и достигает $\Delta T_{\text{ad}} = 8,3$ К, тогда как для $[110]_{\text{L}_{21}}$ -направления наибольшее значение $\Delta T_{\text{ad}} = 6,1$ К. Влияние старения в аустените при $T = 1373$ К, 0,5 ч. с последующей закалкой было изучено на $[001]_{\text{L}_{21}}$ -монокристаллах. В состаренных кристаллах получено гетерофазное состояние с объёмной долей частиц $\gamma(\gamma')$ -фазы $f \approx 23 (\pm 0,3)\%$ размерами до ≈ 73 мкм. В результате термообработки снижаются критические напряжения образования мартенсита $\sigma_{\text{кр}}$ (при $T = 373$ К от 264 МПа до 176 МПа) при неизменной в пределах погрешности (0,5 К) величине ЭКЭ (при $T = 373$ К $\Delta T_{\text{ad}} = 6,9$ К для однофазного и $\Delta T_{\text{ad}} = 7,3$ К для гетерофазного состояния).

Таким образом, монокристаллы $\text{Ni}_{48}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$, ориентированные вдоль $[001]_{\text{L}_{21}}$ -направления, характеризуются широким интервалом температур СЭ, узким $\Delta\sigma$ и значительной величиной ΔT_{ad} до 8,3 К. Старение при $T = 1373$ К, 0,5 ч. позволяет понизить $\sigma_{\text{кр}}$ в данных монокристаллах при неизменной величине ЭКЭ, что делает их перспективными для использования в твердотельном охлаждении.

[1] D. Zhao, et al. // Scripta Mater. 149 (2018) 6–10.

[2] F. Xiao, et al. // Acta Mater. 96 (2015) 292–300.

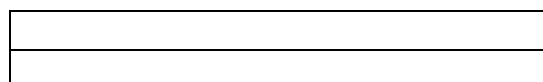
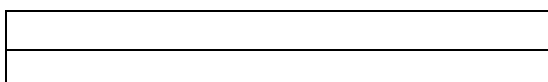
Работа выполнена при поддержке проекта РНФ № 20-19-00153.

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УПРУГОЙ ЭНЕРГИИ НА ИЗМЕНЕНИЕ
ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ВЫДЕРЖКЕ СПЛАВА****Ti₄₉Ni₅₁****Иванов А.М., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Беляев Ф.С., Волков А.Е.***Санкт-Петербургский Государственный Университет, Россия, Санкт-Петербург**a.ivanov@spbu.ru*

Ранее было обнаружено, что при изотермической выдержке закаленного сплава Ti₄₉Ni₅₁ возможно изменение обратимой деформации как после охлаждения под нагрузкой, так и после активного деформирования. Экспериментально было показано, что изотермическая деформация, полученная после активного деформирования, в 4 раза превышает ту, что получена после охлаждения под нагрузкой. Анализ экспериментальных данных показал, что причиной этого может быть различие в величине упругой энергии, запасаемой при превращении в процессе выдержки в разных режимах. Предположено, что чем меньше упругая энергия, тем меньше силы препятствующие росту мартенситной фазы, тем больше ориентированного мартенсита может образоваться при изотермической выдержке. Для подтверждения этого предположения, необходимо теоретически исследовать влияние упругой энергии превращения на изменение обратимой деформации при изотермической выдержке сплава Ti₄₉Ni₅₁ при разных режимах, что стало целью данной работы.

Используя константы модифицированной структурно-аналитической модели Лихачева-Волкова, подобранные ранее для сплава Ti₄₉Ni₅₁, были проведены расчеты изменения деформации при выдержках в различных режимах, аналогично тем, что реализовывали в экспериментах. Обнаружено, что если упругая энергия одинакова в обоих режимах, то и деформация при выдержке в расчетах не зависела от режима выдержки. Для того чтобы изменить величину упругой энергии, изменяли температурный интервал прямого превращения, поскольку упругая энергия пропорциональна этой величине, при этом другие константы модели не меняли. Для каждого значения упругой энергии были рассчитаны изменение деформации при выдержке в двух режимах и определена максимальная величина изотермической деформации. Обнаружено, что уменьшение упругой энергии приводит к увеличению максимальной изотермической деформации. Таким образом, моделирование обратимой деформации при выдержке в разных режимах и с разной величиной упругой энергии подтвердило предположение о влиянии упругой энергии превращения на изотермическую деформацию.

Работа выполнена при поддержке проекта РФФ №18-19-00226-П.



**ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМОВ РКУП И ПДО НА СТРУКТУРУ,
МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb**
**Деркач М.А.¹, Шереметьев В.А., Чуракова А.А.², Гундеров Д.В.², Рааб Г.И.²,
Прокошкин С.Д.¹**

¹НИТУ «МИСиС», Россия, Москва

²«УГАТУ», Россия, Уфа

mihailder7788@gmail.com

Сплавы с памятью формы (СПФ) на основе Ti-Zr, легированные Nb, Ta, Mo, Sn, обладают высокой коррозионной стойкостью, низким модулем упругости и сверхэластичными свойствами, важными для биомеханической совместимости, и, таким образом, являются наиболее перспективными материалами для костных имплантатов. Среди этих сплавов выделяется СПФ Ti-18Zr-15Nb (ат. %), который демонстрирует высокий кристаллографический ресурс обратимой деформации, достигающий ~ 6%. Термомеханическая обработка (ТМО) является эффективным средством улучшения функциональных свойств подобных сплавов за счет формирования заданного структурно-фазового состояния. Однако повышение прочности этих СПФ остается важной задачей. Равноканальное угловое прессование (РКУП) - метод интенсивной пластической деформации (ИПД), позволяющий эффективно повысить прочность и износостойкость за счет формирования нанокристаллической структуры в объёмном материале.

Слиток сплава Ti-18Zr-15Nb выплавлен методом вакуумного дугового переплава. Дальнейшая ТМО включала высокотемпературную ковку ($T = 800-1000$ °C) и отжиг ($T = 700$ °C, $t = 30$ мин) с закалкой в воду. На первом этапе РКУП проводили при температуре ниже выделения изотермических α - и ω - фаз ($T = 200$ °C, $n = 3$ прохода), на втором - при температуре выше выделения α - фазы ($T = 500$ °C, $n = 4$, $n = 8$ проходов). Последеформационный отжиг (ПДО) осуществляли по 3 разным режимам.

В результате РКУП при 200 °C формируется неоднородная структура β -фаза с присутствием α'' -мартенсита, образованного в следствии деформации, а при 500 °C - динамически полигонизованная субструктура β -фазы с присутствием α - и ω - фаз. Образовавшиеся в результате РКУП деформационные полосы пересекают всю заготовку при 200 °C, а при 500 °C расположены внутри исходных зерен. Внутри деформационных полос формируется развитая дилокационная субструктура с размером структурных элементов 100 – 150 нм при 200 °C и 500 – 1000 нм при 500 °C.

РКУП при 200 °C приводит к значительному упрочнению материала, $\sigma_b = 757$ МПа (в исходном состоянии после закалки $\sigma_b = 577$ МПа). Однако, сплав находится в наиболее упрочнённом состоянии после ПДО при 400 °C в течении 30 мин ($HV = 342$, $\sigma_b = 983$ МПа), но имеет низкую пластичность, которая возрастает с увеличением температуры ПДО. РКУП при 500 °C, $n = 4$ наряду с повышением прочности $\sigma_b = 674$ МПа демонстрирует достаточную пластичность $\delta = 13$ %.

В результате РКУП при 200 °C и дополнительного ПДО при 550 °C высокие значения максимальной сверхупругой деформации достигаются при $t = 2,5$ мин, $\varepsilon_r^{SE} = 3,1$ % и при $t = 5$ мин, $\varepsilon_r^{SE} = 3,3$ %. Высокий уровень функциональных свойств достигается после РКУП при 500 °C ($\varepsilon_r^{SE} = 3,1$ %).

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 20-69-47029.

ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВЫЙ СИНТЕЗ ПОРОШКА СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb

Алимов И.А.¹, Юдин С.Н.², Касимцев А.В.², Маркова Г.В.¹, Володько С.С.²¹«Тульский государственный университет», Россия, Тула²ООО «Метсинтез», Россия, Тула

alimov.iwann@mail.ru

На сегодняшний день сплав Ti-18Zr-15Nb (% ат.) является перспективным медицинским материалом, который может быть получен методами порошковой металлургии, позволяющей создать материал с регулируемым уровнем пористости.

Порошок сплава Ti-18Zr-15Nb (% ат.) получали гидридно-кальциевым синтезом из шихты, состоящей из диоксида титана TiO₂, пентаоксида ниобия Nb₂O₅, диоксида циркония ZrO₂ и гидрида кальция CaH₂. С целью определения режимов синтеза, обеспечивающих получение однофазного состава порошка была составлена матрица экспериментов, в пределах которой температуру синтеза варьировали от 1000 до 1200 °С, время реакции - от 0 (без выдержки) до 12 ч. Использовали также ручное уплотнение шихты либо подпрессовку при 56 МПа, что обеспечило плотность шихты 1,4 г/см³ и 1,6 г/см³, соответственно. Содержание β-фазы в синтезированных порошках оценивали с помощью рентгенофазового анализа.

По результатам проведенных экспериментов получены карты фазового состава порошков (рисунок 1).

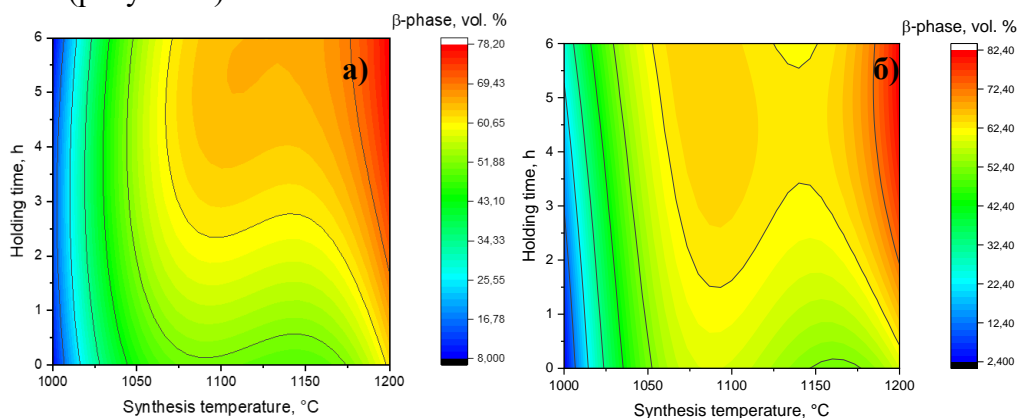


Рисунок 1 – Карты фазового состава сплава Ti-18Zr-15Nb а) ручное уплотнение; б) прессование шихты

Анализ полученных результатов показывает, что значимое количество β-фазы образуется при температурах выше 1000 °С. Максимальное количество β-фазы в пределах исследуемого факторного пространства получено только около 1200 °С и времени выдержки не менее 2 ч. При этом последующие эксперименты (увеличение выдержки до 12 ч.) показали, что для получения практически однофазного состояния (количество β-фазы около 95 % об., остальное – α-Ti) необходима выдержка более 10 ч при температуре 1200 °С.

Сособ уплотнения шихты мало влияет на результат синтеза, что, по-видимому, объясняется несущественным изменением площади межчастичных контактов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-23-20124, <https://rscf.ru/project/22-23-20124/> и региона (Комитет Тульской области по науке и инноватике).

**ИССЛЕДОВАНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ ФЕРРОЭЛАСТИЧНОСТИ
НА МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$** **Тохметова А.Б., Курлевская И.Д., Панченко Е.Ю., Жердева М.В., Чумляков Ю.И.***Томский государственный университет, Россия, Томск**aida-tx@mail.ru*

Одним из основных технологических параметров является циклическая стабильность функциональных свойств сплавов с памятью формы при использовании их в качестве датчиков, демпферов и т. д. Путем старения в мартенсите под нагрузкой (СМН) в монокристаллах сплава NiFeGaCo можно нанести большие обратимые деформации (ферроэластичность (ФЭ)) до 16 % за счет обратимой переориентации мартенситных вариантов в циклах нагрузка/разгрузка [1]. СМН заключается в стабилизации ориентированного варианта мартенсита, который будет иметь минимальную энергию Гиббса, и расти при последующем охлаждении в свободном состоянии. Исследование стабильности ФЭ при многократных циклах нагрузка/разгрузка на монокристаллах $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ после СМН ранее не проводилось и это является целью настоящей работы.

СМН проводилось на монокристаллах $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$, подверженных отжигу при $T = 1448 \text{ K}$, 1 час с закалкой в воду, вдоль [110]-ориентации при $T = 423 \text{ K}$, 1 час под сжимающей нагрузкой $|\sigma| = 450 \text{ МПа}$. Стабилизация ориентированного мартенсита при таком СМН приводит к реализации вдоль перпендикулярного [001]-направления растягивающей деформации при проявлении двустороннего эффекта памяти формы (ДЭПФ) с величиной +9 %. Противоположная нагрузка вдоль того же направления вызывает переориентацию мартенситных вариантов при $T = 300 \text{ K} < M_f$, за счет чего наблюдается ФЭ с обратимой деформацией 14,5 %.

Исследование циклической стабильности проводилось в циклах нагрузка/разгрузка при проявлении ФЭ. Экспериментально показано, что с ростом циклов от 1 до 200 кривые ФЭ сопровождаются уменьшением критических напряжений образования мартенсита $\sigma_{кр}$ от 35 до 19,8 МПа и появлением необратимой деформации $\epsilon_{необр}$ до 0,6 %. Увеличение количества циклов до 1000 способствует уменьшению $\sigma_{кр}$ до 11,8 МПа. Низкие деформирующие напряжения по сравнению с величиной механического гистерезиса в рабочем цикле приводят к росту $\epsilon_{необр}$ до 2,4 %. Однако после 1000 циклов ФЭ образец полностью возвращает свои размеры после проведения термоиндуцированного мартенситного превращения. При этом в термоцикле ДЭПФ не уменьшается (+8,3 %) по сравнению с начальными значениями после СМН, что свидетельствует о стабильной микроструктуре материала. Дальнейший рост числа циклов от 2000 до 5000 способствует повышению $\epsilon_{необр}$ до 8,5 %, которая восстанавливается при последующем термоцикле, однако величина ДЭПФ уменьшается до +7,3 %, что говорит о деградации микроструктуры материала.

Таким образом, исследования показали, что [001]-монокристаллы $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ после СМН проявляют достаточно высокую циклическую стабильность ФЭ до -14 %. Для повышения циклической стабильности необходимо уменьшить силы трения при движении межфазных границ при проявлении ФЭ.

[1] E. Panchenko, A. Tokhmetova, et al. // Scripta Mater. 194 (2021) 113618.

Работа выполнена при поддержке проекта РНФ №20-19-00153.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТОНКОЙ НИКЕЛИД ТИТАНОВОЙ ПРОВОЛОКИ**Ковалёва М.А., Марченко Е.С., Гюнтер С.В.***Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия, Томск
marina.kovalyova.16@gmail.com*

В настоящее время возникает высокая потребность в разработке материалов на основе сплава TiNi, в частности, тонкой проволоки. Это связано с тем, что сплавы никелида титана широко используются в клинической практике благодаря таким свойствам, как эффект памяти формы, сверхэластичность, коррозионная стойкость. Качество проволоки определяется, как составом сплава, так и принципом термомеханической обработки. Химический состав и термическая обработка оказывают существенное влияние на температуру превращения и напряжение TiNi сплавов.

В данной работе представлены результаты экспериментальных исследований механического поведения тонкой никелид титановой проволоки после термической обработки в различных режимах. В экспериментах использовалась такая проволока 100 мкм, с различной температурой отжига (от 300 °С до 600 °С) в течении 5 мин. Механические испытания тонкой проволоки были проведены измерительным машинным комплексом для растяжения низко модульных материалов (МикронТест-1.2Р). В результате испытаний были получены деформационные диаграммы растяжения проволоки (рисунок 1), по которым в дальнейшем оценивались механические характеристики проволоки.

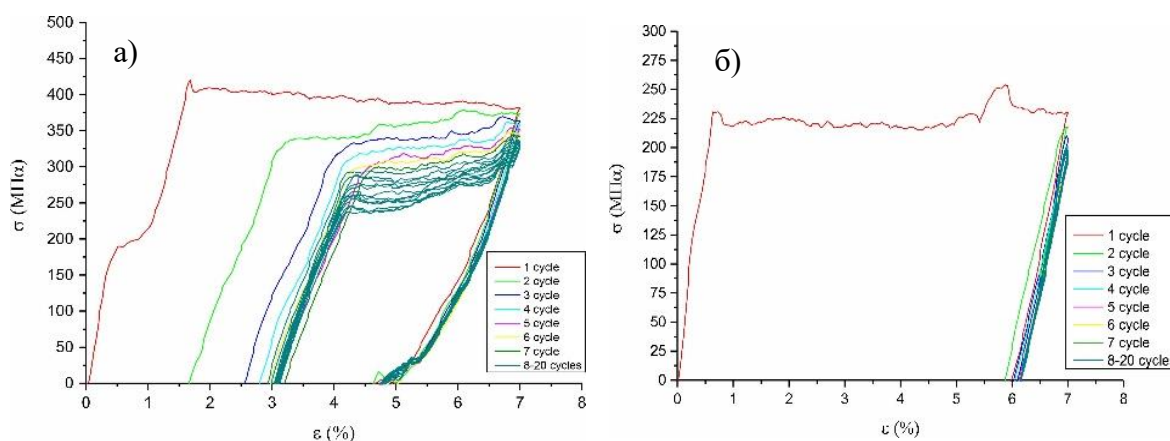


Рисунок 1 – Деформационные диаграммы циклического растяжения проволоки 100 мкм: а) ТО при 500 °С; б) ТО при 600 °С

Работа поддержана Правительством Российской Федерации (предложение № 2020-220-08-6662 по поддержке научно-исследовательских проектов, реализуемых под руководством ведущих ученых в российских учреждениях и российских вузах).

**АНТИБАКТЕРИАЛЬНАЯ МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb
НАНОЧАСТИЦАМИ ЗОЛОТА****Теплякова Т.О., Конопацкий А.С., Прокошкин С.Д.,***НИТУ "МИСис", Россия, Москва**teplyakova.to@mail.ru*

Новые сплавы на основе Ti-Zr-Nb обладают высокой биосовместимостью, функциональными характеристиками, коррозионной стойкостью и способны проявлять сверхупругое поведение при комнатной температуре. Данный ряд свойств выделяет их среди медицинских сплавов на основе титана и делает перспективной их разработку. Тем не менее, важной остается проблема возникновения бактериальных инфекций на границе кости и металлического имплантата, которые могут привести к распространению глобальных воспалений. Модификация медицинских материалов частицами благородных металлов имеет широкие перспективы для предотвращения бактериальных инфекций, благодаря их многочисленным бактерицидным свойствам и простым методам синтеза. Наночастицы золота (AuNPs) являются достаточно изученными наноматериалами для уничтожения бактерий и пленок, однако их собственный антибактериальный эффект не всегда имеет достаточно выраженный характер. Поэтому интерес привлекают методы формирования на поверхности имплантата AuNPs, соединенных с лекарственными веществами.

В данной работе AuNPs были сформированы на поверхности сверхупругого сплава Ti-18Zr-15Nb методом химического восстановления золотохлористоводородной кислоты (HAuCl₄) с использованием борогидрида натрия (NaBH₄) в качестве восстановителя. Предварительно, образцы были выдержаны в растворе «Пираньи» (98% H₂SO₄ и 30% H₂O₂, 1:3) в течение 1,5 часов. Синтез был проведен в среде, содержащей 32 мл H₂O, 1,5 мг HAuCl₄ и 0,25 и 1 мл NaBH₄ (концентрация 1.5мг/мл) при постоянном перемешивании в течение 20 минут при комнатной температуре. Для возможности дальнейшей модификации AuNPs лекарственными средствами подложку с наночастицами пропитывали в течение 24 часов в водном растворе цистеина (C₃H₇NO₂S, концентрация 1мг/мл), который выполняет роль соединительного компонента между наночастицами золота и лекарственным средством.

Результаты сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) показали, что наночастицы золота, состоящие из AuNPs равномерно формируются по всей поверхности подложки при каждом из режимов синтеза. По результатам рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) образцов до и после выдержки в водном растворе C₃H₇NO₂S установлено, что золото в каждом случае находится в металлическом состоянии. Наличие связи между цистеином и золотом установлено по наличию пика, соответствующего Au-S на спектре серы. Также установлено, что обработка поверхности в растворе C₃H₇NO₂S не оказывает влияния на химическое состояние поверхности сплава.

Согласно полученным результатам, можно сделать вывод, что разработанный метод синтеза позволяет получить равномерное распределение AuNPs на поверхности материала, а обработка поверхности в водном растворе C₃H₇NO₂S способна создать на поверхности AuNPs соединительный компонент для дальнейшего формирования лекарственных веществ. Такой синергетический эффект наночастиц золота и лекарственных средств позволит обеспечить устойчивый антибактериальный эффект поверхности медицинских имплантатов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания (код проекта 0718-2020-0030).

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МАРТЕНСИТНУЮ НЕУПРУГОСТЬ В ПОРОШКОВОМ Ti-Ni

Пермякова Д.В.

ТулГУ, Россия, Тула
darya.per@gmail.com

Сплавы на основе никелида титана являются актуальным предметом исследования как материалы, претерпевающие термоупругое мартенситное превращение (ТУМП). В данной работе был использован метод механической спектроскопии для изучения влияния термомеханической обработки на параметры неупругих эффектов в порошковом сплаве на основе Ti-Ni. Объектом исследования являются образцы после трех видов термомеханической обработки при 900°C: ротационнойковки (РК), радиально-сдвиговой прокатки (РСП) и экструзии (Э), а также образец после спекания.

В ходе экспериментов были получены температурные зависимости внутреннего трения (ВТ) и квадрата резонансной частоты (TZf^2), а также выявлены два мартенситных максимума ВТ, сопровождающиеся провалом на TZf^2 в температурном диапазоне от -150 до 100 °С. Во всех образцах реализуется последовательность мартенситных превращений $B2 \leftrightarrow R$ и $R \leftrightarrow B19'$. Каждый мартенситный максимум является суммой трёх составляющих: фоновой компоненты (Q_{int}), переходной компоненты (Q_{tr}) и компоненты фазового превращения (Q_{PT}). Наибольший интерес представляет Q_{PT} , поскольку считается (J. VanHambeeck), что она позволяет оценить подвижность межфазных и внутримартенситных границ.

Выделение компоненты фазового превращения проводили для мартенситного максимума превращения $B2 \leftrightarrow R$. Для каждого из образцов были проведены изотермические выдержки вблизи температур минимума на TZf^2 и ниже в течение 60 минут, и из полученных значений вычитали фоновую составляющую. В результате на всех зависимостях формируются максимумы фазовой компоненты внутреннего трения разной высоты (рис.1).

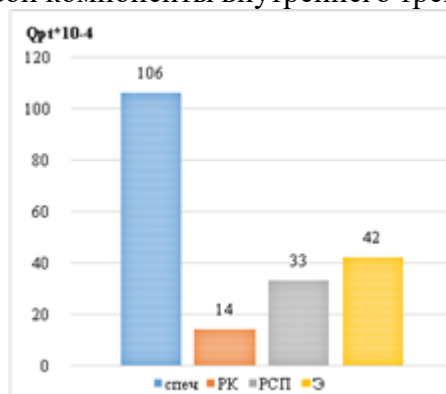


Рисунок 1 – Величина Q_{PT} для всех образцов

Факторами, влияющими на подвижность мартенситных границ, являются: размер зерна, уровень внутренних напряжений, возникающих в ходе ТУМП, а также фазовый состав и кристаллографическая текстура. В спекленном образце наблюдается наиболее высокий максимум фазовой компоненты ВТ, предположительно, из-за крупнозернистой структуры и остаточной пористости, приводящей к действию дополнительных механизмов рассеяния энергии. Изменение величины фазовой компоненты ВТ в образцах после ТМО может быть связано с текстурообразованием. По-видимому, кристаллографическая текстура, сформированная в результате экструзии, обеспечивает более высокую подвижность межфазных и внутримартенситных границ, чем ковка и прокатка.

**НЕТИПИЧНЫЙ ЭЛИНВАРНЫЙ ЭФФЕКТ В МЕТАСТАБИЛЬНОМ БЕТА-СПЛАВЕ
Ti-Nb-Zr С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ****Дубинский С.М.¹, Маркова Г.В.², Баранова А.П.¹, Прокошкин С.Д.¹, Браиловский В.³**¹*Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС", Россия,
Москва*²*Тульский государственный университет, Россия, Тула*³*Ecole de Technologie Supérieure, Канада, Монреаль
sdubinskiy@gmail.com*

Метастабильные титановые β -сплавы с памятью формы создаются преимущественно для биомедицинского применения, однако в некоторых условиях они проявляют аномальное элинварное поведение. В большинстве случаев это связано с высокой плотностью дислокаций, возникшей в результате интенсивной пластической деформации, или с предпереходными явлениями. Ранее было обнаружено повторяемое элинварное поведение с $\alpha_{fr}^2 \sim 1 \cdot 10^{-5} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ в рекристаллизованном или полигонизованном сплаве Ti-22Nb-6Zr (ат.%) с памятью формы при охлаждении в интервале температур от 550 до 150 $^\circ\text{C}$.

На момент начала исследований было известно пять механизмов элинварного поведения: (1) взаимодействие магнитных доменов; (2) фазовые превращения; (3) предпереходные явления; (4) высокая плотность дислокаций; (5) анизотропия упругих модулей низкосимметричной кристаллической решетки. Как было показано в ходе исследований, сплав Ti-22Nb-6Zr является парамагнетиком, элинварное поведение проявляется в области существования чистой ОЦК β -фазы с низкой плотностью дислокаций, а существующие предпереходные явления наблюдаются при более низких температурах. Таким образом, обнаруженное элинварное поведение при охлаждении является результатом низкой температурной чувствительности упругих констант кристаллической решетки β -фазы в сплаве Ti-22Nb-6Zr с памятью формы. В тоже время, отсутствие элинварного поведения при нагреве связано с выделением и растворением изотермической ω_{iso} -фазы.

Было показано, что при увеличении скорости нагрева-охлаждения с 2,5 до 8 $^\circ\text{C}/\text{мин}$ происходит подавление образования изотермической ω_{iso} -фазы и элинварное поведение проявляется как при охлаждении, так и при нагреве в интервале температур от 150 до 550 $^\circ\text{C}$. Кроме того, такое двусторонне элинварное поведение стабильно при циклировании.

Похожее элинварное поведение было обнаружено и в стабильных β -сплавах, таких как Ti-50Nb и Ti-30Mo (ат.%), но в более узких температурных интервалах, разделенных интервалом с близкой к нормальной температурной зависимостью упругого модуля. Метастабильный B2 Ti-50.0Ni и β Ti-18Zr-14Nb (ат.%) сплавы с памятью формы не проявляют такого элинварного поведения.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-73-10167, <https://rscf.ru/project/21-73-10167/>.

ВОЗМОЖНОСТИ РЕГУЛИРОВАНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ УЧЕТЕ РОЛИ СТРУКТУРНОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ**Рыклина Е.П.¹, Полякова К.А.¹, Мурыгин С.Р.¹, Комаров В.С.¹, Андреев В.А.²**¹НИТУ «МИСиС», Россия, Москва²ИМЕТ РАН, Россия, Москва

ryklina@tmo.misis.ru

Бинарные сплавы на основе никелида титана с содержанием никеля выше эквиатомного остаются наиболее востребованными в качестве интеллектуальных функциональных материалов, поскольку старение позволяет варьировать их структуру и характеристики формовосстановления в широком диапазоне. В работе исследованы закономерности влияния исходной (перед старением) структуры сплава Ti–50,8 ат.% Ni и сформировавшейся в результате старения микроструктуры на функционально механические характеристики в широком диапазоне температур. В качестве исходных были выбраны три структурных состояния: (1) развитая дислокационная структура с аморфизацией ~30%, полученная в результате волочения с накопленной деформацией $\epsilon = 0.6$; (2,3) рекристаллизованная структура с размером зерна 3 мкм и 9 мкм соответственно. Структурные исследования проводили с использованием просвечивающего электронного микроскопа JEM-2100. Калориметрические кривые записывали с использованием калориметра марки «Mettler Toledo 822^с». Испытания на растяжение проводили на универсальной разрывной машине «INSTRON 5966» до разрушения со скоростью деформации 20 мм/мин в диапазоне температур $-196 \leq T \leq 100^\circ\text{C}$. Исходная структура никелида титана решающим образом определяет микроструктуру, формирующуюся в процессе старения: размер, форму и характер распределения частиц фазы Ti₃Ni₄. Это влияние обусловлено различием в плотности дефектов кристаллической решетки в исходной структуре, характере их распределения, а также градиентом концентрации никеля в объеме рекристаллизованного зерна. Исходная структура В2-аустенита и особенности микроструктуры, сформировавшейся в процессе старения, выраженно влияют на последовательность и стадийность мартенситных превращений.

Эффективность старения с точки зрения воздействия на функционально-механические характеристики определяется особенностями исходной структуры:

– наиболее высокий уровень прочностных характеристик, а также наибольшая разница между дислокационным и фазовым пределами текучести до 1200 МПа реализуется в результате старения при 430^оС (10 ч) сплава с исходной развитой дислокационной структурой и частичной аморфизацией;

– функционально-механические характеристики сплава с мелкозернистой структурой изменяются незначительно;

– в материале с исходной крупнозернистой структурой комплекс функционально-механических характеристик существенно повышается.

Старение позволяет обеспечить эквивалентный уровень функционально-механических характеристик никелида в широком температурном интервале титана независимо от размера исходного зерна.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания (код проекта 0718-2020-0030).

ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ ОБРАЗОВАНИЯ ω -ФАЗЫ В ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОМ МЕТАСТАБИЛЬНОМ СПЛАВЕ Ti-22Nb-6Zr С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**Баранова А.П., Дубинский С.М., Прокошкин С.Д.***Национальный исследовательский технологический университет “МИСиС”, Россия,
Москва**baranova.al.pavlovna@yandex.ru*

На сегодняшний день сплав Ti-22Nb-22Zr (ат.%) с памятью формы является классическим перспективным материалом для биомедицинских имплантатов ввиду входящих в состав только биосовместимых компонентов и реализации нелинейного сверхупругого поведения с низким модулем упругости, близкого к поведению костной ткани. Активное изучение механических свойств данного сплава привело к обнаружению нетипичного эливарного эффекта при охлаждении в широком температурном интервале, тогда как при нагреве наблюдался пик, формирование которого вызвано выделением и растворением изотермической ω_{iso} -фазы. Получение двустороннего эливарного эффекта (при нагреве и охлаждении) в сплаве Ti-22Nb-6Zr является важной практической задачей, для реализации которой необходимо изучить особенности кинетики образования изотермической ω_{iso} -фазы. Кинетика формирования ω_{iso} -фазы в том числе и в зависимости от режима выхода в температурный интервал старения, а также морфологии выделившихся частиц были изучены на образцах сплава Ti-22Nb-6Zr (ат. %), подвергнутых холодной прокатке с истинной деформацией $\epsilon=0,3$ и последующему отжигу для получения полигонизованного (600°C, 30 мин) состояния β -фазы, с помощью рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии. Выход в температурный интервал формирования ω_{iso} -фазы осуществляли по четырем схемам: быстрый нагрев после быстрого (в воду) и медленного (2,5 град./мин) охлаждения, медленный нагрев после медленного охлаждения и медленным охлаждением в температурный интервал старения. Старение осуществляли при температурах от 250 до 375 °C и с выдержкой в течение 1 и 3 часов.

Установлено, что образование ω_{iso} -фазы наиболее интенсивно после быстрого охлаждения в воду и быстрого нагрева в интервал старения. Именно такая схема соответствует формированию наибольших внутренних напряжений, способствующих образованию ω_{iso} -фазы, тогда как медленное охлаждение и/или нагрев не приводят к генерации внутренних превращений и/или вызывают релаксацию уже существующих, и количество ω_{iso} -фазы в таких случаях крайне мало. Таким образом, контролирующим механизмом образования ω_{iso} -фазы в основном является сдвиг решетки, а не диффузионное перераспределение элементов. Показано, что в сплаве Ti-22Nb-6Zr $\beta \rightarrow \omega_{iso}$ превращение имеет выраженную С-образную кинетику с максимумом при 300 °C в интервале температур 250...375 °C, и практически не идет при температурах старения ниже 250 и выше 375 °C. Установлено, что в ходе старения после отжига при температурах 250, 300 и 375 °C 3 часа формируются частицы эллипсоидной формы. Соотношение ширины видимых проекций частиц к длине незначительно варьируется в диапазоне от $\sim 1/4$ для старения при 250 °C, 3 часа до $\sim 1/5$ для старения при 375 °C, 3 часа.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-73-10167, <https://rscf.ru/project/21-73-10167/>.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ И ПОСЛЕДЕФОРМАЦИОННОГО ОТЖИГА НА СВОЙСТВА ПРУТКОВ ИЗ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb
Лукашевич К.Е.¹, Шереметьев В.А.¹, Андреев В.А.², Прокошкин С.Д.¹, Браиловский В.³

¹НИТУ «МИСиС», Россия, Москва

²Промышленный центр «МАТЕК-СПФ», Россия, Москва

³Ecole de Technologie superieure, Канада, Монреаль

4lukash4@gmail.com

В настоящее время существует необходимость в разработке технологии получения биосовместимых металлических длинномерных прутков диаметром 4–7 мм, для изготовления спинальных имплантатов. Перспективным биоматериалом для изготовления медицинских изделий является метастабильный сплав на основе Ti-Zr-Nb, который обладает низким модулем Юнга и демонстрирует сверхупругое поведение при комнатной температуре. Механические и функциональные свойства сплава Ti-Zr-Nb, могут быть значительно улучшены путём термомеханической обработки (ТМО) за счет изменения структурно-фазового состояния и текстуры материала. Целью данной работы является изучение влияния горячей ротационной ковки (РК) с различными условиями охлаждения и последеформационного отжига (ПДО) на структуру и свойства сплава Ti-18Zr-15Nb (ат. %).

В данной работе слиток Ti-18Zr-15Nb (ат. %), полученный методом вакуумного дугового переплава, был подвергнут мультиосевой ковке с истинной деформацией $\epsilon = 3.5$ при 950-1050°С. Затем прутки деформировали методом РК ($\epsilon = 3.1$) для получения образцов диаметром 4,5 мм. РК проводили при 600 °С и 700 °С с охлаждением на воздухе или в воде. Далее прутки подвергали ПДО при 525 °С и 750 °С в течение 30 минут в атмосфере аргона с последующим водным охлаждением.

Высокотемпературная РК приводит к формированию динамической полигонизованной субструктуры β -фазы со средним размером зерна до 20 мкм в поперечном сечении. С увеличением скорости охлаждения размер зерна незначительно уменьшается. ПДО при 525 °С практически не влияет на структуру после РК. Статические испытания на растяжение показали, что сплав после ТМО демонстрирует низкий кажущийся модуль Юнга (≤ 51 ГПа). Образцы после РК при 600 °С имеют более высокие прочностные характеристики по сравнению с РК при 700 °С. Фазовый и дислокационный пределы текучести систематически выше для образцов после охлаждения на воздухе по сравнению с образцами с водным охлаждением. Сплав после РК при 700 °С демонстрирует лучшую обратимую сверхупругую деформацию по сравнению с РК при 600 °С. Разница в скорости охлаждения не оказывает существенного влияния на сверхупругость. Наилучшие функциональные характеристики продемонстрировал образец после режима ТМО, включающий РК700+Вода+ПДО525, который имел максимальное значение обратимой сверхупругой деформации ($\epsilon_r^{se}=3,4\%$). Такие высокие функциональные свойства обусловлены формированием субструктурой β -фазы, которая благоприятна для мартенситных превращений, а также острой текстурой в направлении $\langle 101 \rangle$.

Исследование выполнено за счет гранта РФФИ (проект № 20-63-47063).

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СТАРЕНИЯ СПЛАВА Ti-50.7 ат.%Ni НА ОСОБЕННОСТИ ЭВОЛЮЦИИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В ШИРОКОМ ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУР ДЕФОРМАЦИИ

Полякова К.А., Комаров В.С.
НИТУ «МИСис», Россия, Москва
vachiyar@yandex.ru

Сплавы на основе никелида титана (Ti-Ni) являются функциональными материалами, которые применяются в медицине и технике. Регулировать функциональные и механические свойства позволяет термомеханическая обработка. В заэквиатомных по никелю сплавах старение оказывает значительное влияние на фазовые превращения, температурный интервал восстановления формы, а также на свойства. Целью работы является определение режимов старения сплава Ti-50.7 ат.%Ni на особенности эволюции механических свойств в широком диапазоне температур деформации.

Материалом являлся пруток сплава Ti-50,7 ат.%Ni ($d=20$ мм), который был получен методом горячей радиально-сдвиговой прокатки (ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ»). В исходном состоянии размер рекристаллизованного зерна составлял 25 мкм. Температуры фазовых превращений исследовали с помощью дифференциально-сканирующей калориметрии (Metler Toledo DSC 3+) от -100 °C до $+100$ °C со скоростью нагрева/охлаждения 10 °C/мин. Испытания на растяжение проводили на универсальной испытательной машине Instron 5966 при трех температурах деформации: в жидком азоте (-196 °C), комнатная температура (25 °C) и в кипятке (100 °C), тем самым обеспечивали три различных фазовых состояния сплава: мартенситное состояние, R- фаза, аустенитное состояние. Все образцы деформировали при скорости 20 мм/мин. По полученным диаграммам деформации определяли фазовый и дислокационный пределы текучести, их разницу, предел прочности и относительное удлинение.

Результаты калориметрических исследований показали, что при увеличении времени старения с 1 до 10 ч в интервале температур 400 – 450 °C происходит изменение стадийности мартенситных превращений: с трехстадийного к двухстадийному, что связано с ростом частиц фазы Ti_3Ni_4 и более однородному распределению в зерне.

Испытания на растяжения показали, что наиболее высокие значения фазового предела текучести в исходном состоянии обусловлены высокой плотностью дислокаций, и, как следствие, стабилизацией B2-аустенита и препятствию протекания фазовых превращений. При температуре деформации 25 °C (R- фаза) увеличение времени старения с 1 до 10 ч в интервале температур 400 – 450 °C приводит к снижению фазового предела текучести. Предел прочности остается на уровне 1050 – 1150 МПа. При увеличении температуры деформации до 100 °C (B2-аустенит) происходит увеличение фазового предела текучести независимо от температуры и времени старения. Снижение температуры деформации до -196 °C (B19'-мартенсит) приводит к снижению фазового предела текучести, который остается на уровне 100-150 МПа.

Полученные результаты могут быть использованы при проведении фундаментальных исследований, а также при разработке и производстве функциональных устройств на основе никелида титана.

Работа выполнена при поддержке Гранта Президента № МК-5266.2022.4.

АКТУАТОРЫ ИЗ СПЛАВОВ С ЭПФ СИСТЕМЫ Ni-Ti В УСЛОВИЯХ ЭКСТРЕМАЛЬНОЙ НАГРУЗКИ

**Калашников В.С.¹, Коледов В.В.¹, Шавров В.Г.¹, Андреев В.А.², Несолонов А.В.¹,
Кучин Д.С.¹, Карелин Р.Д.²**

¹ *Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва*

² *Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН, Москва*

Vladimir.kalashnikovS@gmail.com

Представлены результаты экспериментального исследования протекания термоупругих превращений при термоциклировании образцов актуаторов из сплавов с ЭПФ системы Ti-Ni, подвергнутых термомеханической обработке горячей (ГК) и теплой ковкой (ТК), РКУП и их комбинацией в условиях термоциклирования под постоянной нагрузкой. Для каждого из образцов определены величины критических напряжений, при превышении которых в материале снижается обратимая и накапливается пластическая деформации при увеличении нагрузки (см. рисунок 1).

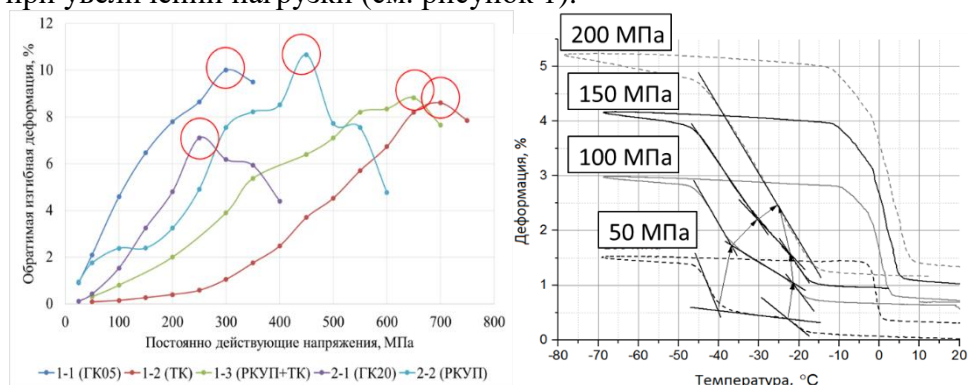


Рисунок 1 – Зависимость от постоянной нагрузки обратимой деформации (слева) и смещение температур превращения из B2 в R и из R в B19' (справа)

По данным зависимостей изгибной деформации от температуры и нагрузки определен коэффициент эффективности условной эластокалорической тепловой машины на основе использованных в настоящей работе материалов из сплавов системы Ni-Ti после различных деформационных обработок. Наилучшие результаты приведены в таблице – обратимая деформация $\varepsilon_r^{\sigma_{кр}}$ под постоянной критической нагрузкой $\sigma_{кр}$, температура конца превращения Мартенсит-Аустенит A_f и ширина полного интервала превращения при $\sigma_{кр}$, Δt удельная механическая работа образца из сплава с ЭПФ и затраченная при этом тепловая энергия q , Ki – коэффициент идеальности.

Таблица 1 – Функциональные свойства образцов и коэффициент идеальности.

Образец	$\varepsilon_r^{\sigma_{кр}}$, %	$\sigma_{кр}$, МПа	A_f при $\sigma_{кр}$, °C	Δt при $\sigma_{кр}$, °C	a изгиба при $\sigma_{кр}$, МДж/м ³	q при $\sigma_{кр}$, МДж/м ³	Ki , %
Однократное							
Условия срабатывания							
1-2 (ТК)	8,6	750	30	67	7,2	271,9	11,9
Многократное с учетом $\sigma-1 \leq 0,8\sigma_{кр}$							
Условия срабатывания							
1-2 (ТК)	5,7	600	20	59	3,8	246,4	7,7
1-3 (РКУП+ТК)	7,3	520	70	68	4,2	275,1	7,7

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ №22-19-00783.

СЕКЦИЯ 3
«ПРАКТИКА
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ
ОБРАБОТКИ»

ПОВЫШЕНИЕ КОНСТРУКТИВНОЙ ПРОЧНОСТИ ТОЛСТОСТЕННЫХ ТРУБ ВТМО ВИНТОВЫМ ОБЖАТИЕМ С ГРАДИЕНТНЫМ ОТПУСКОМ

Дементьев В.Б., Сухих А.А., Махнева Т.М.

Институт Механики, УдмФИЦ УрО РАН 1, Россия, Ижевск
demen@udman.ru

В работе [1] авторами для повышения конструктивной прочности труб предложена технология термической обработки на переменный по толщине стенки комплекс механических свойств. Термообработка включает сквозную закалку ТВЧ и градиентный по толщине стенки индукционный отпуск. В настоящей работе предложено вместо закалки использовать ВТМО винтовым обжатием. На примере трубных заготовок из сталей 30ХН2МФА и 38ХН3МФА показано, что ВТМО приводит к существенному повышению всего исследованного переменного по толщине стенки комплекса механических свойств с формированием у внутренней рабочей поверхности слоев материала более высокой прочности, пластичности и вязкости (рис. 1). Увеличиваются характеристики конструктивной прочности на внутреннее давление.

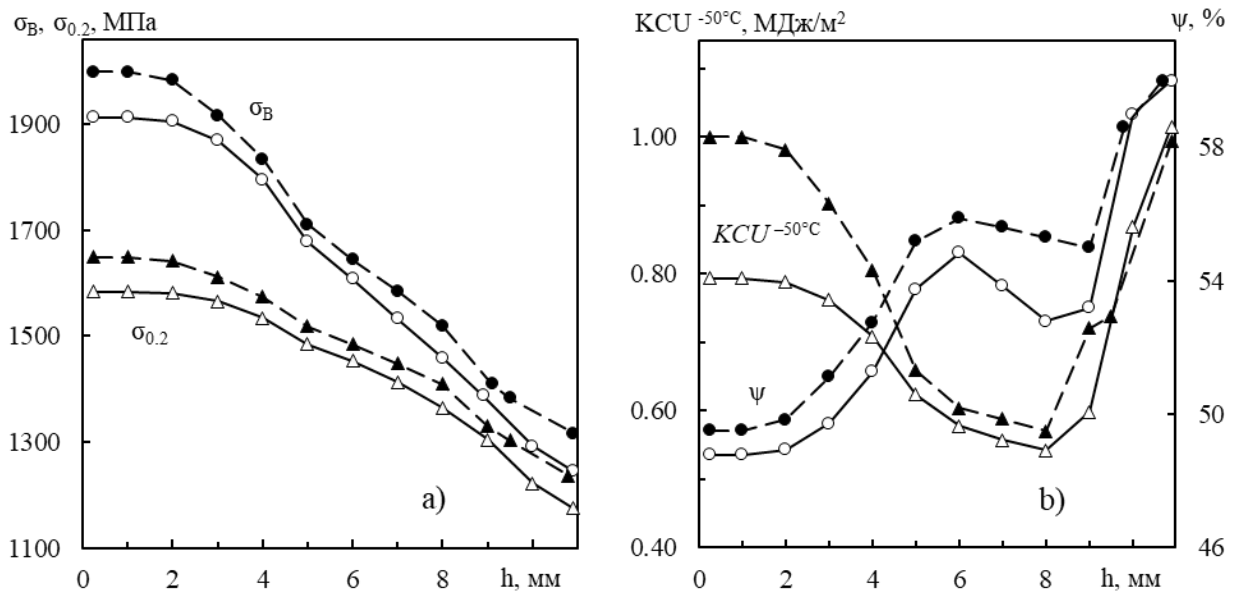


Рисунок 1 – Распределение характеристик прочности (а), пластичности и ударной вязкости (б) стали 38ХН3МФА по толщине стенки трубных заготовок:

—, o, Δ - закалка ТВЧ, ---, ●, ▲ - ВТМО;
o, Δ, ●, ▲ - экстраполированные экспериментальные точки

Установлено, что повышение механических свойств исследуемых сталей при ВТМО обусловлено: измельчением аустенитного зерна (в 2 раза), увеличением плотности дислокаций, формированием полигональной субструктуры; значительно меньшими размерами пакетов и кристаллов мартенсита; выделением при отпуске более дисперсных карбидов и более равномерным их распределением по структуре.

[1] Дементьев В. Б., Сухих А. А., Вылежнев В. П., Шаврин О. И. Формирование переменного комплекса механических свойств по толщине трубы при отпуске // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1998. № 12. С. 2-4.

ДЕФОРМИРУЕМОСТЬ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Ca**Наумова Е.А., Барыкин М.А., Рогачев С.О., Кузьмина А.О.***НИТУ «МИСус», Россия, Москва**jan73@mail.ru*

Исследовали два заэвтектических сплава Al-15%Ca и Al-18%Ca. Определенная ранее плотность сплава Al-18%Ca составляет около $2,5 \text{ г/см}^3$, а плотность сплава Al-15%Si составляет около $2,64 \text{ г/см}^3$. Из литературы известно, что ТКЛР чистого алюминия в интервале температур 20-100°C составляет примерно $24 \times 10^6 \text{ град}^{-1}$. В наших экспериментальных исследованиях был установлен ТКЛР сплава Al-18%Ca, который составил $13,8 \times 10^6 \text{ град}^{-1}$ (в интервале температур 20-100°C). Из работ по исследованию заэвтектических силуминов известно, что обычно такие значения ТКЛР наблюдаются в сплавах, содержащих 35 - 36%Si. Поскольку ТКЛР подчиняется закону аддитивности можно предположить, что у сплава Al-15%Ca он составит около $15,5 \times 10^6 \text{ град}^{-1}$ в данном температурном интервале. Все это говорит о возможности использования заэвтектических алюминиево-кальциевых сплавов в качестве лёгких материалов с пониженным ТКЛР.

Согласно данным РФА, в сплаве Al-15%Ca содержится более 30 об.% фазы Al_4Ca , а в сплаве Al-18%Ca - более 50 об.% Al_4Ca . Оба сплава в литом состоянии состоят из пластинчатых первичных кристаллов Al_4Ca и эвтектики [(Al)+ Al_4Ca].

Проводили динамическую осадку (Т нагрева образцов составляла 550°C) сплавов Al-15%Ca и Al-18%Ca на гидравлическом ковочном прессе ПВ-100. Затем было проведено наноиндентирование первичных кристаллов. Значения находятся в интервале от 199HV до 242HV. Это соответствует справочным данным по твердости соединения Al_4Ca в системе Al-Ca. То есть, деформация не меняет свойств интерметаллида. Согласно РФА сплава Al-18%Ca, периоды решетки Al_4Ca почти не меняются. Степень деформации при осадке составила от 50 до 60% для разных образцов, твердость образцов увеличилась в среднем от $50 \pm 10 \text{ HV}$ до $85 \pm 10 \text{ HV}$, а электропроводность практически не поменялась и осталась на уровне 6-7 мСм. После пластической деформации первичные кристаллы интерметаллида раздробились и перераспределились в объеме относительно равномерно.

Образец сплава Al-15%Ca толщиной 15мм прокатывали при температуре 550°C до листового образца толщиной 4 мм. Прокатку вели до появления небольших боковых трещин. Общая степень деформации составила, таким образом, 73%. Твердость после прокатки составила 86-90HV (по сравнению с 50HV в литом состоянии), то есть увеличилась более чем в 1,5 раза. Пластинчатые первичные кристаллы фазы Al_4Ca в процессе прокатки растрескались в продольном направлении на более тонкие пластины и изогнулись в направлении течения металла, огибая поры и мелкие включения.

Установлено, что заэвтектические сплавы системы Al-Ca, содержащие высокую долю первичных кристаллов Al_4Ca , в том числе и в форме длинных пластин, имеют высокую деформируемость при разных видах горячей деформации: прессовании, прокатке, ковке.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФ 20-19-00746.

**ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ С
НИЗКИМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА КАК СПОСОБ УВЕЛИЧЕНИЯ
СОПРОТИВЛЕНИЯ УДАРНЫМ НАГРУЗКАМ**

Федосеева А.Э.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Россия,
Белгород
fedoseeva@bsu.edu.ru*

12% Cr-3% Co стали с низким содержанием азота и высоким содержанием бора могут быть использованы в качестве материала изготовления лопаток и роторов паровых турбин для тепловых электростанций, работающих на суперсверхкритических параметрах (ССКП) пара ($T = 600-620^{\circ}\text{C}$, $P = 250-300$ атмосфер). Основными требованиями, предъявляемыми к современным материалам для лопаток паровых турбин, работающих на ССКП пара, является предел длительной прочности при температуре 650°C не менее 100 МПа, ударная вязкость при комнатной температуре не менее 59 Дж см^{-2} , предел текучести и предел прочности при комнатной температуре не менее 550 МПа и 700 МПа соответственно. Прочностные свойства 12% Cr-3% Co сталей достигаются за счет формирования неравновесной структуры троостита отпуска, стабилизированной карбидами M_{23}C_6 и карбонитридами МХ. Однако ударная вязкость такой структуры очень низкая, при комнатной температуре всего 30 Дж см^{-2} , что не соответствует предъявляемым требованиям. Низкая величина ударной вязкости 12% Cr сталей вызвана высоким содержанием дельта-феррита, границы которого декорированы непрерывной сеткой крупных частиц.

Для повышения сопротивления ударным нагрузкам были разработаны термомеханические обработки, направленные на снижение содержания доли дельта-феррита и крупных частиц, включающие в себя промежуточные чередующиеся операцииковки с большими степенями деформации и длительных отжигов при 1050°C . Было обнаружено, что термомеханические обработки обеспечивают существенное снижение объемной доли дельта-феррита до 1-2%, снижение численной плотности карбидов M_{23}C_6 вдоль границ мартенситной структуры, а также выделение большого числа обогащенных ванадием карбонитридов МХ по сравнению со стандартной термической обработкой. Термомеханические обработки повышают всю кривую температурной зависимости ударной вязкости на $30-50 \text{ Дж см}^{-2}$, включая нижний и верхний шельф энергии, при этом температура хрупко-вязкого перехода, определенная как среднее арифметическое значение между величинами энергии верхнего и нижнего шельфа и по внешнему виду разрушения, уменьшается с $70-65$ до $40-45^{\circ}\text{C}$ по сравнению со стандартной термической обработкой. Величина ударной вязкости сталей, подвергнутых термомеханической обработке, при комнатной температуре превышает 100 Дж см^{-2} . При низких температурах испытания (от -40°C до 25°C) ударная вязкость 12% Cr сталей, подвергнутых термомеханической обработке, составляет более 40 Дж см^{-2} .

Работы выполнены при поддержке внутривузовского гранта НИУ «БелГУ» «Молодые лидеры в науке» в рамках проекта «Наука XXI века» программы Приоритет-2030.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА АЛТЭК

Распосиенко Д.Ю.¹, Петрова А.Н.¹, Астафьев В.В.¹, Яковлева А.О.²

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, Российская Федерация, Екатеринбург

²Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Российская Федерация, Москва
dmitrijrasp@gmail.com

Исследованы микроструктура и механические свойства Al–Mn–Cu сплава АЛТЭК (Al–основа; 1.6 Cu; 1.8 Mn; 0.4 Zr; 0.15 Cr) в литом состоянии и после деформации различными методами. Основными методами деформации были кручение под высоким давлением (КВД), лабораторный метод интенсивной пластической деформации (ИПД) обеспечивающий достижение наибольших деформаций без разрушения образца, и радиально-сдвиговая прокатка (РСП), напротив, относящаяся к полупромышленным методам ИПД и позволяющая получать большегабаритные изделия. КВД проводили на n=10 и n=15 оборотов при комнатной температуре и 280° С. РСП осуществляли на опытно-промышленном стане РСП 14-40 при температуре 280 °С в два прохода без промежуточных отжигов по схеме Ø40→ Ø31→ Ø24 мм.

Электронно-микроскопический анализ показал, что микроструктура сплава в литом состоянии представлена алюминиевым твердым раствором, небольшим количеством дисперсных эвтектических прожилков фазы Al₂Cu и частицами фазы Al₆(Fe, Mn).

РСП сплава приводит к формированию преимущественно полосовой структуры, состоящей из субзерен длиной до 200 нм и высокодисперсных частиц Al₂₀Mn₃Cu₂ и Al₃Zr, обеспечивающей повышение предела текучести $\sigma_{0,2}$ и прочности σ_b сплава относительно литого состояния на 44 и 30 %, соответственно (таблица 1). Увеличение деформации при КВД вызывает еще большую фрагментацию структуры сплава и обеспечивает его значительное упрочнение. Так после КВД на n=15 $\sigma_{0,2}$ сплава увеличивается на 719 %, а σ_b – на 237 % (таблица 1). При повышении температуры деформации до 280° С происходит понижение прочностных характеристик, однако, пластичность сплава возрастает вдвое.

Таблица 1 – Прочностные характеристики сплава АЛТЭК после различных деформационных обработок

Состояние	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел прочности σ_b , МПа
Литой	57	166
РСП, 280°С	82	216
КВД, n=10, КТ	468	518
КВД, n=10, 280°С	379	445
КВД, n=15, КТ	467	560
КВД, n=15, 280°С	397	435

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ №22-23-00904.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СПЛАВОВ Mg-6%Ag И Mg-10%Gd ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И РОТАЦИОННОЙ КОВКИ

Темралиева Д.Р.¹, Мартыненко Н.С.¹, Серебряный В.Н.¹, Анисимова Н.Ю.^{1,3}, Киселевский М.В.^{2,3}, Визе Б.⁴, Виллумайт-Ремер Р.⁴, Рааб Г.И.⁵, Добаткин С.В.^{1,2}, Эстрин Ю.З.^{6,7}

¹Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

²НИТУ «МИСиС», Москва

³НМИЦ онкологии имени Н.Н. Блохина» Минздрава России, Москва

⁴Центр им. Гельмгольца в г. Гестхахт, Гестхахт (Германия)

⁵Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

⁶Университет им. Монаша, Мельбурн (Австралия)

⁷Университет Западной Австралии, Перт (Австралия)

diana4-64@mail.ru

В настоящее время магний и сплавы на его основе являются перспективными материалами для медицинского применения, так как обладают хорошей биосовместимостью. В данной работе было исследовано влияние равноканального углового прессования (РКУП) и ротационной ковки (РК) на структуру, механические и коррозионные свойства сплавов Mg-6%Ag и Mg-10%Gd. Сплавы гомогенизировали при 425 °С в течение 16 ч (Mg-6%Ag) и 525 °С и в течение 8 ч (Mg-10%Gd) с последующей закалкой в воде. РКУП проводили по маршруту Vc с постепенным снижением температуры обработки с 425 до 300 °С (шаг 25 °С). Температура РК снижалась с 400 до 300 °С с шагом 50 °С для сплава Mg-6%Ag, а для сплава Mg-10%Gd с 400 до 375 °С (шаг 25 °С). Суммарная логарифмическая степень деформации увеличивалась до 2,77.

Исследование микроструктуры сплавов показало, что РКУП и РК приводят к измельчению структуры сплавов и выпадению интерметаллических частиц. В исходном состоянии средний размер зерна в обоих сплавах составлял ~70 мкм. После РКУП он уменьшился до ~3-5 мкм и ~2,8 мкм, а после РК структура измельчилась до ~3-4 мкм и до ~1-2 мкм для сплавов Mg-6%Ag и Mg-10%Gd, соответственно. Исследование механических свойств показало, что РКУП сплава Mg-6%Ag приводит к снижению предела прочности с 239 ± 1 МПа до 224 ± 5 МПа и предела текучести со 162 ± 3 МПа до 44 ± 6 МПа. При этом относительное удлинение возрастает с $16,0 \pm 0,3$ % до $30,6 \pm 3,0$ %. В случае сплава Mg-10%Gd РКУП приводит к повышению предела прочности с 185 ± 4 МПа до 258 ± 2 МПа, предела текучести со 123 ± 7 МПа до 211 ± 1 МПа и относительного удлинения с $13,2 \pm 1,7$ % до $18,0 \pm 3,6$ %. РК приводит к повышению предела прочности с 209 ± 11 МПа до 348 ± 12 МПа и с 114 ± 16 МПа до 329 ± 5 МПа, при снижении относительного удлинения с $21,4 \pm 5,6$ % до $14,7 \pm 1,5$ % и с $13,8 \pm 2,9$ % до $10,3 \pm 0,8$ % для сплавов Mg-6%Ag и Mg-10%Gd, соответственно. Исследования коррозионной стойкости сплавов показало, что в случае сплава Mg-6%Ag на начальном этапе инкубации наблюдается сильный рост скорости коррозии после РКУП, далее с увеличением времени данный процесс замедляется. В случае сплава Mg-10%Gd скорость коррозии возрастает с увеличением инкубационного периода. Результаты исследования коррозионной стойкости после РК показали, что в случае сплава Mg-6%Ag ротационная ковка приводит к увеличению скорости деградации, в то время как в случае сплава Mg-10%Gd скорость деградации с увеличением времени выдержки ниже в образцах после РК, чем в образцах в исходном состоянии.

Работа выполнена при финансовой поддержке Государственного задания №075-00715-22-00.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПРОТЕКАНИЯ ПРОЦЕССОВ
РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПО ТОЛЩИНЕ ТОЛСТОЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ
СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ МАРОК СТАЛИ ПРИ ГОЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ
ДЕФОРМАЦИИ**

Новоскольцев Н.С., Сыч О.В., Хлусова Е.И.

*НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей», Россия, Санкт-Петербург
npk3@crism.ru*

Основными процессами, обеспечивающими измельчение зерна аустенита в листовом прокате из отечественных корпусных судостроительных марок стали при термомеханической обработке (термомеханической обработке, закалке с прокатного нагрева), являются процессы рекристаллизации. Кинетика рекристаллизационных процессов сильно зависит от химического состава стали и температурно-деформационных условий при горячей прокатке, которые могут значительно отличаться по толщине деформируемой заготовки. Неоднородность протекания рекристаллизации приводит к анизотропии механических свойств и структуры по толщине листа.

Целью работы является определение температурной и деформационной областей начала рекристаллизации и оценке степени ее протекания при однократной деформации и исследование рекристаллизации при моделировании черновой стадии прокатки на разных уровнях толщины деформируемой заготовки в процессе многократной деформации в ферритно-бейнитных, бейнитно-мартенситных и мартенситных сталях.

Исследования выполнялись на современном термопластическом симуляторе Gleeble 3800. Исследование динамической рекристаллизации при однократной деформации проводилось методом однократного изотермического сжатия при истинной деформации $\epsilon_{ист}=1$. Исследование статической рекристаллизации проводилось методом релаксации напряжений. Скорость деформации 1 с^{-1} была выбрана, т.к. является характерной для процесса прокатки на реверсивном стане.

Выполненные исследования позволили установить температурно-деформационные области действия процессов рекристаллизации аустенита для марок стали различного класса. Были определены закономерности протекания рекристаллизации во время проведения моделирования черновой стадии прокатки и промежуточного подстуживания, что позволило предложить усовершенствованные режимы высокотемпературной стадии прокатки, учитывающие особенности протекания рекристаллизационных процессов в γ -фазе в различных слоях по толщине промежуточных заготовок при прокатке толстых листов и обеспечивающие формирование мелкозернистой аустенитной структуры для судостроительных сталей ферритно-бейнитного, бейнитно-мартенситного и мартенситного классов.

СЕКЦИЯ 4
«ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ
ТЕРМИЧЕСКОЙ И
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ
ОБРАБОТКИ»

**АКУСТИЧЕСКИЕ КОЛЕБАНИЯ МАГИСТРАЛЬНОГО ГАЗОПРОВОДА КАК
ФАКТОР СВЕРХМНОГОЦИКЛОВОЙ КОРРОЗИОННОЙ УСТАЛОСТИ МЕТАЛЛА
ТРУБ****Арабей А.Б.¹, Ряховских И.В.¹, Истомина Т.Ю.², Капуткин Д.Е.², Преферансов Д.И.²,
Степанова В.А.²**¹ООО «Газпром ВНИИГАЗ», Россия, Московская обл., п. Развилки²МГТУ Гражданской Авиации, Россия, Москва*d.kaputkin@mstuca.aero*

Образование коррозионных повреждений стенок трубопроводов: трещин, язв и т.п., – обусловлено совместным действием эксплуатационных нагрузок, активной околотрубной среды и металлургических факторов [1].

Эффективным режимом магистральной транспортировки газа является его турбулентное течение (число Рейнольдса $Re = 10^6 \dots 10^{10}$), сопровождаемое колебаниями давления, вызывающими не исследованные ранее малые по амплитуде колебания механических напряжений в стенке трубы, проявляющееся в наблюдаемом на практике акустическом эффекте – «гудении» газопроводов. Воздействие этих колебаний напряжений стенки трубы сопровождается МГ на протяжении всего периода его эксплуатации (40-50 лет и более), а общее число накопленных циклов может достигать 10^{12} . Для таких процессов коррозионно-усталостные трещины могут зарождаться и развиваться при любом, сколь угодно малом уровне циклических напряжений [2]. По гипотезе авторов такие воздействия вызывают процесс сверхмногоциклового коррозионной усталости и могут быть одним из факторов коррозионного повреждения МГ. Колебания механических напряжений в стенке газопровода создают колебания в окружающем пространстве. Колебания окружающей среды можно фиксировать посредством измерения уровня звука акустическими методами.

Целью настоящей работы является оценка параметров собственных акустических колебаний линейной части МГ, которые могут оказывать влияние на интенсификацию процесса коррозионного повреждений металла труб при эксплуатации.

Теоретическая оценка и компьютерное моделирование показали, что возможно совпадение резонансных частот колебаний газа в трубопроводе и стенки трубы (при диаметре 1020 мм – около $n \cdot 800$ Гц, где n – номер гармоники).

Таким образом, акустические колебания стенки трубы МГ, инициированные турбулентным течением газа, могут приводить к интенсификации коррозионной повреждаемости при контакте стали с грунтовым электролитом.

Литература

1. Малкин А.И., Маршаков А.И., Арабей А.Б. Коррозия: материалы, защита. 2009, № 10. с. 1 – 15.
2. Шанявский А.А. Моделирование усталостных разрушений металлов. Синергетика в авиации. Уфа: Изд-во «Монография», 2007. – 500 с.

**ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВА INCONEL 718,
ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО СПЛАВЛЕНИЯ**

Пырин Д.В., Жиляков А.Ю.

*Кафедра термообработки и физики металлов, Уральский федеральный университет,
Российская Федерация, Екатеринбург
d.v.pyrin@gmail.com*

Для исследования были представлены металлические образцы из сплава Inconel 718. Аддитивный процесс выращивания образцов производился в вакуумной среде на установке Arcam A2X EBM. Шаг штриховки 100 мкм, толщина слоя 50 мкм. Плотность энергии от электронного пучка изменялась от 250 до 1000 Дж/мм³. Режимы электронно-лучевого сплавления (ЭЛС) приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Режимы ЭЛС образцов из сплава Inconel 718

№ режима	Ток пучка, мА	Скорость сканирования, мм/с	Напряжение, кВ	Толщина слоя, мкм	Плотность энергии, Дж/мм ³
1	10	2400	60	50	250
2	10	1500			400
3	10	600			1000
4	18	2400			450

Исследование проводилось как на образцах в исходном состоянии, так и на образцах, которые подвергались термической обработке. Термообработка заключалась в отжиге при 960 °С продолжительностью 1 час с последующим охлаждением до комнатной температуры на воздухе. После этого образцы были нагреты до 720 °С с выдержкой при этой температуре продолжительностью 8 часов, 2 часа охлаждались в печи до температуры 620 °С, выдерживались 8 часов в печи, после чего охлаждались на воздухе.

Особенности структуры и свойств сплава Inconel 718, полученного методом электронно-лучевого сплавления были изучены с помощью просвечивающей и растровой электронной микроскопии. Были проведены испытания на микротвёрдость и одноосное растяжение образцов как в исходном состоянии, так и после упрочняющей термической обработки. Установлено, что изменение скорости сканирования электронного пучка (при одинаковой силе тока) влечёт за собой изменение микротвёрдости, что связано с уменьшением размеров частиц упрочняющей γ -фазы. Показано, что традиционная упрочняющая термообработка позволит получить комплекс свойств, соответствующий стандарту, при условии полного проплавления порошка и отсутствия макродефектов в изделии.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ МОДУЛЕЙ УПРУГОСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ОТ 0 ДО 400 °С ТЕХНОЛОГИЯМИ НЕЙРОННЫХ СЕТЕЙ

Гусев А.Д., Маркова Г.В.

Тульский государственный университет. РФ. Тула

dkines07@gmail.com

Ввиду сочетания высоких физических, механических и технологических свойств алюминиевые сплавы применяются во многих областях деятельности: авиакосмической технике, строительстве, автомобилестроении и т.д. В некоторых из этих областей ставится вопрос об изменении механических свойств, таких как модуль упругости, под воздействием повышенных температур. Для температурных зависимостей модулей упругости (ТЗМУ) алюминиевых сплавов имеются расчетные модели в стандартах зарубежных стран (Aluminum Design Manual). Однако данные модели не могут использоваться для некоторых алюминиевых сплавов и нуждаются в дополнительной корректировке [1]. В данных условиях, можно обратиться к методам прогнозирования технологиями нейронных сетей (НС), так как они показывают свою более высокую точность, по сравнению с обычными методами [2].

Целью данной работы стала разработка прогностической модели на основе НС для прогнозирования ТЗМУ алюминиевых сплавов от 0 до 400 °С.

Обучение нейронной сети производилось в ППП STATISTICA. Для обучения использовались данные по температурным зависимостям алюминиевых сплавов (Д16, АД31, АМг4, АМг6, В95, АД35 и т.д) из различных источников. Проверка прогностической способности проводилась на значениях, которые не были включены в обучающий массив (сплав АД33) (см. рисунок).

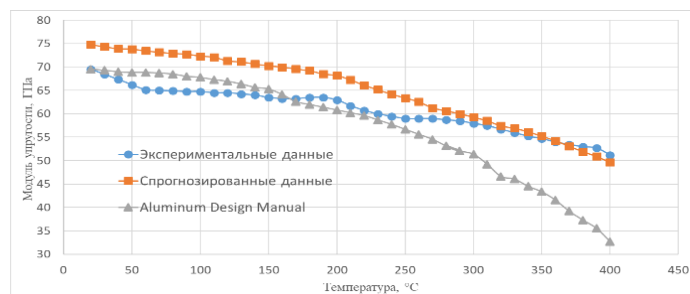


Рисунок 1 – Прогнозирование ТЗМУ алюминиевого сплава АД33 по экспериментальным данным [1], стандартам [2] и НС

Коэффициент корреляции спрогнозированных и экспериментальных данных $R=0,9$, что показывает перспективность использования нейросетевых технологий для прогнозирования при дальнейшем совершенствовании полученной нейронной сети.

[1] Mei-Ni Su, Ben Young. Material properties of normal and high strength aluminium alloys at elevated temperatures // Thin-Walled Structures – 2019. Vol. 137. – p. 463-471. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tws.2019.01.012>.

[2] Marchand D., Abhinav J., Glensk A., Curtin W.A. Machine learning for metallurgy I. A neural-network potential for Al-Cu // Physical review materials. – 2020. Vol. 4. № 10. – p.1-14. DOI: <https://doi.org/10.1103/PhysRevMaterials.4.103601>.

УПРОЧНЕНИЕ СРЕДНЕЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА TiNbZr БОРИДАМИ**Озеров М.С., Жеребцов С.В.***Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Россия,**Белгород**ozerov@bsu.edu.ru*

Несмотря на несомненные преимущества среднеэнтропийных сплавов системы Ti-Nb-Zr, в том числе низкий модуль упругости, высокую удельную прочность, отличную коррозионную стойкость и биосовместимость, применение этих сплавов ограничивается относительно низкими прочностными характеристиками, твердостью и износоустойчивостью. Значительного улучшения прочностных характеристик можно добиться за счет создания металломатричных композитов с высокопрочными керамическими армирующими частицами. Одним из наиболее привлекательных упрочнителей для сплавов на основе титана являются частицы TiB, которые хорошо сопрягаются с титановой матрицей без образования переходной области. При этом структура и механические свойства композитов зависят от многих переменных, в том числе от условий получения и объемной доли боридов. Эти вопросы широко исследованы для композитов на основе титана с ГПУ-решеткой и ОЦК бета-сплавов титана. Однако металломатричные композиты со среднеэнтропийной матрицей до настоящего времени практически не исследованы. Высокопрочная фаза TiB образуется в процессах литья или порошковой металлургии по реакции *in situ*. Однако взаимодействие бора с двумя другими элементами (Nb и Zr) сплава TiNbZr также возможно, однако образование таких боридов мало изучено. Данная работа посвящена исследованию структуры и свойств сплава TiNbZr с различным содержанием боридов.

Металломатричные композиты с различным содержанием TiB₂ (0,2, 2, 0,7 и 4 масс. %) были получены методом вакуумно-дугового переплава. Исходная микроструктура синтезированных композитов состояла из ОЦК матрицы и игольчатых моноборидов (Ti, Nb) B со средней толщиной 0,2, 0,4, 0,9 и 2,0 мкм, соответственно. EBSD показал измельчение микроструктуры с увеличением количества боридов: было обнаружено, что размер зерна матрицы TiNbZr составляет: 180 мкм, 130 мкм, 65 мкм и 50 мкм для четырех состояний, соответственно. В микроструктуре композитов всех состояний обнаружены участки с равноосными частицами ω-фазы диаметром ~ 10 нм. Композит с 0,2 масс. % TiB₂ показал наименьшее значение предела текучести 690 МПа и наибольшее относительное удлинение ~ 20 %. Наиболее высокие прочностные характеристики были достигнуты в композите с 4 масс. % TiB₂, в котором предел текучести достигал 900 МПа при пластичности 0,5 %.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда в рамках гранта № 22-19-00476. Исследования проводились с использованием оборудования Центра коллективного пользования Белгородского государственного национального исследовательского университета «Технологии и материалы» при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках договора № 075-15. -2021-690 (уникальный идентификатор проекта РФ---2296.61321X0030).

**ИЗУЧЕНИЕ УПРУГИХ СВОЙСТВ СИСТЕМЫ Ti-Nb-Zr МЕТОДОМ
МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ****Зеленина А.И.^{1,2}, Колотова Л.Н.³, Стариков С.В.⁴**¹МФТИ (НИУ), Россия, Долгопрудный²ОИВТ РАН, Россия, Москва³НИУ ВШЭ, Россия, Москва⁴ICAMS, Germany, Bochum

zelenina.ai@phystech.edu

Сплавы на основе титана, имеющие ОЦК-решётку, обладают аномальными механическими свойствами: низкими для металлов упругими константами, демонстрируют инвар- и элинвар-эффекты [1]. В связи с этим данные материалы имеют перспективы в сфере медицины, автомобильной, аэрокосмической и химической промышленности, благодаря биосовместимости, коррозионной стойкости и относительно низкому модулю Юнга [2]. Для прогнозирования свойств и поведения сплавов в реальных условиях необходимо изучить температурные зависимости упругих характеристик.

В данной работе рассчитаны упругие константы чистых веществ и сплавов методом молекулярной динамики с использованием пакета LAMMPS [3]. Проведено сравнение с существующими экспериментальными данными и *ab initio* расчётами. В приближениях Войта-Рейса-Хилла получены значения модулей Юнга и модулей всестороннего сжатия в широком диапазоне температур. Для сплава Ti-22Nb-6Zr и чистого Ti наблюдаются элинварные свойства, что согласуется с экспериментами [4]. Оценены значения коэффициента термического расширения. Также рассчитаны упругие константы титана с ГПУ-решёткой. Работа выполнена с использованием потенциала формата ADP для системы Ti-Nb-Zr, разработанного в 2022 году.

[1] Saito T. et al. Multifunctional alloys obtained via a dislocation-free plastic deformation mechanism // Science. – 2003. – Т. 300. – №. 5618. – С. 464-467.

[2] Leyens C., Peters M. (ed.). Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications. – John Wiley & Sons, 2003.

[3] Plimpton S. Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics // Journal of computational physics. – 1995. – Т. 117. – №. 1. – С. 1-19.

[4] Brailovski V. et al. Bulk and porous metastable beta Ti-Nb-Zr (Ta) alloys for biomedical applications // Materials Science and Engineering: C. – 2011. – Т. 31. – №. 3. – С. 643-657.

ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ Al-Cu-Mg СПЛАВА, ПОДВЕРГНУТОГО ОТП
Зуйко И.С., Малофеев С.С., Калининко А.А., Борисова Ю.И., Луговская А.С.,
Миронов С.Ю.

Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Россия,
Белгород
zuiiko_ivan@bsu.edu.ru

Обработка трением с перемешиванием (ОТП) - современная технология обработки материалов, основанная на сварке трением с перемешиванием (СТП). Она заключается в погружении вращающегося инструмента в материал и его последующем перемещении вдоль линии интереса. В силу физических особенностей материал подвергается одновременному воздействию очень больших пластических деформаций (истинная степень зависит от режима обработки и может достигать порядка 50) и высоких температур (~0,5-0,9 от температуры плавления), что приводит к формированию мелкозернистой (0.02-0.7мкм) рекристаллизованной структуры.

Однако ОТП термоупрочняемых сплавов приводит к огрублению, трансформации, растворению упрочняющих частиц вторых фаз, что в конечном счёте приводит к потере эксплуатационных характеристик, прежде всего прочности и выносливости. Для восстановления механических свойств термоупрочняемые сплавы необходимо подвергать после-сварочной термической обработке, которая включает в себя повторную закалку и искусственное старение. При этом материал в области СТП-швов склонен к аномальному росту зёрен.

В данной работе мы исследовали сварные соединения 3-х миллиметровых листов AA2519T6 (Al-5,64Cu-0,33Mn-0,23Mg, % вес.) сразу же после обработки трением с перемешиванием на установке AccuStir фирмы General Tool Company (США). Для исследования эволюции микроструктуры были варьированы условия сварки: от «низкой» температуры - скорость вращения 500 мин⁻¹ при скорости подачи 760 мм/мин до «высокой» - 1100 мин⁻¹ и 380 мм/мин. Далее полученные образцы сплава подвергались нагреву до температуры закалки (525°C). Было выявлено что структура после холодного режима (500мин⁻¹×760 мм/мин) более стабильна (Рис. 1). Для определения природы обнаруженного эффекта авторы предполагают провести исследования внутренней структуры методами растровой и электронной микроскопии.

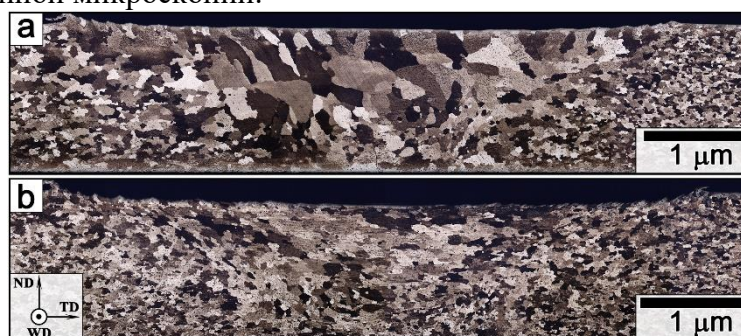


Рисунок 1 – Микроструктура сплава после ОТП по «горячему» (а) и «холодному» режиму и последующего нагрева до температуры закалки

Работы выполнены при поддержке внутривузовского гранта НИУ «БелГУ» «Молодые лидеры в науке» в рамках проекта «Наука XXI века» программы Приоритет-2030.

ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОСТНЫХ ИМПЛАНТАТОВ ИЗ СПЛАВА Ti-6Al-4V**Лезин В.Д.¹, Шереметьев В.А.¹, Власов Д.В.¹, Молчанов С.А.².**¹НИТУ МИСИС, Россия, Москва²ООО «КОНМЕТ», Россия, Москва

vyacheslavlezin@gmail.com

Активное развитие аддитивных технологий в последнее десятилетие открыло новые возможности для создания индивидуальных (персонализируемых) изделий сложной формы на основе пористых структур применяемых в качестве костных имплантатов. Наибольшее распространение среди аддитивных технологий благодаря своей универсальности, производительности и точности получаемой геометрии получил метод селективного лазерного плавления (СЛП). К наиболее актуальным задачам, направленным на совершенствование СЛП, относится оптимизация режимов (параметров плавления) способствующим повышению производительности и качества получаемых изделий как из стандартных медицинских титановых сплавов (Ti-6Al-4V), так и из новых сверхупругих сплавов на основе Ti-Zr-Nb.

Известно, что предлагаемый производителем установки СЛП режим, оптимальный для изготовления сплошного материала оказывается неподходящим для изготовления пористых структур с тонкими элементами конструкции. Так, при изготовлении структуры с ячейкой типа ромбический додекаэдр (размер перемычек около 250 мкм) штриховка лазера с шагом 60-100 мкм, занимает меньшую площадь, по сравнению с контуром. Как следствие происходит изменение плотности энергии при СЛП, что приводит к образованию дефектной пористости. Для изготовления пористого материала с необходимыми характеристиками были разработаны режимы СЛП с уменьшенным шагом штриховки и изготовлены 2 серии калибровочных образцов из сплава Ti-6Al-4V на установке СЛП TruPrint 1000. Показано, что образцы с минимальной дефектной пористостью изготовленные по оптимальным режимам СЛП демонстрируют повышенные (до 40%) прочностные характеристики в условиях сжатия.

Для повышения производительности СЛП на установке TruPrint 2000 были разработаны режимы с увеличенной толщиной слоя порошка до 40 мкм. На основании исследований микроструктуры образцов изготовленных по новым режимам установили наиболее оптимальные параметры СЛП, позволяющие синтезировать изделия со скоростью 15-17 см³/ч, что в 2 раза выше исходный вариант. Помимо ускорения процесса печати увеличение толщины слоя имеет положительное влияние на усталостную прочность, уменьшает накопление остаточных напряжений за счёт уменьшения градиента температур.

По результатам исследования были предложены новые режимы СЛП для системы TruPrint 1000 с улучшенным качеством изделий на основе пористых структур и для системы TruPrint 2000 с увеличенной скоростью построения изделия.

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 22-79-10299.

АНАЛИЗ УРОВНЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В КОМПАКТНЫХ ОБРАЗЦАХ ИЗ СТАЛИ 316L, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Кривилев М.Д.¹, Харанжевский Е.В.¹, Камаева Л.В.², Закирова Р.М.¹

¹Удмуртский государственный университет, РФ, Ижевск

²Удмуртский федеральный исследовательский центр, РФ, Ижевск

mk@udsu.ru

В работе исследовались режимы выращивания изделий методом селективного лазерного плавления из нержавеющей стали 316L (аналог марки 03X17H14M2). Изучалось влияние режимов на характеристики микроструктуры и уровень остаточных напряжений 2 рода. Металлографическое и СЭМ анализы показали, что в образцах возможно формирование протяженных трещин на стандартных режимах выращивания (рисунок 1а). При этом зарождение и рост трещин не связаны с наличием многочисленных одиночных и строчечных пор в образце (рисунок 1б).

Проведенный РСА и РФА показал, что в процессе селективного лазерного сплавления матрица сплавленного компактного образца демонстрирует значительные остаточные напряжения. Напряжения достигают величин до 200 МПа, что в условиях наличия множественных границ зон послойного оплавления приводит к возникновению и росту трещин. При помощи ПЭМ показано, что основным механизмом появления трещин является скопление дислокационных дефектов в матрице, причиной возникновения которых является локальная ВТО лазерным источником.

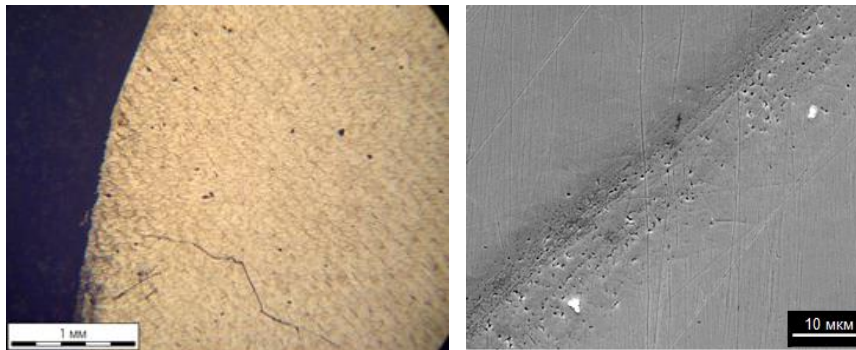


Рисунок 1 – Шлиф образца вдоль направления выращивания:
(а) металлография, (б) СЭМ

Таблица 1 – Фазовый состав, параметры решетки γ -Fe $\langle a \rangle$ (Co(Fe), ДРОН-6), средние размеры ОКР $\langle D \rangle$, значения главных макронапряжений $(\sigma_1 + \sigma_2)$

№ обр	Фазы	$\langle a \rangle$	$\langle D \rangle$, нм	$(\sigma_1 + \sigma_2)$, МПа
Н312	γ -Fe	3.5930 ± 0.0004	52	170
Н322	γ -Fe	3.5942 ± 0.0002	51	140
Н323	γ -Fe	3.5940 ± 0.0001	53	90
Н325	γ -Fe	3.5929 ± 0.0004	51	70

Работы выполнены при поддержке проекта ЕОТП-97 ГК Росатом.

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ МЕТОДАМИ ЛАЗЕРНОЙ 3D-ПЕЧАТИ, ПУТЕМ ВАРЬИРОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ

Базалева К.О.^{1,2}, Железный М.В.¹

¹Российский университет дружбы народов, Россия, Москва

²МГТУ «Станкин», Россия, Москва

bazaleevak@mail.ru

Известно, что металлические объекты, синтезированные методом селективного лазерного плавления (СЛП), обладают структурными особенностями:

– в их структуре наблюдается определенная иерархия – ванны расплава разбиты на области (фрагменты), которые в свою очередь состоят из множества столбчатых ячеек кристаллизации, внутри фрагмента ячейки имеют одинаковую кристаллографическую и геометрическую ориентировку;

– границы ячеек кристаллизации представляют собой объемные сплетения дислокаций, подобные тем, что флорируются при сильной пластической деформации;

– границы ячеек декорированы сегрегациями примесных атомов или частицами избыточной фазы;

– в объектах сохраняются высокие остаточные напряжения;

– наблюдается кристаллографическая текстура.

Во многих исследованиях показано, что изменение технологических параметров процесса СЛП (мощности лазерного излучения, скорости сканирования лазера, защитной атмосферы и др.) может существенно повлиять на качество формируемых объектов, а именно, на их пористость и наличие трещин. В этой работе показано, что, варьируя технологические параметры процесса, а именно, состав защитной атмосферы, можно изменить фазово-структурное состояние материала.

Часть образцов аустенитной стали 03X17H14M2 была выращена СЛП методом в защитной среде азота, а часть – в среде аргона, при этом, независимо от защитной среды, мощность лазера составляла 110 Вт, скорость сканирования 750 мм/с, расстояние между треками 50 мкм, использовалась шахматная стратегия плавления, процесс выращивания был проведен на установке TruPrint1000.

Проанализирована металлографическая структура стали, рентгеновским методом определен ее фазовый состав, а также параметр кристаллической решетки аустенита и интегральное уширение дифракционного пика (331), установлено значение микротвердости.

Было показано, что образцы, выращенные как в атмосфере азота, так и в атмосфере аргона имеют характерную ячеистую структуру, при этом размерных отличий элементов структуры не выявлено. Обе стали после СЛП находились в однофазном аустенитном состоянии с параметром решетки 3.5933 ± 0.0003 Å, интегральная ширина пика (331) составляет 1.07 ± 0.02 градуса. Микротвердость обеих сталей составляет 264 HV0.05. Однако эти образцы имеют существенно различную текстуру: на дифрактограмме образца, выращенного в атмосфере азота, максимальной интенсивностью обладает максимум (200), а на дифрактограмме образца, выращенного в среде азота, (220). Предположительно, этот результат объясняется различной скоростью охлаждения сплава при лазерной перекристаллизации в разной среде.

РАЗРАБОТКА НОВОГО ПОДХОДА К РАЗБИЕНИЮ ОБЛАСТИ РЕШЕНИЯ И УЧЕТА РЕОЛОГИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ ПРИ РАСЧЕТЕ ТЕКСТУРЫ С ПОМОЩЬЮ CPFEM

Арышенский Е.В.¹, Коновалов С.В.², Беглов Э.Д.³¹, Чинов В.Ю.¹

¹ Самарский Университет, Россия, Самара

² СибГИУ, Россия, Новокузнецк

³ АО «Арконик СМЗ», Россия, Самара
ar.evgenii@yandex.ru

Предложен новый подход к моделированию эволюции текстуры и заданию реологических свойств с помощью CPFEM, позволяющий повысить точность и скорость расчета. Суть подхода заключается в первоначальном разбиении области решения на несколько микро-доменов каждый из которых состоит из ансамбля содержащего порядка 1000 кристаллитов. Траектория деформации для микро-домена, будет рассчитывается методом конечных элементов. Когда траектория деформации определена, она разбивается на шаги по времени и, исходя из этого, определяются граничные условия деформации микрообъема, включающего ансамбль кристаллитов. Далее производится решение задачи о деформации микро-домена, при этом каждому кристаллиту соответствует один или несколько конечных элементов. Граничные условия на поверхности, ограничивающей микро-домен, задаются в соответствии с решением задачи в глобальном домене. Последующее формирование глобальной матрицы (домена) производится без изменений, как указано в многочисленных монографиях посвященных методу конечных элементов.

На рис. 1 приведены функции распределения ориентировок полученные в результате моделирования формирования текстуры при проработки литой структуры в сплаве 8011.

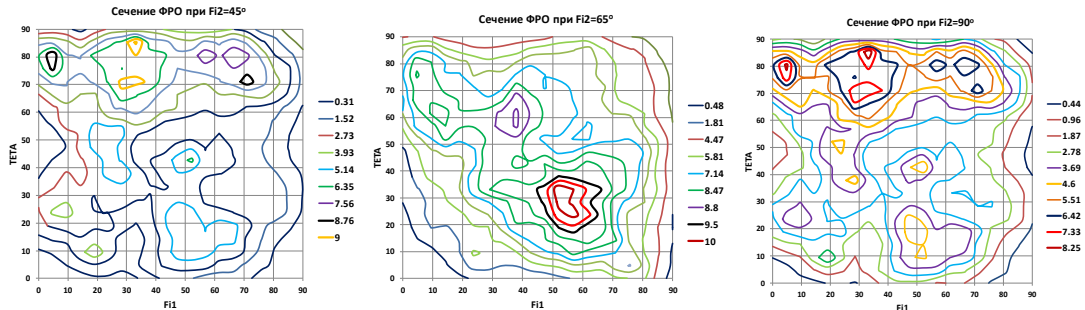


Рисунок 1 – Характерные сечения ФРО при моделировании прокатки сплава 8011

«Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 18-79-10099-П, <https://rscf.ru/project/21-79-03041/>».

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЖАРОСТОЙКОЙ КЕРАМИКИ, ПОЛУЧЕННОЙ
ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СИНТЕЗОМ****Харанжевский Е.В.¹, Кривилев М.Д.¹, Ипатов А.Г.²**¹Удмуртский государственный университет, РФ, Ижевск²Ижевская государственная сельскохозяйственная академия, РФ, Ижевск
eh@udsu.ru

Представлены результаты исследования структуры керамических жаростойких покрытий. Покрытия с твердостью до 36 ГПа, жаростойкостью до 1250 градусов Цельсия и рекордно низким коэффициентом сухого трения скольжения до 0,1 нанесены на образцы из никелевого авиационного сплава. Покрытия получены методом высокотемпературного лазерного синтеза порошковых материалов, содержащих нитрид циркония, силициды тантала и молибдена с добавками боридов тантала и циркония.

Структура покрытий исследована с применением методов сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с использованием энергодисперсионного рентгеновского микроанализатора, просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), включая ПЭМ высокого разрешения. Проведен рентгеноструктурный анализ (РСА) в температурном диапазоне от комнатной до 1000 градусов Цельсия. Установлены закономерности формирования фаз в зависимости от состава и температуры эксплуатации покрытий. Исследование триботехнических свойств жаростойких покрытий позволило установить интенсивность изнашивания, коэффициент трения, удельную работу и механизмы изнашивания при сухом трении скольжения по закрепленному абразиву (корунд, кремний) и по диску из стали ХВГ. Проведены исследования микротвердости жаростойких покрытий по методу восстановленного отпечатка и сопротивления упругопластическому деформированию при микроиндентировании.

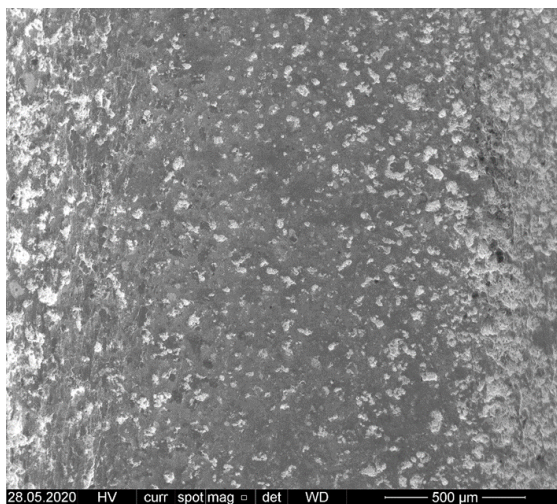


Рисунок 1 – Вид поверхности образца с керамическим покрытием после испытаний на жаростойкость при 1250 °С

Работы выполнены при поддержке РФФ 19-79-20012.

РЕНТГЕНОФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ag–С, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ

Московский С.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Россия, Новокузнецк
psk-svm@yandex.ru*

Проведено формирование покрытий системы Ag–С на скользящих электрических контактах электровзрывным методом. Формирование покрытий производилось в трех различных режимах. Детали режимов формирования покрытий опушены для обеспечения патентоспособности. Результаты исследования покрытий методом рентгенофазового анализа (РФА) приведены на рисунке 1.

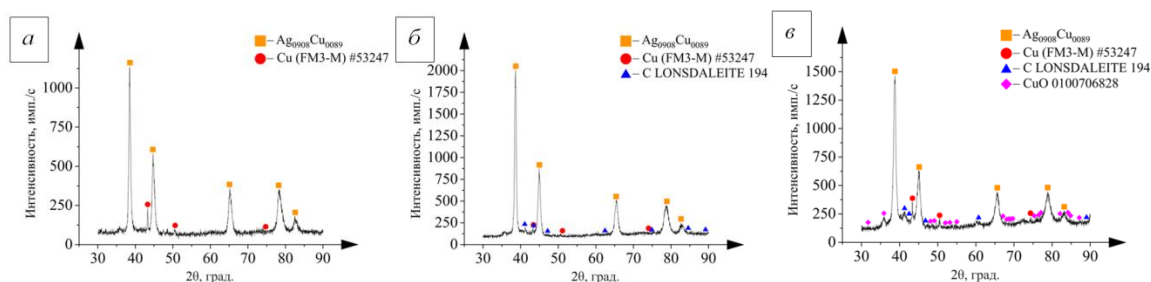


Рисунок 1 – Результаты рентгенофазового анализа покрытий системы Ag–С, полученных в режимах 1–3, соответствующие буквенные обозначения *a – в*

В покрытии № 1 по средствам РФА было обнаружено две фазы, среди которых доминирующей является $Ag_{0908}Cu_{0089}$ с массовой долей 94,55 %. Значение области когерентного рассеяния (ОКР) составляет 33,4 нм, а параметр кристаллической решетки a – 4,0374 Å. Второй фазой, на которую приходится оставшиеся 5,45 % массы покрытия, является Cu (FM3-M) #53247. Параметр ее ОКР равняется 138,62 нм. В тоже время параметр кристаллической решетки a Cu (FM3-M) #53247 составляет 3,6117 Å.

В покрытии № 2 обнаружено 3 фазы, при этом наибольшей массовой долей 91,25 % обладает фаза C LONSDALEITE 194. Ее ОКР равна 8,13 нм, а параметры кристаллической решетки a и c – 2,5391 Å и 4,0432 Å, соответственно. Массовая доля фазы $Ag_{0908}Cu_{0089}$ сократилась до своего минимума 8,62 %, как и параметр кристаллической решетки a , снизившийся до 4,0274 Å. При этом ее ОКР возрос до максимума 91,75 нм. Наименьшей массовой долей в рассматриваемом образце обладает фаза Cu (FM3-M) #53247, содержание которой снизилось до минимума в 0,13 %. В тоже время Ее ОКР достиг своего максимума 408,09 нм. Параметр кристаллической решетки a возрос до 3,6162 Å.

В покрытии № 3 обнаружено 4 фазы, среди которых наибольшей массовой долей 81,47 % обладает фаза C LONSDALEITE 194. Массовая доля фазы $Ag_{0908}Cu_{0089}$ возросла до 15,03 %. Также наблюдается фаза CuO 0100706828, массовая доля которой равна 2,91 %. Наименьшей массовой долей 0,59 % обладает фаза Cu (FM3-M) #5324.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-4292.2022.4.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ ЕДИНИЧНЫХ ТРЕКОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ СМЕСИ ПОРОШКОВ Ti, Al, Nb ПРИ ВАРЬИРУЕМЫХ ПАРАМЕТРАХ ПРОЦЕССА СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Долбачев А.П.

НИТУ «МИСиС», Россия, Москва
adolbachev1@gmail.com

Интерметаллиды на основе γ -TiAl считаются перспективными материалами для замены никелевых суперсплавов. Однако изготовление сплавов на основе γ -TiAl по-прежнему затруднено из-за их низкой пластичности при комнатной температуре. Изделия, получаемые традиционными методами, требуют длительных циклов обработки и высоких инвестиционных затрат. Селективная лазерная плавка является перспективной технологией аддитивного производства TiAl. Но из-за сложности изготовления порошков сложных сплавов для аддитивного производства ассортимент коммерчески доступных материалов ограничен. Решение этой проблемы может быть найдено путем использования механической смеси элементарных порошков и непосредственному синтезу требуемого сплава на месте.

В работе исследовалась и оценивалась возможность синтеза смеси, состоящей из элементарных порошков Ti, Al, Nb в процессе селективного лазерного плавления.

На машине SLM 280 HL из смеси порошков Ti45Al5Nb (ат.%) были получены 12 единичных треков (рис. 1) длиной 10 мм с использованием различных режимом сплавления. Для предотвращения воздействия кислорода рабочая камера была заполнена аргоном (99,9 %). Значения мощности варьировались от 100 до 200 Вт, а скорости от 200 до 675 мм/с соответственно. Толщина слоя порошка составляла 30 мкм.

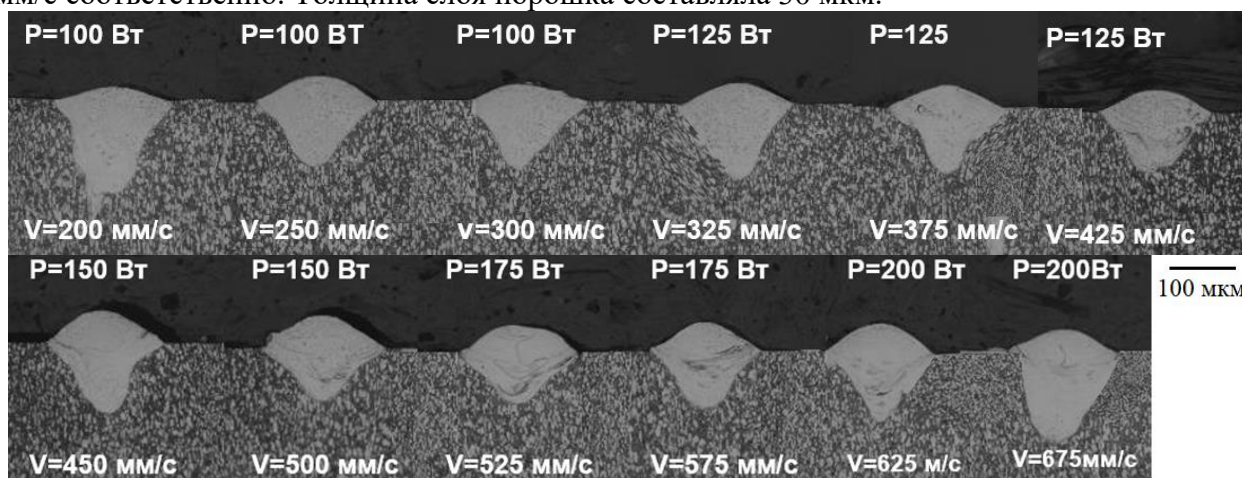


Рисунок 1 – Поперечные сечения единичных треков при различных режимах сплавления (СЭМ)

В результате проведенной работы были успешно получены единичные треки из смеси порошков Ti, Al и Nb. Анализ морфологии поверхности единичных треков показал, что бездефектные треки удалось получить при использовании мощности лазера в интервале от 100 до 150 Вт и скоростях сканирования от 200 до 450 мм/с. При значениях скорости начиная от 500 мм/с и выше треки начинают терять свою стабильность в результате чего на поверхности трека образуются "шарики". Изменение содержания алюминия в полученных треках можно объяснить его диффузией в подложку из сплава ВТ6.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-33-90077 Аспиранты.

СЕКЦИЯ 1
СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ

О МЕХАНИЗМЕ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ**Гундырев В.М., Зельдович В.И.***Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Россия, Екатеринбург
zeldovich@imp.uran.ru*

В феноменологической теории мартенситного превращения (ФТМП) деформация формы записывается как произведение трех матриц: $P_1=RPB$, где B – чистая деформация решетки аустенита для получения решетки мартенсита (деформация Бейна), P – деформация мартенсита при инвариантной решетке, R – поворот мартенситной пластины [1]. ФТМП позволяет рассчитать кристаллографические параметры мартенситного превращения, но она не дает описание механизма превращения. В нашей, кристаллографической теории (КТМП) используется произведение из четырех матриц: $P_1=R_1PB_1\Gamma$, где Γ – сдвиг по плоскости двойникования в направлении двойникования решетки аустенита; B_1 – деформация сжатия-растяжения в трех взаимно перпендикулярных направлениях, образованных направлением сдвига, нормалью к плоскости сдвига и поперечным направлением; P – деформация мартенсита при инвариантной решетке, такая же, как в ФТМП; R_1 – поворот мартенситного кристалла для получения инвариантной плоскости, который мы назвали релаксационным [2]. Угол поворота R_1 много меньше угла поворота R . Деформация сдвига в КТМП такая же, как первый сдвиг в двухсдвиговой схеме мартенситного превращения Курдюмова-Закса [3]. Релаксационный поворот – новая характеристика превращения, полученная в КТМП.

КТМП была применена для описания механизма превращения в $TiNi$ и в сплавах Гейслера с многослойной структурой мартенсита. Кристаллографические расчеты показали, что угол релаксационного поворота в $TiNi$ равен 1.04 градуса, в сплавах Гейслера – 0.19-0.36 градусов, в сплавах железа – 1.75-1.85 градусов. Очевидно, что при больших значениях угла поворота в сплавах железа происходит пластическая деформация мартенсита скольжением, и термоупругое поведение невозможно.

Релаксационный поворот кристалла мартенсита должен вызывать упругие изгибы решетки, которые приводят к рассеянию текстуры мартенсита. Была измерена величина рассеяния текстуры мартенсита в стали 37ХН3А, в $TiNi$ и в сплаве Гейслера $Ni-Mn-In$. Было показано, что величина рассеяния текстуры мартенсита связана с углом релаксационного поворота. Этот результат подтверждает, что КТМП описывает реальный механизм мартенситного превращения в исследованных сплавах.

[1] Wechsler M.S., Lieberman D.S., Read T.A. On the Theory of the Formation of Martensite // Trans. AIME. 1953. V.197. P.1503-1515.

[2] Гундырев В.М., Зельдович В.И., Счастливцев В.М. Кристаллографический анализ и механизм мартенситного превращения в сплавах железа //ФММ. 2020. Т.121. №11. С.1142-1161.

[3] Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.: Наука. 1977. 238 с.

Работа выполнена в рамках государственного задания по темам «Структура» Г.р. № 122021000033-2 и «Давление» Г.р. № 122021000032-5.

**ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И ПОВЕРХНОСТИ
РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛА НЕРАЗЪЕМНОГО СОЕДИНЕНИЯ, ВЫПОЛНЕННОГО
ЭЛЕКТРОДУГОВЫМ СПОСОБОМ С ПРИМЕНЕНИЕМ
УГЛЕРОДФТОРСОДЕРЖАЩЕЙ ДОБАВКИ**

Крюков Р.Е., Михно А.Р., Жуков А.В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Россия, Новокузнецк

rek_nzrmk@mail.ru

В последнее время наблюдается опережающее развитие технологий электродуговой сварки и создание широкого многообразия новых сварочных материалов, и расширение областей их использования. Использование углеродфторсодержащих материалов во флюсах открыло новые технологические возможности в повышении качества макроструктуры стальных сварных соединений по содержанию неметаллических включений и газовых пор. Однако недостаток данных о структурно-фазовых состояниях, дислокационной субструктуре и морфологии поверхностей разрушения сварных швов, полученных с использованием новых флюсов из шлака силикомарганца и углеродфторсодержащей добавки (ФД-УФС), сдерживает прогресс этого перспективного направления.

Целью НИР является обоснование, за счет проведения подробных исследований структурно-фазовых состояний металла сварного шва, совместного применения флюса из шлака силикомарганца и ФД-УФС для электродуговой сварки.

Сварку под флюсом, на основе шлака производства силикомарганца с применением ФД-УФС в количестве 6% (образец 1) и без нее (образец 2) производили встык без скоса кромок с двух сторон на образцах листовой стали марки 09Г2С. Процесс проводили проволокой Св-08ГА с использованием сварочной установки АСАW-1250 при режимах: $I_{св} = 700$ А; $U_{д} = 30$ В; $V_{св} = 35$ м/ч. Исследования структуры поверхности разрушения и поверхности травления металла сварного шва анализировали методами сканирующей электронной микроскопии. Травление поверхности образцов осуществляли путем облучения импульсным электронным пучком на установке «СОЛО»

Методами СЭМ и ПЭМ проведены исследования структуры и фазового состава, поверхности разрушения металла сварного шва. Выявлено, что в сварном шве №1 (флюс из шлака силикомарганца с добавкой ФД-УФС) частицы второй фазы расположены хаотически, а в сварном шве №2 (без добавки), частицы второй фазы декорируют границы зерен феррита. Анализ структуры поверхности разрушения исследуемых сварных швов выявил наличие неметаллических включений, характерных преимущественно для сварного шва №2 (без добавки), что может указывать на его повышенную хрупкость, по сравнению со сварным швом №1 (с добавкой ФД-УФС). Показано, что структура металла сварного шва №2 характеризуется более высоким уровнем внутренних полей напряжений (относительно металла сварного шва №1) и, возможно, большим количеством концентраторов напряжений, которые могут приводить к охрупчиванию материала.

**ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ НА СКЛОННОСТЬ К ОХРУПЧИВАНИЮ
МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181****Полехина Н.А.¹, Линник В.В.¹, Литовченко И.Ю.¹, Алмаева К.В.¹, Чернов В.М.²,
Леонтьева-Смирнова М.В.²**¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, Томск*²*ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара, Россия, Москва**nadejda89tsk@yandex.ru*

Жаропрочная малоактивируемая высокохромистая ферритно-мартенситная сталь ЭК-181 с (Fe-12Cr-2W-V-Ta-B) является приоритетным конструкционным материалом для ТВЭЛов и активной зоны реакторов на быстрых нейтронах, а также разрабатываемых термоядерных реакторов. Известно, что ферритно-мартенситные стали, как ОЦК материалы, склонны к низкотемпературному охрупчиванию при понижении температуры, что накладывает ограничение на нижнюю границу их рабочего температурного интервала в ядерной технике.

В настоящей работе исследовано влияние высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО: нагрев до $T = 1100$ °С (1 ч) + горячая пластическая деформация прокаткой в области аустенита ($\epsilon \approx 50$ %) + закалка в воду + отпуск при 720 °С (1 ч)) на закономерности низкотемпературного охрупчивания стали ЭК-181 в температурном интервале от -196 до 100 °С, по сравнению с традиционной термической обработкой (ТТО: закалка от 1100 °С (1 ч) + отпуск при $T = 720$ °С (3 ч)).

Показано, что ВТМО приводит к одновременному повышению предела текучести стали в исследуемой области температур и увеличению ее ударной вязкости при испытаниях на ударный изгиб по Шарпи, практически не сдвигая температуру ее вязкохрупкого перехода ($T_{\text{хв}}$). Выявлена корреляция между значениями $T_{\text{хв}}$, определенными по температурной зависимости ударной вязкости (ТТО: $T_{\text{хв}} \approx -7$ °С; ВТМО: $T_{\text{хв}} \approx -15$ °С), и по результатам подсчетов площадей, занимаемых хрупким и вязким изломом на фрактографических изображениях (ТТО: $T_{50} \approx -6$ °С; ВТМО: $T_{50} \approx -18$ °С).

При испытаниях образцов стали неразрушающими методами механической спектроскопии установлено, что температурная зависимость величины динамического вязкого торможения дислокаций оказывается чувствительна к структурному состоянию стали (после ТТО или ВТМО), обеспечивающему различный уровень ее прочностных свойств. После ВТМО наблюдается повышение, по сравнению с ТТО, уровня вязкого торможения дислокаций без заметного изменения температуры $T_{\text{хв}}$.

Исследования методами просвечивающей электронной микроскопии микроструктуры стали в области разрушения ударных образцов показали, что температура ударных испытаний оказывает существенное влияние на тип формирующейся дислокационной субструктуры.

Обсуждается связь микроструктурных параметров с механическими свойствами на растяжение и ударный изгиб, особенностями пластической деформации и механизмами разрушения стали ЭК-181 после ТТО и ВТМО в области хладноломкости.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-00231, <https://rscf.ru/project/21-79-00231/>.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ЧИСТОГО Zn И СПЛАВА Zn-1%Mg ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

**Мартыненко Н.С.¹, Анисимова Н.Ю.^{1,3}, Рыбальченко О.В.¹, Киселевский М.В.^{1,3},
Просвирнин Д.В.¹, Колтыгин А.В.², Белов В.Д.², Добаткин С.В.^{1,2}**

¹Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, Москва

²НИТУ «МИСиС», Россия, Москва

³НМИЦ онкологии имени Н.Н. Блохина Минздрава России, Россия, Москва

nataliasmartynenko@gmail.com

Сплавы на основе Zn являются перспективными медицинскими материалами для создания биорезорбируемых имплантатов. Они обладают хорошей биосовместимостью и скоростью биодеградации, подходящей для заданного применения. Однако механические свойства медицинских цинковых сплавов неприемлемо низкие. Поэтому целью данной работы было изучение влияния кручения под высоким давлением (КВД) на механические свойства, скорость деградации и биосовместимость *in vitro* чистого Zn и сплава Zn-1% (вес.) Mg. КВД проводили на дисках диаметром 20 мм и толщиной 1,5 мм при комнатной температуре под давлением 4 ГПа (N = 10).

КВД существенно измельчает микроструктуру исследуемых материалов вплоть до ультрамелкозернистого состояния. Такое измельчение зерна приводит к росту предела прочности чистого цинка с 89 ± 6 МПа в исходном состоянии до 260 ± 21 МПа после КВД. В случае сплава Zn-1%Mg наблюдается рост предела прочности со 156 ± 3 МПа до 459 ± 25 МПа. Кроме того, после КВД происходит рост пластичности чистого цинка с $5,0 \pm 1,0\%$ до $58,1 \pm 21,1\%$ и сплава Zn-1%Mg с $0,2 \pm 0,1\%$ до $6,3 \pm 3,3\%$.

Исследование скорости деградации показало, что измельчение микроструктуры не приводит к ухудшению коррозионной стойкости материалов. После 8 дней инкубации литого чистого цинка в растворе на основе среды DMEM (Dulbecco's Modified Eagle Medium) скорость деградации составляет $0,16 \pm 0,04$ мм/год, в то время как исходного сплава Zn-1%Mg – $0,16 \pm 0,03$ мм/год. После КВД значения скорости деградации составляют $0,21 \pm 0,06$ и $0,21 \pm 0,03$ мм/год для чистого Zn и сплава Zn-1%Mg, соответственно.

Исследование биосовместимости *in vitro* проводили путем оценки гемолиза эритроцитов, жизнеспособности лейкоцитов и способности остеогенных клеток к колонизации поверхности образцов. Статистический анализ полученных данных, показал, что ни один из исследованных материалов не демонстрирует достоверную гемолитическую активность. Также можно сделать вывод о том, что КВД не влияет на изменение данного параметра биологической активности. Изучение влияния исследуемых материалов на выживаемость лейкоцитов после инкубации *in vitro* показало, что изменение химического состава и обработки сплавов влияет на проявление их цитотоксичности разнонаправленно. Так было установлено, что чистый цинк в исходном состоянии достоверно угнетает выживаемость клеток при коинкубации ($p = 0,02$). Однако, чистый цинк после КВД не вызывает достоверного снижения жизнеспособности клеток в сравнении с контролем ($p > 0,05$). С другой стороны, исходный сплав Zn-1%Mg не оказывает достоверного цитотоксического воздействия, тогда как после КВД эффект угнетения жизнеспособности лейкоцитов статистически значим ($p = 0,03$). Исследование и способности остеогенных клеток к колонизации поверхности образцов показало, что КВД чистого цинка способствует снижению колонизации клетками поверхности образцов ($p \ll 0,001$). При этом КВД сплава Zn-1%Mg не влияет на данный параметр ($p > 0,05$).

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-13-00024.

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ Fe И Ni НА ТЕМПЕРАТУРУ β -ТРАНСУСА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ВТ14

Постникова М.Н., Котов А.Д.

НИТУ «МИСиС», Россия, Москва
sitkina.m@misis.ru

Большое число научных исследований проведено с целью повышения эффективности производства титановых сплавов путем снижения температуры и напряжений, необходимых для осуществления метода сверхпластической формовки (СПФ) для изготовления деталей сложной формы с уникальной геометрией. Одним из подходов к снижению температуры СПФ является легирование элементами β -стабилизаторами с высокой диффузионной способностью, которые увеличивают коэффициент диффузии β -фазы, такими как Fe и Ni.

Объектами исследования являлись листы сплавов на основе системы Ti-4Al-3Mo-1V с концентрацией Fe и Ni от 0,5 до 2 % масс. %: Ti-4Al-3Mo-1V-0,5/1,0/2Fe-0,1В и Ti-4Al-3Mo-1V-0,5/0,9/1,8Ni-0,1В.

Увеличение содержания железа и никеля в сплавах 0,5-2Fe и 0,5-1,8Ni привело к росту объемной доли β -фазы и смещению оптимального температурного диапазона сверхпластичности в сторону низких температур, что было показано по результатам вакуумного отжига в интервале температур 650-850 °С. Анализ результатов испытаний на одноосное растяжение в температурном диапазоне 625-775 °С показал, что благодаря снижению температуры β -трансуса и повышению коэффициента диффузии увеличение содержания Fe и Ni значительно улучшает показатели сверхпластичности. Сплавы демонстрировали удлинения до разрушения 500-1000 % в температурном диапазоне 625-775 °С и постоянной скорости деформации 0.001 1/с. Легирование 0,9 % Ni и 0.5% Fe уже достаточно для обеспечения высоких относительных удлинений и показателя $m=0.5$ при температурах деформации 700-775 °С, а при снижении температуры до 625 °С необходимо увеличение концентрации Ni до 1,8 % и Fe до 2 %.

Анализ механических свойств при комнатной температуре исследуемых сплавов после сверхпластической деформации (при температуре 775 °С) до 100 % показал увеличение предела текучести и предела прочности, и небольшому снижению пластичности при повышении концентрации Fe и Ni. В результате удалось повысить предел прочности на 100-250 МПа по сравнению с промышленным сплавом ВТ14, при небольшом снижении пластичности на 1-2 %.

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ №21-79-10380.

МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ПЛОСКИХ ОБРАЗЦОВ ИЗ МОНОКРИСТАЛЛОВ МОЛИБДЕНА В ФУНКЦИИ ДЕФОРМАЦИИ ПРОКАТКОЙ

Ермишкин В.А., Минина Н.А., Палий Н.А., Байкин А.С., Томенко А.К.

*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук,
Россия, Москва,
minina51@rambler.ru*

Целью настоящей работы было изучение кристаллографических и микроструктурных особенностей разрушения плоских образцов из монокристаллов молибдена, которые с помощью прокатки были доведены до толщины 0,5 мм с исходной толщины 1 - 1,5 мм. Длина рабочей части образцов составляла 10 с шириной 4 мм. Механические испытания образцов проведены на испытательной машине Инстрон - 3382 со скоростью деформирования $\dot{\varepsilon} = 2,78 \cdot 10^{-5}$ 1/с при комнатной температуре. Машинные диаграммы растяжения испытанных образцов были преобразованы в диаграммы с истинными значениями координат с помощью формул:

$$\sigma_i = \sigma \cdot (1 + \varepsilon); \quad \varepsilon_i = \ln(1 + \varepsilon)$$

где: σ_i , ε_i , - истинные значения напряжений и деформаций, а σ , ε – их условные значения. Формулы были получены на основе предположения о неизменности объема рабочей части образца при его деформировании. Образцы имели ось, ориентированную в направлении [110], а нормаль к их рабочей поверхности ориентирована в направлении [001]. При заданной кристаллогеометрии образцов в них были задействованы четыре системы скольжения вида $\{110\} \langle 111 \rangle$, что приводило к формированию в образцах кристаллографических трещин в направлении $\langle 011 \rangle$. При этом в относительно тонких образцах формировалась пара трещин с углом встречи 90° . Образцы, прокатанные из более толстых заготовок, имели наклон к оси растяжения образцов [110] $71^\circ 57'$. Образцы, испытывавшие наибольшую осадку в процессе прокатки, разрушались от трещины перпендикулярной к оси образца. Данные механических испытаний образцов приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Результаты механических испытаний монокристаллических образцов.

№ образца	Удлинение, ε_f	Поперечное сужение, ψ	Предел текучести, σ_0 , (МПа)	Предел прочности σ_b , (МПа)
1	2,26	0,1115	376	417
2	8,38	0,0645	424	473
3	26,38	0,2119	423	470

ВЫВОДЫ:

1. В результате проведенных исследований установлено, что при малых и умеренных осадках в образцы разрушаются по дислокационно-сдвиговому механизму ранее наблюдавшимся в экспериментах *in situ* в колонне высоковольтного электронного микроскопа.

2. При толщинах заготовок выше 1,5 мм разрушение носит не кристаллографический характер, который обычно наблюдается на макроскопических плоских образцах.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ

Аксёнова К.В.¹, Громов В.Е.¹, Ващук Е.С.²¹Сибирский государственный индустриальный университет, Россия, г. Новокузнецк²Филиал КузГТУ им. Т.Ф. Горбачева в г. Прокопьевске, Россия, г. Прокопьевск
gromov@physics.sibsiu.ru

В настоящей работе были исследованы механические свойства рельсовой стали дифференцированно термоупрочнённой с прокатного нагрева в условиях испытаний на одноосное сжатие и растяжение на универсальной испытательной машине Instron 3369 со скоростью 1,2 мм/мин при автоматической записи нагрузки и размеров образца. Испытаниям подвергали 3 образца в форме параллелепипедов высотой 10 мм, площадью поперечного сечения 25 мм². Характеристики прочности были получены с диаграмм сжатия (рис. 1а). Из прямолинейного участка диаграммы сжатия был получен предел пропорциональности данной стали $\sigma_{\text{пц}}$. За условный предел текучести принимали значение напряжения, при котором остаточная деформация достигает 0,2 % от начальной высоты образца. Рассчитанное временное сопротивление на растяжение $\sigma_{\text{в}}$ составляет 1334 Н/мм², предел текучести $\sigma_{0,2}=1400$ Н/мм², предел пропорциональности $\sigma_{\text{пц}}=800$ Н/мм². Временное сопротивление металла и предел текучести превышают в 1,37 и 1,775 раза, соответственно требования государственных стандартов. Диаграммы сжатия и растяжения характеризуют стали, работающие на сжатие. Коэффициент запаса прочности $k_{\text{нраст}} = 3,3$, выше нормативного в 3,3 раза, что удовлетворяет требованиям РЖД. Рассчитанный коэффициент Пуассона $\mu = 0,318$ согласуется с теоретическими данными.

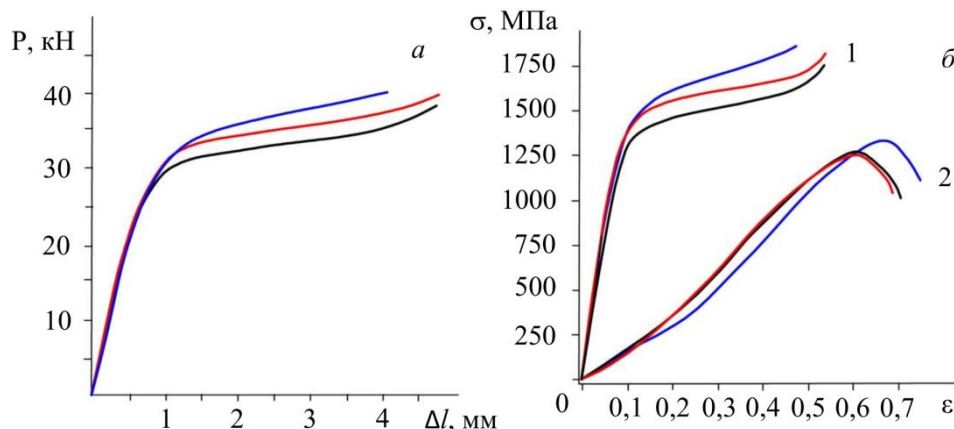


Рисунок 1 – Машинная диаграмма сжатия

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект No 19-32-60001) и стипендии Президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов, осуществляющих перспективные научные исследования и разработки по приоритетным направлениям модернизации российской экономики (проект СП-4517.2021.1).

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ, ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТИ И УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ СПЛАВА Cu-0,8%Ni ПОСЛЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ**Мартыненко Н.С.¹, Бочвар Н.Р.¹, Рыбальченко О.В.¹, Просвирнин Д.В.¹, Морозов М.М.¹, Юсупов В.С.¹, Добаткин С.В.^{1,2}**¹*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия Москва*²*НИТУ «МИСиС», Россия, Москва**nataliasmartynenko@gmail.com*

Высокая электропроводность стала причиной широкого распространения меди в электротехнической промышленности. Однако для изготовления конечного изделия важен высокий уровень прочности материала, в том числе и циклической. Поэтому целью данной работы было исследование влияния ротационной ковки (РК) и последующего старения на механические свойства, усталостную прочность и электропроводность сплава Cu–0,8% (вес.)Ni. РК закаленного сплава осуществляли при комнатной температуре и суммарной степени деформации равной 2,77.

Исследование термической стабильности показало, что микротвердость закаленного сплава в процессе старения не изменяется в интервале температур 20 – 475 °С, а при температуре 500 °С резко возрастает до $1,11 \pm 0,04$ ГПа. Дальнейший нагрев ведет к снижению микротвердости до исходного уровня. В случае РК рост микротвердости начинается уже после нагрева выше 300 – 350 °С и продолжается до достижения пика при 450 – 475 °С ($1,81 \pm 0,04$ ГПа), после чего наблюдается ее снижение. Характер зависимости электропроводности сплава от температуры старения хорошо согласуется с полученными данными по микротвердости. Так, электропроводность закаленного сплава остается неизменной в интервале температур 20 – 475 °С, после чего начинает резко расти. Рост электропроводности сплава после РК начинается при температуре выше 300 – 350 °С, однако более резкое повышение электропроводности наблюдается при температуре выше 425 °С. Исходя из полученных данных, были выбраны температуры изотермического отжига закаленного сплава – 500 °С и сплава после РК – 475 °С. Нагрев сплава при постоянной температуре приводит к упрочнению уже после 0,5 ч. Снижение микротвердости закаленного сплава наблюдается после старения длительностью более 1 ч, а сплава после РК – после старения длительностью более 2 ч.

РК приводит к измельчению микроструктуры сплава и формированию вытянутых вдоль направления деформации зерен. Структура закаленного сплава состоит из зерен пересыщенного твердого раствора средним размером $77,7 \pm 2,8$ мкм и двойников отжига средней шириной $6,1 \pm 0,5$ мкм. После РК микроструктура сплава состоит из вытянутых вдоль направления деформации зерен шириной $8,4 \pm 0,5$ мкм и длиной несколько сотен микрон, а также из небольшого количества двойников толщиной 1 – 2 мкм. Внутри этих зерен наблюдается формирование субзеренной микроструктуры с размером структурных элементов 173 ± 12 нм. Последующее старение при 475 °С в течение 2 ч приводит к росту этих структурных элементов до 250 ± 13 нм.

Измельчение микроструктуры обуславливает рост прочности и снижение пластичности сплава. Так у сплава в закаленном состоянии предел прочности составляет 258 ± 3 МПа, а относительное удлинение – $56,9 \pm 1,6\%$. РК повышает прочность до 475 ± 10 МПа и снижает пластичность до $13,0 \pm 0,8\%$. Последующее старение сплава после РК не приводит к росту предела прочности (461 ± 28 МПа) и снижению относительного удлинения ($12,5 \pm 2,4\%$). При этом предел усталости после РК и старения увеличивается со 190 до 325 МПа.

Исследование проведено в рамках Государственного задания № 075-00715-22-00.

ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА VT1-0

Аксёнова К.В., Шляров В.В., Загуляев Д.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк
19krestik91@mail.ru*

Целью настоящей работы является определение числа циклов до разрушения образцов титана, подвергнутого усталостному нагружению до разрушения в обычных условиях (без магнитного поля) и при воздействии постоянного магнитного поля разной величины (до 1 Тл).

В качестве материала исследования использовали образцы технически чистого титана марки VT1-0. Многоцикловые усталостные испытания осуществлялись по схеме циклического асимметричного консольного изгиба с частотой нагружения $3,3 \text{ с}^{-1}$ и одновременным воздействием магнитного поля разной величины (0,3-0,5 Тл). Образцы для усталостных испытаний имели форму параллелепипеда с параметрами $4 \times 12 \times 130 \text{ мм}^3$. Имитация трещины осуществлялась двумя надрезами в виде полуокружности радиусами 22 мм. Во время проведения усталостных испытаний определяли число циклов до разрушения подготовленных образцов титана в обычных условиях (без магнитного поля) и при воздействии постоянного магнитного поля разной величины. На каждое значение магнитной индукции испытывали не менее 10 образцов.

По результатам усталостных испытаний образцов титана выявлено, что воздействие постоянным магнитным полем приводит к значительному увеличению усталостной долговечности (табл. 1). Максимальное повышение числа циклов до разрушения на 163% достигается после воздействия магнитного поля величиной 0,5 Тл.

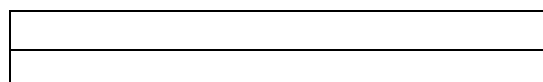
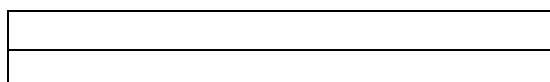
Таблица 1 – Среднее число циклов до разрушения образцов титана

Индукция В, Тл	0	0,3	0,4	0,5
Число циклов N	121478±7112	199105±15023	270492±20505	319828±27321

Таким образом, в работе установлено кратное увеличение усталостного ресурса технически чистого титана VT1-0 в 1,6, 2,2 и 2,6 раза после воздействия магнитного поля величиной 0,3, 0,4 и 0,5 Тл, соответственно. С учетом проведенных ранее исследований влияния магнитного поля на микротвердость и скорость ползучести титана [1], можно утверждать, что постоянное магнитное поле является действенным способом модифицирования структуры и оптимизации свойств материала.

[1] Zagulyaev D.V. Influence of constant magnetic field on plastic characteristics of paramagnetic metals / D.V. Zagulyaev, S.V. Konovalov, V.V. Shlyarov, X. Chen // Materials Research Express. 2019. V. 6(9). P. 096523.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 21-79-00118).



СВОЙСТВА МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mg-Y-Gd-Zr ПОСЛЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ**Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В., Тарытина И.Е., Лукьянова Е.А., Овчинникова О.А.***ИМЕТ РАН, Российская Федерация, Москва**rokhlin@imet.ac.ru*

Магниевые сплавы, содержащие в качестве легирующих элементов редкоземельные металлы, имеют достаточно высокие прочностные свойства и поэтому представляют интерес как конструкционные материалы. При этом наилучшее упрочнение магния достигается при введении в него совместно различных редкоземельных металлов, принадлежащих к разным группам. Также одним из способов достижения упрочнения сплавов является измельчение зерна путем деформационной обработки, в частности, методом ротационной ковки, которая обеспечивает высокий уровень механических свойств магния и магниевых сплавов [1]. В настоящей работе представлены результаты исследования структуры и свойств магниевых сплавов, близких по составу к сплаву ИМВ7-1 (Mg-Y-Gd-Zr) [2], подвергнутых ротационной ковке. Деформацию проводили на ротационной ковочной машине РКМ 2129.02. Перед проведением ротационнойковки сплавы гомогенизировали при 515°C в течение 6 ч. Механические свойства определяли после ротационнойковки и после ротационнойковки с последующим старением при 200°C продолжительностью до 64 ч. При этом старение сплавов проводили как непосредственно после ротационнойковки, так и после гомогенизации полученных деформированных сплавов при 515°C. Проведенные исследования показали, что ротационнаяковка приводит к повышению прочностных свойств сплавов при определенном снижении пластичности. Старение при 200°C в течение 64 ч приводит к дальнейшему повышению прочности за счет распада пересыщенного твердого раствора на основе магния и выделения метастабильных фаз. Так сплав Mg-3,86%Y-5,75%Gd-0,28%Zr после ротационнойковки с последующим старением имел предел прочности при растяжении 482 МПа, предел текучести 452 МПа и относительное удлинение 4,7%. Эти значения являются весьма высокими прочностными характеристиками для магниевых сплавов. Гомогенизация после ротационнойковки приводила к увеличению размеров зерен во всех исследованных сплавах за счет собирательной рекристаллизации и снижению тем самым прочностных свойств сплавов. Можно предполагать, что наибольшая прочность сплавов достигается при сочетании упрочняющего действия деформированной кристаллической решетки после деформации сплава и распада в нем пересыщенного твердого раствора после старения.

1. Мартыненко Н.С., Лукьянова Е.А., Морозов М.М., Юсупов В.С., Добаткин С.В., Эстрин Ю.З. Исследование структуры, механических свойств и коррозионной стойкости магниевого сплава WE43 после ротационнойковки. // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2018, №4, С. 51-56.

2. Дриц М.Е., Рохлин Л.Л., Никитина Н.И. и др. Авторское свидетельство № 1010880 СССР. Сплав на основе магния // *Б.И.*, 1997, №29, Ч.2, С.439.

ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СВОЙСТВА И ПРОЦЕСС РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ Al - Mg₂Si СПЛАВОВ ЛЕГИРОВАННЫХ Sc, Zr, Hf
Рыбальченко О.В.¹, Бочвар Н.Р.¹, Тарытина И.Е.¹, Мартыненко Н.С.¹, Добаткин С.В.^{1,2}

¹Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, Москва

²НИТУ «МИСИС», Россия, Москва

rybalch@mail.ru

Изучение процессов рекристаллизации, структуры и свойств алюминиевых деформируемых сплавов показало, что для повышения температуры рекристаллизации и получения оптимального комплекса свойств алюминиевые сплавы должны быть легированы двумя переходными металлами, один из которых образует с алюминием систему эвтектического типа, а другой – перитектического. Такое легирование позволяет получить более равномерное распределение включений интерметаллидов переходных металлов по объему слитка. Совместное легирование алюминиевых сплавов скандием и цирконием заметно повышает температуру рекристаллизации в связи с выделением частиц (Sc_{1-x}, Zr_x)Al₃, объемная доля которых несколько больше, чем частиц ScAl₃, и которые сохраняют высокую дисперсность и соответственно способность в большей степени тормозить рекристаллизацию и упрочнять алюминиевую матрицу. Аналогичное действие оказывает и легирование сплавов гафнием, который, растворяясь в фазе ScAl₃, образует дисперсоиды (Sc_{1-x}, Hf_x)Al₃, которые также способствуют повышению температуры рекристаллизации.

Al-Mg-Si сплавы имеют среднюю прочность, поэтому дополнительное упрочнение Al-Mg-Si сплавов за счет измельчения зерен твердого раствора путем интенсивной пластической деформации делают их более перспективными при использовании в различных конструкциях. Однако возникает вопрос стабильности ультрамелкозернистой структуры. Поэтому целью данного исследования являлось изучение влияния добавок (Sc+Zr) и (Sc+Hf) на процессы рекристаллизации Al-Mg₂Si сплавов после холодной деформации методом ротационнойковки (РК) и равноканального углового прессования (РКУП).

В работе использовались методы металлографического анализа, измерения твердости и удельного электросопротивления. Было обнаружено, что в сплавах без переходных металлов рекристаллизация протекает в интервале 300-550°C. Добавки скандия и циркония (0,17% Sc - 0,1%Zr) к сплавам Al - Mg₂Si способствуют повышению температуры начала рекристаллизации до 350°C, а добавки скандия и гафния (0,18%Sc-0,12%Hf) до 450°C. Сплавы системы Al-Mg₂Si, легированные добавками Sc+Zr и Sc+Hf, после РКУП имели структуру с более мелким зерном, чем в сплавах без переходных металлов, что приводило к меньшему разупрочнению при рекристаллизации и возврате.

Ход кривых изменения твердости и удельного электросопротивления сплавов Al-Mg₂Si с добавками и без добавок переходных металлов после интенсивной пластической деформации методами РКУП и РК указывал на протекание процесса возврата после отжига в интервале температур 200-600°C.

Исследование проведено в рамках Государственного задания № 075-00715-22-00.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА Al-Cu-Yb-Fe-Si

Барков Р.Ю., Поздняков А.В., Главатских М.В.

НИТУ «МИСис», Россия, Москва

barkov@misis.ru

Контроль влияния примесей железа и кремния в алюминиевых сплавах на фазовый состав, микроструктуру и соответственно свойства является обязательным при создании новых материалов. В зависимости от содержания примесей и их соотношения в сплавах алюминия морфология фаз может существенно изменяться, влияя как на конечные механические свойства, так и на технологичность при обработке давлением. Настоящая работа представляет результаты исследования структуры и свойств после прокатки тройного квазибинарного сплава Al-4,3Cu-2,2Yb с 0,3% примесей железа и кремния.

Основной эвтектической фазой в сплаве является фаза Al_8Cu_4Yb как и в сплаве без примесей. В процессе гомогенизации происходит растворение неравновесного избытка фаз кристаллизационного происхождения, фрагментация и сфероидизация равновесных интерметаллидов. После 3 часов отжига (Рисунок 1) микроструктура стабилизируется, размер частиц избыточных фаз составляет 1-2 мкм, а содержание меди в твердом растворе достигает максимума в 2,1%, в микроструктуре выделяются отдельные частицы размером 1-1,5 мкм, обогащенные медью, иттербием и кремнием.

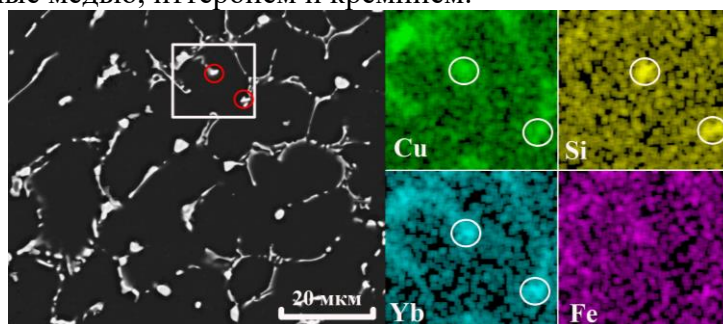


Рисунок 1 - Микроструктура после 3 часов гомогенизации при 590°C и распределение легирующих элементов между фазами в выделенных участках

В процессе прокатки избыточные фазы однородно распределяются в микроструктуре выстраиваясь в направлении деформации. В деформированном состоянии предел текучести составляет 290 МПа при удлинении 2%. С увеличением температуры отжига со 100 до 180 °C предел текучести снижается с 273 до 227 МПа, а относительное удлинение при этом возрастает с 3,6 до 5,6%. При этом относительное удлинение в сплаве без примесей находится на том же уровне 3,1-5,6%.

Таблица 1 – Характеристики механических свойств на растяжение после прокатки

Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
Деформированное	290±5	320±6	2.0±0.2
Отжиг 100 °C, 1 час	273±2	302±4	3.6±0.4
Отжиг 180 °C, 1 час	227±1	243±3	5.6±0.8

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 21-79-00193

ЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В СОСТАРЕННЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Ni₅₄Fe₁₉Ga₂₇**Янушоните Э.И., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.***Томский государственный университет, Россия, Томск**yanushonite98@mail.ru*

Развитие современных инновационных технологий, связанных с роботизацией и экологической безопасностью производства во многом определяется разработкой «интеллектуальных» материалов с улучшенным комплексом функциональных свойств. В связи с этим актуальной задачей является повышение циклической стабильности функциональных и эластокалорических свойств монокристаллов сплава Ni₅₄Fe₁₉Ga₂₇, испытывающих B2(L2₁)-10M/14M-L1₀ мартенситные превращения (МП), за счет старения в аустенитном состоянии с целью их практического применения.

Для исследования выбраны состаренные при 773 К, 1 ч и 1373 К, 0,5 ч монокристаллы, ориентированные вдоль [001]-направления. Выбранная ориентация характеризуется максимальной теоретической величиной деформации превращения при сжатии 6,2 % [1]. Величину эластокалорического эффекта (ЭКЭ) измеряли в циклах нагрузка/разгрузка в температурном интервале проявления сверхэластичности (СЭ). За ЭКЭ принимали величину адиабатического охлаждения ΔT_{ad} при обратном МП, осуществленном при высокой скорости разгрузки $6,7 \cdot 10^{-1} \text{ c}^{-1}$.

Экспериментально показано, что в монокристаллах при старении 773 К, 1 ч выделяются полукогерентные дисперсные частицы γ' -фазы размером до 500 нм и наблюдается широкий температурный интервал проявления СЭ $\Delta T_{СЭ}=270 \text{ К}$ (от 278 до 548 К) с максимальным ЭКЭ $\Delta T_{ad}=11,1 (\pm 0,5) \text{ К}$. Тогда как старение при 1373 К, 0,5 ч способствует выделению некогерентных частиц γ' -фазы размером от 5 до 35 мкм и уменьшению $\Delta T_{СЭ}=255 \text{ К}$ (от 313 до 568 К) с величиной $\Delta T_{ad}=9,7 (\pm 0,5) \text{ К}$. Впервые показано, что состаренные монокристаллы независимо от размера частиц γ' -фазы проявляют высокую циклическую стабильность до 1000 циклов нагрузка/разгрузка при температурах вблизи начала интервала СЭ $T=A_f+50 (70) \text{ К}$. Состаренные при 773 К, 1 ч монокристаллы характеризуются стабильной величиной ЭКЭ $\Delta T_{ad}=9,5 (\pm 0,8) \text{ К}$ и стабильной величиной рассеяния энергии пропорциональной механическому гистерезису $\Delta \sigma=56 \text{ МПа}$ в течение 1000 циклов. Однако состаренные при 1373 К, 0,5 ч монокристаллы имеют меньшую величину ЭКЭ $\Delta T_{ad}=8,8 (\pm 0,8) \text{ К}$ и большую величину рассеяния энергии $\Delta \sigma=86 \text{ МПа}$.

Показано, что коэффициент производительности COP для ЭКЭ в состаренных при 773 К, 1 ч имеет максимальное значение до COP=10,6 в широком интервале температур от 290 до 425 К, в то время как в состаренных при 1373 К 0,5 ч максимальная величина COP=7,7 наблюдается в узком интервале температур от 313 до 400 К.

Таким образом установлено, что старение при 773 К, 1 ч является наиболее эффективным способом улучшения циклической стабильности функциональных свойств для создания перспективных демпфирующих и твердотельных охлаждающих устройств с минимальной величиной рассеяния энергии в рабочем цикле.

[1]. Y. Sutou [et al.], Appl. Phys. Lett. V. 84, pp. 1275–1277 (2004).

Работа выполнена при поддержке проекта РНФ № 20-19-00153.

**ВЛИЯНИЕ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al-Mg-Sc****Гамин Ю.В., Нгуен С.З., Акопян Т.К., Галкин С.П.***НИТУ «МИСиС», Москва**y.gamin@mail.ru*

Одной из актуальных задач области металлообработки и материаловедения является структурирование материалов для повышения их свойств. Алюминиевый сплав системы Al-Mg-Sc применяется в качестве конструкционного материала в ракетостроении и авиационной промышленности благодаря высокой прочности и коррозионностойкости.

В данном исследовании рассмотрено влияние способа радиально-сдвиговой прокатки (РСП) на микроструктуру и механические свойства сплава Al-6,25Mg-0,27Sc-0,46Mn-0,2Zn (% масс.). Исходные заготовки Ø31 мм были обработаны РСП за 5 проходов до диаметра 10 мм при температуре 300 °С. Для конечных образцов был проведен анализ микроструктуры (EBSD, ТЕМ) и механических свойств при одноосном растяжении.

Показано, что в процессе РСП, за счет развития интенсивных сдвиговых деформаций, имеющих естественное градиентное распределение, происходит полное перестроение структуры материала относительно исходного состояния с формированием градиентной зеренной структуры по сечению прутка. В зоне от поверхности прутка до середины радиуса вытянутые деформированные зерна исходной микроструктуры преобразуются в ультрамелкозернистую динамически рекристаллизованную структуру с равноосными зернами размеров от 0,5 до 2 мкм и развитой сеткой HAGBs. Вблизи центра прутка получена деформированная волокнистая структура зерна с интенсивно развитой сеткой LAGBs и средним размером субзерна 5 мкм.

ТЕМ анализ показал, что структура сплава имеет глубокое иерархическое строение, характеризующейся наличием частиц субмикронного размера и наночастиц фазы Al₃(Zr,Sc) размером 10-20 нм.

После РСП механические свойства прутка составляют $\sigma_b = 436 \pm 6$ МПа, $\sigma_{0,2} = 350 \pm 2$ МПа, $\delta = 15,5$ %, что превышает свойства исходной заготовки ($\sigma_b = 396 \pm 1$ МПа, $\sigma_{0,2} = 255 \pm 1$ МПа, $\delta = 17,5$ %) по прочности на 10-27 % и практически не уступают по пластичности.

Таким образом, способ РСП позволяет получить полуфабрикаты из сплава Al-Mg-Sc, обладающих высокой прочностью и средней пластичностью, которая отвечает требованиям нормативной документации для данного сплава.

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 21-79-00144.

ЭВОЛЮЦИЯ ТВЕРДОСТИ В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГА ЛИСТОВ СПЛАВА AL-ZN-MG-CU-ZR-TI-Y ЛЕГИРОВАННОГО МАРГАНЦЕМ**Хомутов М.Г., Главатских М.В., Барков Р.Ю., Поздняков А.В.***НИТУ «МИСиС», Россия, Москва**khomutov@misis.ru*

Современная технология, всё чаще применяемая на практике, предполагает получение сварочной проволоки необходимых диаметров из стали марок Св-08Г2С, Св-08ГНМ, Св-08ХГ2СМФ и т.п. без применения умягчающей термообработки, что достигается за счет уникального комплекса свойств бунтового проката в состоянии поставки – способности деформироваться до конечных диаметров 0,8 мм и выше (в зависимости от марки стали и её назначения для дальнейших сварочных работ). Современная технология безотжигового волочения бунтового проката в проволоку содержит следующие этапы: механическое удаление окалины, сухое волочение проката на промежуточный диаметр 5,0...2,0 мм (в зависимости от марки стали), затем без применения промежуточной термообработки – или мокрое волочение, совмещенное с электрохимическим омеднением поверхности проволоки диаметром 1,6...0,8 мм, или сухое волочение проволоки диаметром 4,0...2,0 мм и омеднение.

В Институте черной металлургии НАН Украины разработаны и успешно внедрены в производство принципы пластификации бунтового проката сварочного назначения, снижающие действие структурно-деформационных упрочняющих эффектов, которые заключаются в следующем: уменьшении общей степени легирования твердого раствора за счет снижения (в рамках требований нормативной документации) содержания в стали углерода, марганца, кремния, фосфора, хрома, никеля, меди, молибдена, ванадия; снижении микродеформации кристаллической решетки феррита и плотности дислокаций за счет вывода из твердого раствора атомов внедрения – азота, что достигается связыванием азота бором в мелкодисперсный нитрид бора при соотношении В/Н, близком к стехиометрическому соотношению; снижении в максимальной степени микроликвационных явлений в непрерывнолитой заготовке и прокате; уменьшении количества бейнитно-мартенситных структур путем проведения разупрочняющей термомеханической обработки проката.

Внедрение современного металлургического оборудования (системы вакуумирования стали, электромагнитное перемешивание металла в кристаллизаторе МНЛЗ, линии Стелмор с широкими возможностями по скоростям охлаждения и термостатирования проката) и новых технологий (микролегирование стали бором, модифицирование неметаллических включений, снижение содержания в стали углерода и примесных элементов, применение разупрочняющей термомеханической обработки) позволяет обеспечить значительное повышение технологической пластичности бунтового проката, что, в свою очередь, существенно снижает затраты на метизных предприятиях (уменьшается продолжительность технологического цикла производства, оптимизируется количество используемого оборудования, производственных площадей и обслуживающего персонала) и повышает экологические стандарты при изготовлении высококачественной сварочной проволоки из легированных сталей.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПРОЦЕСС КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНОГО СПЛАВА Zr_{65.5}Ni₁₆Cu_{8.5}Al₁₀

Акбарпур А.¹, Пархоменко М.С.¹, Халил А.М.¹, Чеверикин В.В.¹, Базлов А.И.^{1,2}

¹ НИТУ «МИСис», Кафедра металловедения цветных металлов, Москва, Россия

² СПбГУ, Исследовательская лаборатория механики перспективных массивных наноматериалов для инновационных инженерных, Санкт-Петербург, Россия
ali.akbarpour@yahoo.com

В работе авторы исследовали влияние термической и термомеханической обработки на микроструктуру, механические свойства и процесс кристаллизации сплава Zr_{65.5}Ni₁₆Cu_{8.5}Al₁₀. Образцы аморфной ленты были подвергнуты холодной прокатке (ХП) (27, 46, 64 и 80%) и последующему отжигу ниже температуры расстеклования (T_g). Рентгенограммы показывают аморфную природу всех образцов после процессов литья и ХП, за исключением отжига в течении 60 минут при температуре 648 К. Исследование поверхности лент с использованием СЭМ, показало формирование большого количества полос сдвига в материале. Сопутствующее этому формирование большого количества свободного объема приводит к размягчению материала. Установлены зависимости изменения микротвердости сплавов от режимов термомеханической обработки. Наблюдается аномальный рост твердости сплава после прокатки с высокой степенью деформации и последующего отжига при температуре $T_g - 10$ °С в течение 30 мин. Установлено, что данный эффект связан с формированием в структуре областей химической неоднородности. Увеличение времени отжига приводит к снижению микротвердости материала, что связано с формированием кристаллических фаз в структуре. В работе установлено влияние термомеханической обработки на начальную стадию кристаллизации сплава, при том, что фазовый состав сплава после полной кристаллизации – идентичен. Наблюдаемые изменения связаны с разрушением икосаэдрических кластеров, образованных при литье, в процессе ХП.

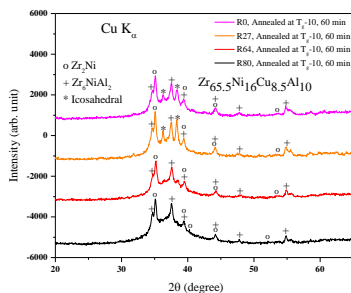


Рисунок 1 – Рентгенограммы лент, отожженных после литья/ХП при $T_g - 10$ °С/60 мин

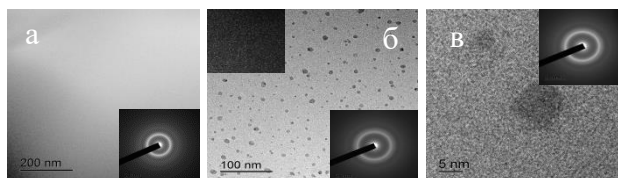


Рисунок 2 – Светлопольные (а, б) и темнопольные (вставка на б) ПЭМ и ВРЭМ (в) изображения образцов лент в литом состоянии (а) и холодной прокатки (64%) с последующим отжигом при $T_g - 10$ °С в течение 30 мин (б, в). На вставках а, б, в показаны схемы ВОЭД

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА КИНЕТИКУ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СТАРЕНИЯ СПЛАВА Al-Mg-Mn

Мухамеджанова А.Б., Мочуговский А.Г., Михайловская А.В.

НИТУ МИСус, Москва
98_aim@mail.ru

Ввиду относительно низкой стоимости и высокой неравновесной растворимости, марганец (Mn) является одним из наиболее перспективных дисперсоидобразующих элементов, повышающих температуру начала рекристаллизации и прочностные характеристики алюминиевых сплавов. Высокая степень пересыщения твердого раствора относительно равновесных концентраций при температурах термической обработки обеспечивает значительный стимул распада пересыщенного твердого раствора и формирование дисперсных выделений вторичных Mn-содержащих фаз. В сплавах с Mn обнаружены дисперсоиды метастабильных фаз с квазикристаллическим типом структуры. В сплавах системы Al-Mn выделяется квазикристаллическая фаза икосаэдрического типа (I-фазы), но выделения единичные, преимущественно по границам зерен и не обеспечивают упрочняющего эффекта. Ранее было показано, что квазикристаллы выделяются вблизи границ зерен и в большей степени вблизи дислокаций. Таким образом, использование предварительной деформации и низкотемпературной термообработки слитков может оказаться перспективным способом упрочнения Mn-содержащих алюминиевых сплавов. Цель данной работы состояла в выявлении влияния предварительной деформации на кинетику распада пересыщенного марганцем твердого раствора и параметры частиц дисперсоидов.

Для экспериментов с предварительной перед отжигом деформацией на разную степень (30-80%) был выбран сплав Al-2.0%Mn-1.5%Mg. Путем анализа изменений электросопротивления и твердости для литых и предварительно деформированных образцов проведено сравнение кинетики распада пересыщенного твердого раствора в процессе отжига при температурах 300-450 °С. Низкотемпературный отжиг обеспечил распад пересыщенного твердого раствора с формированием равноосных дисперсоидов I-фазы с квазикристаллическим икосаэдрическим типом структуры и средним размером 18-35 нм, которые практически не меняли морфологию и размер в процессе термомеханической обработки. Предварительная деформация на 30-80% ускорила кинетику распада твердого раствора при отжиге и обеспечила повышенную плотность распределения дисперсоидов и, как следствие, прирост твердости. Выделение дисперсоидов I-фазы происходило преимущественно на дислокациях и границах субзерен. Высокотемпературный гомогенизационный отжиг обеспечил образование частиц фазы Al₆Mn пластинчатой формы, имеющих средний продольный размер более 100 нм.

Микроструктурные исследования выполнены при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (проект № 20-03-00778). Анализ твердости и электросопротивления проведен при финансовой поддержке Гранта Президента РФ для ведущих научных школ НШ-1752.2022.4.

**ВЛИЯНИЕ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ НА
МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Mg-Si-Cu С ДОБАВКАМИ
ДИСПЕРСОИДООБРАЗУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ Sc И Zr**

Мочуговский А.Г., Капланская Л.Ю., Михайловская А.В.

НИТУ МИСис, Россия, Москва

mochugovskiy.ag@misis.ru

Сплавы системы Al-Mg-Si-Cu являются перспективными конструкционными материалами для авиационного и автомобилестроительного секторов промышленности ввиду хорошей коррозионной стойкости, технологичности в сочетании с высокими прочностными характеристиками, достигаемыми за счет термического упрочнения. Важной проблемой сплавов данной группы является реализация в них посредством термомеханической обработки микрозеренной структуры, позволяющей обеспечить состояние сверхпластичности и повышенные прочностные характеристики. Перспективным методом термомеханической обработки, нацеленным на формирование микрозеренной структуры, является всесторонняя изотермическая ковка (ВИК). Данная технология состоит в накоплении деформации посредством последовательных осадок образца, что позволяет поддерживать форму образца постоянной и получать массивные заготовки с мелкозернистой структурой.

Сплавы системы Al-Mg-Si-Cu имеют малолегированный твердый раствор, что обуславливает повышенную склонность к динамическому росту зерна при повышенных температурах и осложняет получение микрозеренной структуры. Решение данной проблемы представляется возможным за счет стабилизации структуры через введение в их состав добавок дисперсоидообразующих элементов, а также оптимизации режимов ВИК - температуры и накопленной деформации.

В данной работе был исследован сплав Al-Mg-Si-Cu с добавками дисперсоидообразующих элементов Sc и Zr. Сплав был подвергнут гомогенизации по двухступенчатому режиму, включающему отжиг при 350 °C (8 ч) с последующей выдержкой при 480 °C (3 ч). Помимо выравнивания химического состава цель отжига состояла в распаде пересыщенного твердого раствора и обеспечении оптимальной плотности распределения и размера дисперсоидов фазы $Al_3(Sc,Zr)$ со структурным типом $L1_2$. После гомогенизационного отжига образец подвергали ВИК при температурах 150, 250 и 350 °C. Было реализовано до 6 циклов ВИК, каждый из которых включал три последовательных осадки во взаимоперпендикулярных осях. Структуру образцов сравнивали после 3 и 6 циклов ВИК. Анализ результатов показал, что при 150 °C структура сплава остается практически нерекристаллизованной, а при 250 и 350 °C проходят процессы статической/динамической/постдинамической рекристаллизации. Температура 250 °C обеспечила меньший размер зерна/субзерна по сравнению с 350 °C, в то время как увеличение циклов обработки привело к повышению однородности зеренной структуры во всем интервале температур деформации.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (проект № 22-79-00253).

ВЛИЯНИЕ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Si-Cu-Mg-Zr-Er

Кищик М.С., Потапова Е.Д., Михайловская А.В.

НИТУ МИСис, Москва

kishchik.ms@misis.ru

Термически упрочняемые алюминиевые сплавы системы Al-Si-Cu-Mg эвтектического типа, широко применяется в транспортном машиностроении, в том числе, благодаря низкой плотности, удовлетворительной прочности и износостойкости. Улучшение комплекса свойств сплавов возможно путем модифицирования состава введением Zr и Er модифицирующих структуру. Существенно повысить механические свойства сплавов можно путем интенсивной пластической деформации, позволяющей обрабатывать и сплавы с большой долей хрупких частиц. Среди методов интенсивной пластической деформации можно выделить всестороннюю изотермическую ковку (ВИК), которую можно реализовать на существующих мощностях металлообрабатывающих промышленных предприятий. ВИК позволяет эффективно измельчить зерно полуфабриката и частицы кристаллизационного происхождения, что положительно сказывается на механических свойствах. Однако, степень влияния ВИК на микроструктуру и свойства сплавов зависят от режима обработки и конкретных составов, и общие закономерности формирования структуры при ВИК требуют детальных исследований.

Чтобы определить эффективность использования ВИК, были подготовлены образцы из исследуемого сплава системы Al-Si-Cu-Mg-Er-Zr с использованием классической термомеханической обработки, состоящей из горячей (ГП) и холодной (ХП) прокатки с разной степенью и образцы, полученные с использованием ВИК и холодной прокатки. Образцы, полученные по разным режимам, испытывали после закалки в воду и естественного старения для сравнения механических свойств. Результаты механических испытаний представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Механические свойства образцов после закалки с температуры 500°C и естественного старения

Метод обработки материала	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
ГП+ХП 67%	150±1	300±2	18±1
ГП+ХП 50%	160±2	310±1	22±2
ВИК+ХП 67%	190±1	345±2	18±1
ВИК+ХП 50%	200±2	330±2	18±1

Образцы, подвергнутые предварительной всесторонней изотермической ковке имели на 25% более высокий предел текучести и на 6-15 % более высокие пределы прочности. При этом, относительное удлинение слабо зависело от режима обработки.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания (код проекта 0718-2020-0030) и Гранта ведущих научных школ (НШ-1752.2022.4) Совета по Грантам Президента Российской Федерации.

МЕХАНИЗМЫ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА Al-Zn-Mg-Cr
Яковцева О.А., Постникова М.Н., Барков Р.Ю., Михайловская А.В.

НИТУ «МИСис», Москва
yakovtseva.aa@misis.ru

Использование метода сверхпластической формовки для получения изделий сложной геометрии предъявляет определенные требования к микроструктуре сплавов. Современной промышленности необходимы материалы способные к формообразованию в состоянии сверхпластичности при высоких скоростях с минимальными потерями в уровне механических свойств, а значит минимальной остаточной пористостью в структуре. Чем больше скорость формовки, тем меньше энерго- и трудозатраты на производстве. Низкое значение остаточной пористости позволяет получать качественные изделия с высокими механическими свойствами. Фундаментальную важность при решении данных задач представляют исследования механизмов сверхпластической деформации и формирования оптимальной структуры сплавов обеспечивающей требуемые свойства, которые являются научной основой для разработки новых технических решений в материаловедении.

Сплав системы Al-Zn-Mg-Cr с матричной структурой получен литьем в медную водоохлаждаемую изложницу. После гомогенизационного отжига, слиток подвергли последовательной горячей и холодной прокатке до толщины листа 1 мм. После отжига сплав имел рекристаллизованную структуру матричного типа с дисперсоидами фазы (Al₁₈Mg₂Cr₃) размером около 50 нм. Для изучения механизмов сверхпластической деформации наносили маркерные сетки с помощью ионного микроскопа на полированную поверхность образца предварительно растянутого с деформацией 0.7. Использовали сетки размерами 100x100 мкм² с шагом 2.5 мкм и 0.5 мкм для анализа зернограницного скольжения и вклада внутризеренной деформации, соответственно. Эволюция структуры с сетками проанализирована при последовательной деформации до 0.17 и 0.25 при температуре 440 °С и скорости 0.002 с⁻¹.

Вклад зернограницного скольжения, оцененный по смещениям маркерных линий, доходил до 40%, вклад внутризеренной деформации до 60% от общей деформации. При этом, диффузионная ползучесть, вклад которой оценивали по полосчатым зонам, возникающим при деформации вблизи поперечных границ зерен, является аккомодационным механизмом сверхпластической деформации и обеспечивает около 20% общей деформации образца исследуемого сплава.

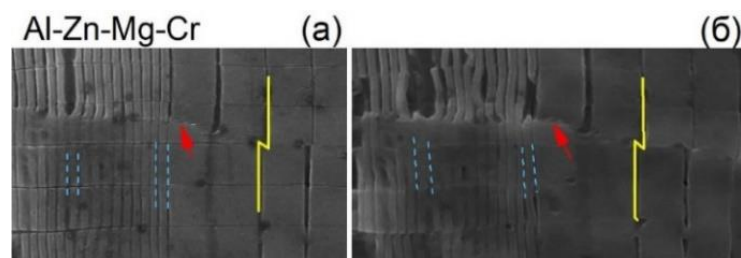


Рисунок 1 – Эволюция поверхности сплавов с маркерными сетками после деформации при температуре 440 °С и скорости деформации 0.002 1/с

В части получения материала работа выполнена при финансовой поддержке РФФ проекта № 19-79-00353, результаты и их анализ проведены при поддержке ведущих научных школ НШ-1752.2022.4 в рамках Гранта Президента РФ.

ВЛИЯНИЕ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Mg С ГЕТЕРОГЕННОЙ СТРУКТУРОЙ

Кищик А.А., Кищик М.С., Михайловская А.В.

НИТУ МИСус, Россия, Москва

kishchik.aa@misu.ru

Основным способом формирования ультрамелкозернистой структуры является пластическая деформация с одновременной или последующей рекристаллизацией. Всесторонняя изотермическая ковка (ВИК) один из дешевых и легко масштабируемых методов интенсивной пластической деформации. ВИК измельчает размер зерна до размеров менее 1 мкм и существенно повышает прочностные свойства. Важным недостатком технологии является неоднородность микроструктуры, которая наблюдается в образцах после ковки, необходимо определить параметры обработки. Для исследования был выбран сплав системы Al-Mg легированный переходными металлами, который, благодаря гетерогенной структуре, имеет достаточно однородную зеренную структуру при ВИК. Размер зерна после гомогенизационного отжига варьировался от 80 до 300 мкм (рисунок 1 а). После 6 циклов ВИК при температуре $0,75T_{пл}$ формируется однородная рекристаллизованная структура в 95% объема образца со средним размером зерна $2,0 \pm 0,2$ мкм (рисунок 1 б).

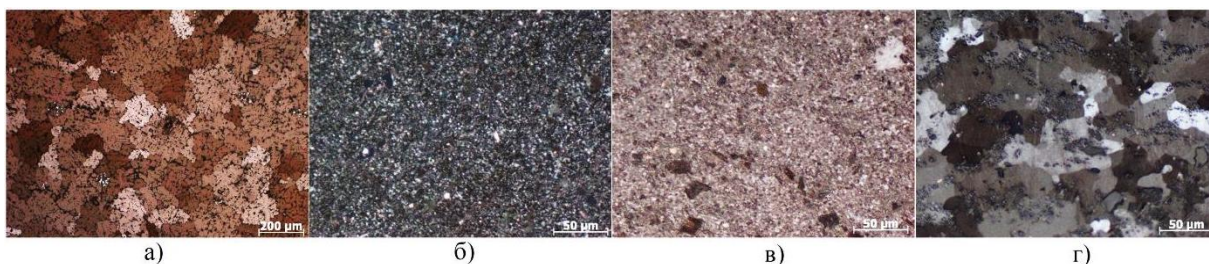


Рисунок 1 – Микроструктура сплава после гомогенизационного отжига (а), после ВИК (б), после ВИК и отжига $0,87T_{пл}$ (в) и после ВИК и отжига $0,97T_{пл}$ (г)

ПЭМ анализ образцов, вырезанных из центрального участка заготовок на равном расстоянии от центра, обнаружил после ВИК смешанную структуру с присутствием мало и высокоугловых границ зерен. Исходные вытянутые дисперсоиды марганцовистой фазы успешно фрагментировались и имели размер после ковки 50 ± 6 нм. Анализ термической стабильности структуры после ковки был проведен при температурах $0,87T_{пл}$ и $0,97T_{пл}$ после 20 минут выдержки (рисунок 1 в,г). После отжига при температуре $0,87T_{пл}$ выявлены процессы собирательной рекристаллизации, рост зерна и уменьшение доли мелких зерен. После отжига при $0,97T_{пл}$ размер зерна резко увеличивался до 28 ± 2 мкм и мелкозернистые области не наблюдались, что говорит о термической нестабильности структуры, сформированной ВИК.

Работа выполнена при государственной поддержке ведущих научных школ (НШ-1752.2022.4) Советом по Грантам Президента Российской Федерации.

ВЛИЯНИЕ ЧАСТИЦ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ НА ПОКАЗАТЕЛИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Zn-Mg-Cu**Яковцева О.А., Котов А.Д., Михайловская А.В.***НИТУ «МИСис», Москва**yakovtseva.aa@misis.ru*

Получение деталей сложных геометрических форм из листовых полуфабрикатов успешно реализуется при помощи метода сверхпластической формовки. Для применения этого метода необходимы определенные температурно-скоростные условия, обеспечивающие сверхпластичное состояние формируемых сплавов. Высокопрочные алюминиевые сплавы, за счет повышенных механических свойств конечных изделий, являются высоко востребованными в промышленности материалами. Основными критериями выбора сплава для сверхпластической формовки является скорость деформации и температура формовки. Широко используемый сплав AA7475 системы Al-Zn-Mg-Cu имеет низкие скорости деформации (до 0,001 1/с), что приводит к длительному времени процесса формовки, а также пониженные механические свойства после сверхпластической деформации из-за сильного развития пористости. Таким образом, разработка новых сплавов, способных к высокоскоростной сверхпластической деформации при пониженных температурах, а также обладающих улучшенными механическими свойствами и пониженной пористостью после формовки, является актуальной задачей для современного промышленного производства.

В работе исследованы сплавы системы Al-4%Zn-4%Mg-0,8%Cu-0,3%Zr, дополнительно легированные добавками 1-4 масс.% Ni для получения разной объемной доли частиц эвтектического происхождения Al_3Ni . Слитки сплавов, полученные литьем в медную водоохлаждаемую изложницу, после последующего двухступенчатого гомогенизационного отжига, подвергали сначала горячей, а затем холодной прокатке до конечной толщины листа 1 мм. После отжига при температуре сверхпластической деформации сплавы имеют мелкозернистую микроструктуру с разной объемной долей частиц Al_3Ni . Показано, что увеличение объемной доли частиц Al_3Ni позволяет получить более мелкозернистую микроструктуру за счет увеличения центров зародышеобразования новых зерен. Показано, что при сверхпластической деформации сплавов с постоянной скоростью 0,01 1/с и температуре 440 °С, значения относительного удлинения возрастает с 500% до 1000% при увеличении содержания Ni от 1 до 3%, а дальнейшее увеличение содержания Ni до 4% приводит к снижению удлинения до 800%. При этом сплав, не содержащий никеля и, как следствие частиц Al_3Ni , показал значение относительного удлинения 100%, то есть не проявлял сверхпластичности. Таким образом показано, что оптимальным содержанием, обеспечивающим наиболее высокие скорости сверхпластической деформации при пониженных температурах, является 3%Ni. При температуре 440 °С данный сплав способен к высокоскоростной сверхпластической деформации (до скорости 0,4 1/с), а при деформации в оптимальном скоростном интервале 0,01-0,04 1/с сплав обеспечивает удлинения 800-1000%.

Работа выполнена при финансовой поддержке ведущих научных школ НШ-1752.2022.4 в рамках Гранта Президента РФ.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА Э125**Рогачев С.О.^{1,2}, Андреев В.А.^{2,3}, Кузнецова А.С.¹, Горшенков М.В.¹, Тен Д.В.¹**¹*НИТУ «МИСиС», Москва, Россия*²*ИМЕТ РАН, Москва, Россия*³*ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва, Россия**rogachev.so@misis.ru*

В работе изучено влияние температуры ротационной ковки на структуру и механические свойства биоинертного циркониевого сплава Zr–2.5% Nb (Э125).

Прутки сплава в состоянии поставки перед ротационной ковкой подвергали рекристаллизационному отжигу. Ротационную ковку прутков с начального диаметра 12 мм до конечного диаметра 6.5 мм осуществляли при двух температурах – 200 и 300 °С на модернизированной двухбойковой ротационно-ковочной машине В2129.01.

Электронно-микроскопические исследования структуры проводили на тонких фольгах с помощью электронного микроскопа JEM-1400 (JEOL). Испытание на растяжение миниатюрных разрывных образцов с длиной и шириной рабочей части 5 мм и 1.4 мм, соответственно, и толщиной 0.5 мм проводили при комнатной температуре с помощью машины INSTRON 5966 и специальных переходников.

Показано, что отжиг привел к полной рекристаллизации сплава с формированием равноосных зерен размером 1–4 мкм с малой плотностью дислокаций. В структуре сохраняются строчки частиц β -Nb, присутствовавшие в структуре сплава в состоянии поставки.

В результате обжатия ротационной ковкой при температуре 200 °С рекристаллизованного прутка с диаметра 12 мм на диаметр 6.5 мм в нем сформировалась сильно неоднородная ультрамелкозернистая зеренно-субзеренная структура с высокой плотностью дислокаций. Структура имела ярко выраженную направленность. С повышением температуры ротационной ковки до 300 °С в структуре сохраняется направленность, однако размер кристаллитов больше, чем после ковки при 200 °С, а углы разориентировки структурных элементов преимущественно малоугловые.

Формирование такой структуры в сплаве Zr–2.5% Nb в результате ротационной ковки привело к существенному повышению его прочностных характеристик при растяжении по сравнению с рекристаллизованным состоянием. Так, условный предел текучести и предел прочности прутка после ротационной ковки при температуре 200 °С составили 659 и 805 МПа, соответственно, что выше в 2.1 и 1.6 раза, соответственно, по сравнению с рекристаллизованным сплавом, при относительном удлинении 14%. С повышением температуры ротационной ковки до 300 °С прочностные характеристики сплава остаются такими же как после ковки при 200 °С, при этом относительное удлинение повышается до 20%.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВКИ ЖЕЛЕЗА НА ПРОХОЖДЕНИЕ
ФАЗОВОГО РАССЛОЕНИЯ В АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ
СИСТЕМЫ Zr-Cu-Al-(-Fe) ПОД ДЕЙСТВИЕМ ТЕРМО- И ДЕФОРМАЦИОННОЙ
ОБРАБОТКАХ**

Пархоменко М.С.¹, Базлов А.И.²

¹Университет “МИСИС”, Россия, Москва

²СПбГУ, Россия, Санкт-Петербург

parkhomenko.m@isis.ru

Аморфные сплавы обладают широким спектром уникальных особенностей, который открывает для них почти безграничные возможности применения. Однако, данная группа сплавов имеет один существенный недостаток – почти полное отсутствие пластичности, который оказывает негативное влияние на эксплуатационные свойства. Благодаря низким значениям пластичности, изделие из аморфного сплава может разрушиться во времени эксплуатации даже под действием незначительных нагрузок. Низкая пластичность аморфных металлов приводит к повышенной хрупкости, пониженной вязкости разрушения (как сопротивление распространению трещин) и пониженной ударной вязкости (как сопротивление динамическим нагрузкам). Эта проблема существенно ограничивает возможные области применения данных сплавов в качестве конструкционных материалов и над ее решением работают множество научных коллективов со всего мира, о чем свидетельствует большое количество статей в актуальных научных журналах. Комбинация методов термической и механической обработки, а также добавление Fe в систему Zr-Cu-Al, вызывающего дисперсное расслоение в аморфной фазе, может существенно повысить пластичность данных сплавов, за счет увеличения объёмной доли полос сдвига, а так же затруднение их распространения дисперсными наноразмерными выделениями.

В работе исследовались сплавы настоящих составов: $Zr_{45}Cu_{45}Al_{10}$, $Zr_{55}Cu_{35}Al_{10}$, $Zr_{65}Cu_{25}Al_{10}$, $Zr_{42,5}Cu_{42,5}Al_{10}Fe_5$, $Zr_{52,5}Cu_{32,5}Al_{10}Fe_5$, $Zr_{62,5}Cu_{22,5}Al_{10}Fe_5$.

Термомеханическая обработка аморфных сплавов приводит к образованию наноразмерных аморфных областей, вероятно, по бимодальному механизму. Холодная прокатка в сочетании с добавкой железа к сплавам системы Zr-Cu-Al значительно облегчает прохождение фазового расслоения во время отжига, несмотря на то, что в литом состоянии добавка железа термически стабилизирует аморфную фазу. Образующиеся неоднородности имеют некоторое сходство с зонами Гинье-Престона в кристаллических сплавах и действуют как упрочняющие частицы аморфной матрицы. В некоторых случаях они так же являются местами гетерогенного зарождения кристаллических фаз. Затрудняя распространение полос сдвига, они увеличивают микротвердость исследуемых аморфных образцов до 20%. В то же время, в тройных сплавах без железа термомеханическая обработка не влияет на механические свойства сплавов, что косвенно подтверждает неизменность структуры.

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ НА ГОРЯЧЕЕ УПРОЧНЕНИЕ
ШТАМПОВОЙ СТАЛИ С РАПЭ****Кругляков А.А.¹, Рогачев С.О.^{2,3}, Лебедева Н.В.^{4,5}, Соколов П.Ю.², Приуполин Д.В.²**¹Научно-коммерческая фирма WBH, Германия, Берлин²НИТУ «МИСиС», Россия, Москва,³Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, Москва⁴НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей», Россия, Санкт-Петербург⁵Санкт-Петербургский Государственный Морской Технический Университет, Россия, г.

Санкт-Петербург,

rogachev.so@misis.ru

Штамповые стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации (стали с РАПЭ) – новый класс безвольфрамовых сталей для горячей обработки давлением при рабочих температурах до 750–800 °С, разработанных в 1980-х годах Озерским А.Д. и Кругляковым А.А. Высокая стойкость пресового инструмента и его длительный ресурс обеспечиваются за счет способности этих сталей сохранять горячее деформационное упрочнение (горячий наклеп). В то же время температурные диапазоны сохранения горячего упрочнения в таких сталях систематически не изучены. Поэтому целью данной работы было изучить влияние температуры горячей деформации на сохранение горячего упрочнения в штамповой стали с РАПЭ (на примере среднеуглеродистой стали системы Fe–C–Si–Cr–Ni–Mn–Mo–V–Ti–Nb).

Для термомеханической обработки (ТМО) использовали цилиндрические образцы высотой 10 мм и диаметром 5 мм. ТМО проводили на закально-деформационном dilatометре DIL 805 A/D. ТМО состояла из следующих этапов:

- (1) аустенизация при 1150 °С в течение 20 минут;
- (2) охлаждение до 450 °С, выдержка 15 минут и пластическая деформация;
- (3) нагрев с скоростью 1 °С/с до температур из интервала 550–850 °С (с шагом 50 °С), выдержка 15 минут и пластическая деформация.

Деформацию проводили по схеме сжатия (5 циклов, деформация на каждом цикле 1.3–2.0 %, скорость 0.1 с⁻¹) с записью истинных кривых «напряжение-деформация».

Как и в более ранних исследованиях, многократная пластическая деформация при 450 °С обеспечила существенное упрочнение стали – максимальное напряжение цикла S_{max} повысилось с 252–257 МПа до 449–458 МПа – в 1.8 раз. Достигнутый уровень упрочнения сохраняется на первом цикле последующей деформации при 550–650 °С и усиливается при следующих 4-х циклах – S_{max} повышается до 569–552 МПа – на 27–22%. С повышением температуры деформации до 750 °С склонность к усилению горячего упрочнения немного ослабевает – S_{max} в процессе деформации повышается до 495–512 МПа (на 9–13%). С дальнейшим повышением температуры деформации до 800 °С не наблюдается усиления горячего упрочнения, но происходит его стабилизация, т.е. S_{max} в процессе деформации остается постоянным на уровне 450 МПа. Наконец, с повышением температуры деформации до 850 °С происходит некоторое разупрочнение стали – S_{max} на первом цикле деформации снижается до 353 МПа (на 20%) и остается на этом уровне при следующих 4-х циклах деформации.

**МИКРОСТРУКТУРА, АКУСТИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ
ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 35ХГС ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ
ОБРАБОТКИ РЕЗАНИЕМ****Глинка А.С.***Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева,**Россия, Кемерово**alexandr@inbox.ru*

В настоящей работе проведено комплексное исследование структурных состояний, полей внутренних напряжений, акустических и магнитных характеристик металла поверхностных слоев заготовок, выполненных из стали 35ХГС, обработанных с применением оптимальных сочетаний составляющих режимов резания по режимам чернового, получистового и чистового точения с использованием современных методов контроля: растровой электронной микроскопии, просвечивающей электронной микроскопии на тонких фольгах, рентгеноструктурного анализа, а также спектрально-акустического и магнитошумового методов неразрушающего контроля.

Экспериментально исследовано влияние скорости резания, подачи и глубины резания на изменение амплитуды напряжения растяжения-сжатия, амплитуды внутренних напряжений за счет дислокаций «леса» и локальных внутренних напряжений после черновых, получистовых и чистовых стадий изготовления изделий. Впервые показано, что при обработке резанием стали 35ХГС на месте разрушенного перлита образуется сложная дислокационно-фазовая структура, содержащая осколки различных форм и размеров, одновременно с измельчением частиц цементита происходит частичный вынос атомов углерода пересекающими частицы дислокациями, на межфазных границах возникают дислокационные сплетения, которые затем перестраиваются в субграницы, в узлах дислокационных сплетений и на границах фрагментов наблюдаются мелкие частицы карбидной фазы. Амплитуда локальных полей внутренних напряжений в перлите выше, чем в феррите, что связано с ростом числа источников внутренних напряжений из-за разрушения цементитных пластин в процессе резания. Установлено, что для исследованной стали от режима резания зависит плотность дислокаций, степень разрушения и деградации цементитных пластин. В результате проведенных исследований выбран режим, при котором получены минимальные внутренние напряжения в поверхностном слое, которые равномерно распределены по длине заготовки. Изменение структурно-фазового состояния изделий из стали 35ХГС при резании приводит к изменению акустических и магнитных характеристик. Получена зависимость между амплитудой локальных полей внутренних напряжений, скоростью распространения поверхностных акустических волн и интенсивностью магнитного шума. Сделаны выводы о целесообразности использования данного режима обработки для обеспечения высокого качества поверхностного слоя, возможности длительной эксплуатации изделия, экономии материала и энергии в процессе обработки резанием. Разработана методика контроля качества механической обработки изделий в цеховых условиях.

УПРАВЛЕНИЕ МАРТЕНСИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ, ПРОТЕКАЮЩИМ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ И НАГРУЖЕНИИ-ВАЖНЫЙ ФАКТОР ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ СПЛАВОВ**Малинов Л.С.***ГВУЗ Приазовский государственный технический университет, Украина, Днепр
leonid.s.malinov@gmail.com*

Из фундаментальных работ Г.В. Курдюмова и О.П. Максимовой, выполненных еще в 50-х годах прошлого века, известно, что деформационное и термическое воздействия сильно влияют на кинетику мартенситного превращения при охлаждении. Нами изучено их влияние на его развитие при нагружении в процессе испытаний кавитационной стойкости, механических свойств, изнашивания. Это впервые показано применительно к кавитационной стойкости хромомарганцевых сталей. Наиболее высокой кавитационной стойкостью обладают однофазные аустенитные стали с оптимальной кинетикой деформационного мартенситного превращения. В этом случае проведение предварительных обработок, дестабилизирующих аустенит и вызывающих образование значительного количества мартенситных фаз, не смотря на сильное упрочнение, снижает кавитационную стойкость. Аналогичный результат наблюдался и в том случае, когда под влиянием обработок аустенит чрезмерно стабилизируется, что так же, как и в предыдущем случае, снижает кавитационную стойкость. Позднее это было показано на сталях и чугунах с различным количеством метастабильного аустенита. Если в сплавах развитие мартенситного превращения не является оптимальным, то необходимо проведение предварительных обработок, корректирующих его в нужном направлении для существенного повышения механических свойств, кавитационной стойкости и износостойкости. Была также отмечена важная роль свойств, образующихся при деформации мартенсита, его дисперсность и равномерность распределения. Установлено большое влияние на кинетику мартенситного превращения при нагружении количества метастабильного аустенита в структуре сталей и чугунов, сохранившегося после закалки (для высоколегированных сплавов нормализации). Так при его содержании в сталях и чугунах 40-60 % мартенситное превращение развивается с большой интенсивностью. Это необходимо использовать в сталях и чугунах, например, для повышения их износостойкости при абразивном воздействии и сухом трении. При сравнительно небольшом количестве метастабильного аустенита после закалки и низкого отпуска (8-15 %) он обладает повышенной стабильностью, что необходимо использовать в низкоотпущенных конструкционных сталях. Показана необходимость за счет изменения химического состава сплавов и режимов обработок (термической, деформационной, термомодеформационной и др.) управлять развитием мартенситных превращений при охлаждении и нагружении с целью их оптимизации. Они могут стабилизировать или дестабилизировать аустенит и в нужном направлении изменять свойства сплавов. У сталей и чугунов такими обработками были существенно повышены механические и служебные свойства.

**УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ ХОЛОДНОКАТАНОГО ПРОКАТА
АВТОЛИСТОВОЙ СТАЛИ ТИПА HSLA С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ
КАЧЕСТВЕННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК**

Чачина А.Е., Ли Э.В.

*НИТУ «МИСиС», Российская Федерация, г. Москва
angelina_ch@mail.ru*

Основной задачей работы было изучение и управление структурой и механическими свойствами автолистовой высокопрочной микролегированной стали. Был исследован прокат CR380LA толщиной 1,2 мм (класс прочности 380), химический состав указан в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав плавки для получения проката по ТД, % мас.

Химический состав	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	N	Ti	Al	V	Nb	B
Плавка	0,11	0,08	0,66	0,002	0,007	0,03	0,01	0,05	0,005	0,002	0,043	0,0015	0,054	0,0003
ТД	0,09-	0,04-	0,60-	не более							0,025-	-	0,050-	-
	0,12	0,11	0,80	0,012	0,018	0,06	0,06	0,06	0,007	0,008	0,055		0,070	

Произведены многочисленные моделирования горячей и холодной прокатки исследуемой стали в агрегате непрерывного горячего цинкования и в агрегате непрерывного отжига, проведена обработка полученных данных, измерены механические свойства образцов. Определены оптимальные технологические режимы горячей и холодной прокатки для создания наилучших характеристик стали и ее высокого качества.

При изменении технологических параметров обработки в АНО наибольшие значения прочности и пластичности ($\sigma_b = 515$ МПа, $\delta_5 = 26,2$ %) были достигнуты при следующих технологических параметрах: скорость движения полосы – 110 м/мин, температура полосы на выходе из секции нагрева и выдержки – от 700 до 720 °С.

При изменении технологических параметров обработки в АНГЦ наибольшие значения прочности и пластичности ($\sigma_b = 572$ МПа, $\delta_5 = 23,6$ %) были достигнуты при следующих технологических параметрах: скорость движения полосы – 120 м/мин, температура полосы на выходе из секции нагрева и выдержки – 720 °С.

Исследование микроструктуры и анализ размеров зерна феррита образцов из стали CR380LA при варьируемых режимах в АНО показало, что при увеличении скорости движения полосы, как и при увеличении температур полосы на выходе из секции нагрева и выдержки, происходит уменьшение параметра d_{cp} и коэффициента вытянутости зерна d_x/d_y ; образцов из стали CR380LA при варьируемых режимах в АНГЦ показало, что скорость движения полосы влияет на параметр d_y , возрастающий с ее увеличением.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СТАЛИ 22К

Никулин С.А., Рогачев С.О., Белов В.А., Шплис Н.В.

НИТУ «МИСиС», Российская Федерация, г. Москва

belov.v@misis.ru

В связи с развитием атомной энергетики в РФ повышаются требования к обеспечению безопасности на АЭС. Одним из дополнительных рубежей безопасности в реакторе ВВЭР-1200 является устройство локализации расплава (УЛР). Основным элементом конструкции УЛР является корпус, изготавливаемый из стали 22К.

Моделирование теплового воздействия на корпус УЛР при расчетной запроектной аварии на АЭС показало, что оно эквивалентно охрупчивающему отжигу (ТО-1: нагрев до 650 °С со скоростью 200 °С/ч, охлаждение до 480 °С со скоростью 1 °С/ч, охлаждение с печью) и перегреву в аустенитной области (ТО-2: нагрев до 1200 °С, выдержка 3,7 часа и охлаждение с печью). В таких условиях происходит снижение механических свойств стали.

Сталь 22К является материалом средней прочности, поэтому при оценке ее трещиностойкости предполагается, что разрушение происходит в области общей текучести, поэтому в качестве характеристики трещиностойкости был выбран параметр нелинейной механики разрушения – критический J -интеграл J_c .

Для проведения испытаний на трещиностойкость, вырезались прямоугольные образцы (55×10×5 мм) из листов стали 22К после нормализации (состояние поставки), ТО-1 и ТО-2 и наводились надрезы длиной от 2,5 до 5,5 мм, имитирующие острую трещину.

Испытания на статическую трещиностойкость проводили по схеме трехточечного изгиба на универсальной испытательной машине Instron 5569. Старт трещины в вершине надреза на образцах регистрировали по сигналам акустической эмиссии (АЭ) и определяли критическую нагрузку P_c в момент старта трещины.

Испытания на трещиностойкость образцов из стали 22К показали, что в состоянии поставки параметр J_c составляет 118 ± 8 кДж/м², а ТО-1 и ТО-2, снижают трещиностойкость на 23 % и 30 %, соответственно, по сравнению с состоянием поставки. Фрактографический анализ на сканирующем электронном микроскопе JSM-IT500 (JEOL), показал, что площадь зоны распространения трещины под надрезом на образцах после ТО-1 и ТО-2 увеличилась в 1,6 и в 2 раза, соответственно, по сравнению с образцами в состоянии поставки.

АНАЛИЗ МИКРОСТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И СВОЙСТВ СПЛАВА Co-29Cr-6Mo В ЛИТОМ И ОТОЖЖЁННОМ СОСТОЯНИИ**Гамин Ю.В., Кин Т.Ю., Тихомиров Е.О.***НИТУ «МИСиС», Москва, Россия**y.gamin@mail.ru*

Технологические и эксплуатационные свойства материалов определяются микроструктурным и фазовым состояниями и зависят от их химического состава, способа деформации, режимов термической обработки и др. Сплавы Co-Cr-Mo применяются для изготовления имплантатов тазобедренного, локтевого и коленного суставов, а также в стоматологии. Как известно, данный сплав может находиться в двух полиморфных модификациях. В зависимости от химического состава и различного сочетания легирующих элементов Co может образовывать карбиды, силициды, бориды, а также интерметаллидные соединения или твердые растворы. Таким образом, способ выплавки, скорость нагрева и охлаждения оказывают влияние на фазовый состав сплава и возможность его дальнейшей деформации. Целью настоящей работы является анализ микроструктуры, свойств и фазового состава сплава Co-Cr-Mo в литом и отожженном состояниях, а также определение условий, необходимых для дальнейшей деформации.

Исследовали сплав Co-28Cr-6Mo-0,7Ni-0,5Fe-0,3Si-0,013C (%масс.) в литом состоянии и после гомогенизационного отжига. Исходный слиток получен методом вакуумного литья. Образцы подвергали отжигу при температуре 1230 °C в течение 6 ч. После нагрева проводили закалку в воде для фиксации микроструктуры. Для литых и отожженных образцов проводили анализ микроструктуры (ОМ, СЭМ), рентгенофазовый анализ, а также измерение микротвердости (HV).

Фазовый состав литой структуры сплава после кристаллизации представляет собой неоднородную по составу матрицу твердых растворов на основе Co, по границам дендритных ячеек которой расположены интерметаллидные соединения. Как показал рентгенофазовый и элементный анализ данные частицы принадлежат к обогащенным Mo интерметаллидным соединениям Co-Cr (σ -фаза). Микротвердость исходных образцов составляет 270-275 HV. После отжига и закалки в структуре сплава зафиксировано небольшое остаточное количество σ -фазы, что может быть связано с неполным прохождением процесса гомогенизации или выделением при охлаждении. Отмечено снижение микротвердости до 255-260 HV и её более равномерное распределение по сечению образцов.

Проведенный анализ позволил сформулировать требования к исходной заготовке для дальнейшей деформации. В частности, температура нагрева и деформации должна составлять не ниже 1200 °C, нагрев заготовки с 900 до 1200 °C проводить при максимальной скорости. Деформацию необходимо вести при высоких скоростях и использованием подогреваемого инструмента, после окончания деформации заготовку резко охладить для сохранения однофазной структуры.

Авторы выражают благодарность профессору, д.ф.-м.н. Л.М. Капуткиной за помощь в анализе полученных данных.

К ВОПРОСУ О ВЛИЯНИИ ЛЕГКОПОЛАВКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ ЭВТЕКТИК НА КРАСНОЛОМКОСТЬ СТАЛЕЙ

Губенко С.И.

Украина, Днепр

sigubenko@gmail.com

Известно, что стали, особенно легированные, содержат гетерофазные включения, доля которых может достигать до 30 % от общей загрязненности. Эти включения имеют различные структурное и фазовое состояние и часто определяют уровень механических свойств и технологической пластичности сталей, а также образование различного рода дефектов [1-3]. Целью работы было изучение особенностей влияния легкоплавких гетерофазных включений эвтектического типа на краснеломкость сталей.

К легкоплавким эвтектическим включениям следует отнести: сульфидные (FeS-MnS , FeS-(Mn, Fe)S , $\text{FeS-Al}_2\text{S}_3$, $(\text{Fe, Cr, Mn})\text{S-FeS}$, $(\text{Fe, Cr, Mn})\text{S-(Fe, Mn)S}$), силикатные ($\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2\text{-MnO}\cdot\text{SiO}_2$, $2\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2\text{-MnO}\cdot\text{SiO}_2$, $2\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2\text{-CaO}\cdot\text{MgO}\cdot\text{SiO}_2$, $\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2\text{-CaO}\cdot\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$, $2\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiO}_2\text{-CaO}\cdot\text{MgO}\cdot\text{SiO}_2\text{-CaO}\cdot\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$), сульфо-силикатные ($\text{FeS-FeO}\cdot\text{SiO}_2$), оксисульфидные (FeS-FeO , MnS-MnO , MnO-FeS , $(\text{Fe, Mn})\text{O-(Fe, Mn)S}$, $(\text{Fe, Mn Cr})\text{S-FeO}$), оксиликатные ($\text{FeO-FeO}\cdot\text{SiO}_2$) эвтектики. Кроме того, существуют включения типа «эвтектика включение-матрица». Образцы сталей 08кп, 08Х, 60Г, НБ-57, ШХ15, 12ГС, 08ГСЮТФ, АЦ45Х, АЦ18ХГТ подвергали растяжению при температурах 25...1250 °С на установке ИМАШ-5 [2]. Исследовали характер и размеры микроразрушений вблизи включений эвтектик, а также критические степени деформации при различных температурах. Идентификацию неметаллических включений проводили несколькими методами, описанными в работе [2].

Исследовано поведение гетерофазных включений эвтектического типа при разных условиях пластической деформации промышленных сталей. Установлено, что вблизи включений эвтектик образуются микроразрушения различного типа: трещины и полости деформационного происхождения, а также полости, связанные с их плавлением. Установлены температуры плавления включений эвтектик, в также температурные интервалы образования микроразрушений различных типов в процессе деформации. Показано, что оплавление включений эвтектик вызывает резкий рост трещин и полостей на начальных этапах деформации, что способствует проявлению краснеломкости сталей.

[1] Губенко С. И. Гетерофазные микрокомпонитные включения в сталях. Germany-Mauritius, Beau Bassin: Palmarium academic publishing, 2019. - 330 с.

[2] Губенко С. И., Ошкадеров С. П. Неметаллические включения в стали. — Киев: Наукова думка, 2016. — 528 с.

[3] Gubenko S. I. Plasticity Origin of Heterophase Inclusions at Steel Forming // Steel in Translation. 2020. - v. 50. - No. 10. - p. 730-739.

СЕКЦИЯ 2
СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ В ЦИКЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Комаров В.С.^{1,2}, Карелин Р.Д.^{1,2}, Черкасов В.В.¹, Постников И.А.¹, Хмелевская И.Ю.¹

¹НИТУ МИСИС, Россия, Москва

²ИМЕТ РАН, Россия, Москва

komarov@misis.ru

Сплавы с памятью формы на основе никелида титана являются перспективными материалами, находящими применение в инженерной, медицинской, аэрокосмической и других сферах. Функциональные и механические свойства сплавов Ti-Ni являются структурочувствительными и могут быть значительно улучшены за счёт формирования в них ультрамелкозернистой структуры. Получение такой структуры в СПФ Ti-Ni остаётся сложной научно-технической задачей. Решить эту проблему можно путём расширения знаний о деформационном поведении материала и поиска новых схем, позволяющих провести интенсивную пластическую деформацию при пониженных температурах.

Целью данной работы является оценка возможности применения интенсивной пластической деформации кручением к объёмным заготовкам сплава Ti-Ni в температурном интервале 400-600 °С. Данная температурная область деформации была выбрана так как ранее было установлено, что деформация сжатием при 400-600 °С эквивалентного сплава Ti-50,0 ат.% Ni приводит к формированию развитой дислокационной субструктуры и значительному повышению функциональных характеристик.

В работе проведен анализ влияния деформации кручением в температурном интервале 400-600 °С на изменение фазового состава, механических и функциональных характеристик сплава Ti-50,0 ат.% Ni. Установлено, что мегапластическая деформация кручением приводит к увеличению дефектности структуры и повышению уровня механических и функциональных свойств сплава Ti-50,0 ат. % Ni по сравнению с контрольной обработкой. Во всех случаях деформация при температурах от 600 до 400 °С приводит к формированию установившейся стадии и вязкому разрушению при достижении значительной степени деформации $\epsilon = 0,2$ и более. Деформация кручением приводит к изменению фазового состава сплава, заключающемся в образовании ромбоэдрической R-фазы и В2-аустенита в интервале углов 2θ 42-43 градуса. Наибольшее количество В2-аустенита наблюдается после деформации при 400 °С, характеризующейся наиболее дефектной структурой по сравнению с другими режимами деформации. Мегапластическая деформация кручением приводит к уменьшению параметров a , c и β и некоторому увеличению параметра b , что свидетельствует об увеличении дефектности кристаллической решетки. Кристаллографический ресурс обратимой деформации при этом после всех исследуемых режимов деформации кручением составляют порядка 11 %. Данное значение превышает ресурс обратимой деформации «бездефектного» рекристаллизованного сплава. Это свидетельствует о перспективности применения мегапластической деформации кручением с целью повышения свойств сплавов с памятью формы на основе Ti-Ni.

Работы выполнены при поддержке РФФ, грант № 22-79-00304.

ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА TiNiCu**Черкасов В.В.¹, Карелин Р.Д.^{1,2}, Комаров В.С.^{1,2}**¹*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*²*ИМЕТ РАН, Россия, Москва**v.basenchikov@yandex.ru*

Развитие существующих и появление новых современных инженерных решений сопровождается непрерывным повышением требований к материалам, обладающими особыми функциональными и конструкционными свойствами. В связи с этим особый интерес исследователей привлекают сплавы с памятью формы системы Ti-Ni. Хорошая деформационная способность, высокая биосовместимость и широта сфер применения ввиду возможности прецизионного управления свойствами сплава посредством термомеханической обработки (ТМО) и добавлением легирующих элементов обеспечивают перспективность использования данного сплава и доказывает его универсальность при решении широкого диапазона научно-технологических задач. В настоящее время система Ti-Ni с добавлением Cu нашла применение в изготовлении быстрозакаленных аморфных лент с эффектом памяти формы (ЭПФ) используемых в качестве материалов для датчиков температур, а также проволоки при изготовлении активных элементов ортодонтических устройств.

Объектом исследования данной работы являлась проволока сплава $Ti_{38,25}Ni_{55,4}Cu_{6,35}$ подвергнутая холодной деформации в широком диапазоне степеней деформации с последующим последеформационным отжигом (ПДО) в течение 1 часа при 400 °С. Структура, механические и функциональные свойства полученных образцов были исследованы методами оптической микроскопии, механических испытаний на растяжение, определения твёрдости и термомеханических испытаний на изгиб.

По результатам проведенных экспериментов установлено, что холодная прокатка сопровождается значительным упрочнением материала, о чем свидетельствует повышение твердости с 177 HV до 412 HV и соответствующим уменьшением пластичности. Предел прочности на растяжение непрерывно повышается при повышении степени холодной деформации и принимает значение 2200 МПа после холодной прокатки с $\epsilon=0,86$, в исходном состоянии он был равен 770 МПа

Термомеханические испытания функциональных свойств при деформации изгибом позволил выявить явную деградацию эффекта формовосстановления с увеличением степени деформации. Однако проведение последеформационного отжига позволяет вернуть их значения к исходным, что свидетельствует о необходимости применения ПДО на завершающих этапах технологического производства ленточных изделий из сплава TiNiCu.

Работы выполнены при поддержке Гранта Президента Российской Федерации (МК-1116.2021.4).

**ОПЫТ ПРИМЕНЕНИЯ ПРОМЫШЛЕННОЙ ПРОВОЛОКИ
ОКОЛОЭКВИАТОМНЫХ СПЛАВОВ Ti-Ni ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ТЧЭ
ПОЖАРНЫХ КЛАПАНОВ**

Хмелевская И.Ю., Комаров В.С., Полякова К.А., Постников И.А.

НИТУ «МИСис», Москва

khmel@tmo.misis.ru

Накопленный опыт изготовления термочувствительных элементов (ТЧЭ) для термозапорных газовых клапанов ([http:// www.argmgas.ru](http://www.argmgas.ru)) включает многолетние исследования структуры, механических и функциональных свойств промышленной проволоки диаметром 1,5; 2,0 и 2,5 мм двойных сплавов Ti-Ni с содержанием никеля от 54 до 56 вес.%, произведенной ООО МАТЭК-СПФ.

Для предотвращения аварии ТЧЭ должен восстанавливать предварительно заданную ему форму дуги в температурном интервале 70-100 °С и освобождать подпружиненный затвор в виде шарика, который перекрывает отверстие клапана и предотвращает течение газа в сети газопровода. При этом ТЧЭ должен восстанавливать 8-10 % деформации и надежно удерживать шарик при хранении и транспортировке. Основным фактором, определяющим особенности поведения проволоки в исходном после теплого волочения состоянии, является структура, сформированная в процессе волочения, имеющая остаточный деформационный наклеп.

Для получения требуемого температурного интервала восстановления формы (ТИВФ) проволоки 70-100 °С и высоких механических (предела текучести) и функциональных свойств (обратимой деформации, степени восстановления формы) подбирали режимы последеформационного отжига (ПДО), позволяющие регулировать уровень деформационного наклепа и таким образом управлять выше названными характеристиками, а также задавать форму изделию.

В процессе многопроходного теплого волочения формировалась рекристаллизованная структура В2-аустенита (возможно неоднократно), на которую накладывалась субструктура деформационного наклепа и полигонизованная субструктура аустенита, а также субструктура фазового наклепа. В ходе ПДО в этой сложной структуре развиваются процессы полигонизации (в интервале 400-500 °С), что было более выражено в ряде сплавов или же рекристаллизации (при 500 °С и выше). Поскольку при выборе режима ПДО мы отталкиваемся от разной структуры, для проволоки разных партий одного состава (или близких составов) режимы ПДО могут быть различными и находятся в интервале температур от 350 до 550 °С.

Исследование температур мартенситных превращений, механических свойств и фазового состава проволоки выявило в ряде случаев «аномальную» пластичность ТЧЭ при комнатной температуре, не позволяющую удерживать шарик, что делает невозможным работу клапана. Это обусловлено низким значением критического напряжения образования и переориентации В19'-мартенсита. Анализ фазового состава и параметров решетки В19'-мартенсита исследованной проволоки в рекристаллизованном состоянии выявил аномально высокое количество R-фазы, нехарактерное для сплавов эквиатомного состава, что указывает на отклонение от эквиатомного состава сплава и позволяет ввести ограничение на химический состав проволоки для изготовления ТЧЭ: содержание Ni должно быть не более 50,2 ат.%. В качестве одного из критериев выбора сплава может служить отсутствие R-фазы в рекристаллизованном состоянии (после контрольной обработки: отжиг 700 °С, 30 мин с последующей закалкой в воде).

ВЛИЯНИЕ НЕРАВНОМЕРНОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ В ТЕЛАХ ИЗ TiNi

Кухарева А.С., Козьминская О.В., Поварова И.Б.

*Петербургский государственный университет путей сообщения Императора Александра I, Россия, Санкт-Петербург
kukhareva@pgups.ru*

В данной работе решены связанные термомеханические задачи для цилиндра и пластины из сплава с памятью формы, подверженных действию растягивающей силы и охлаждению с поверхности. При решении уравнения теплопроводности задается температура боковой поверхности. Для описания функциональных свойств СПФ применяется микроструктурная модель [1], которая учитывает строение материала и основные физические закономерности развития фазовой деформации. В расчетах в качестве модельного материала рассматривали никелид титана с температурами превращения: $A_f = 365$ К, $A_s = 350$ К, $M_s = 315$ К, $M_f = 300$ К. Расчеты показали, что даже при малой скорости охлаждения или при малых размерах тела наблюдается неоднородное распределение температур по толщине, что вызывает неоднородность полей напряжений (Рис. 1) и фазового состава. Например, в приповерхностных слоях цилиндра нормальное осевое напряжение σ_z может более чем в два раза превышать начальное напряжение 100 МПа (Рис. 1, б). Неоднородность температур и напряжений в свою очередь приводит к уменьшению накопленной в процессе охлаждения деформации при увеличении скорости охлаждения. Аналогично, при увеличении радиуса цилиндра или толщины пластины величина накопленной в процессе пластичности превращения деформации уменьшается.

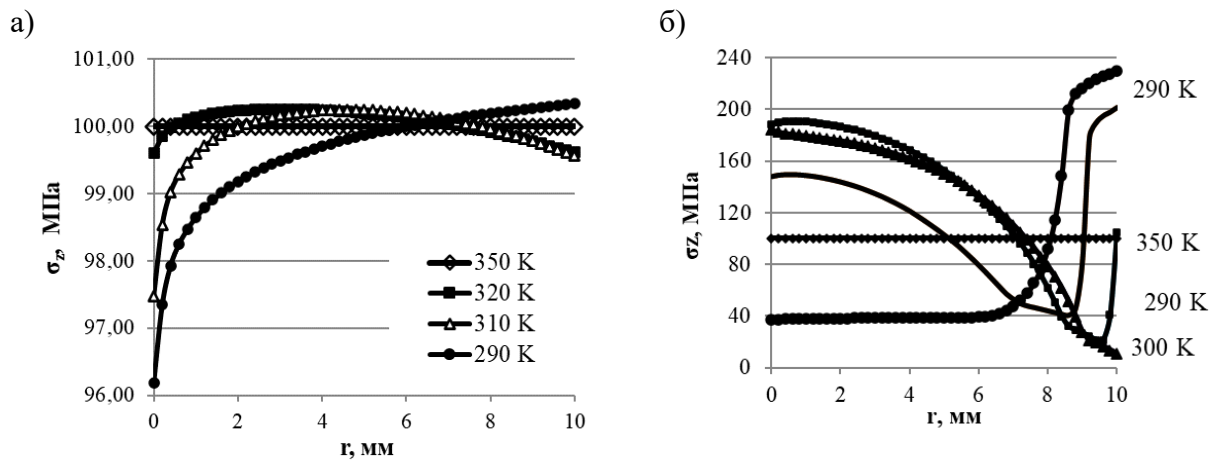


Рисунок 1 – Радиальное распределение нормального напряжения σ_z , для цилиндра радиусом 10 мм при скорости изменения температуры поверхности а) - $0,01 \text{ K s}^{-1}$, б) - 10 K s^{-1} . Числа справа показывают температуру поверхности

[1] Волков А.Е. Микроструктурное моделирование деформации сплавов при повторяющихся мартенситных превращениях // Изв. Академии Наук. Сер. Физическая. 2002. Т.66, № 9. С. 1290 – 1297.

ИССЛЕДОВАНИЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ $\beta \leftrightarrow \alpha''$ В СПЛАВЕ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Ti-Zr-Nb**Абрамова А.В., Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е.***Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург
st069745@student.spbu.ru*

В связи с высокими требованиями к изделиям медицинского назначения существует необходимость замены потенциально канцерогенного никеля в сплавах с памятью формы (СПФ) на основе TiNi другими элементами, такими как цирконий, ниобий, молибден и т.д. Сплавы системы Ti-Zr-Nb в результате протекания в них мартенситного превращения $\beta \leftrightarrow \alpha''$ демонстрируют сверхупругое поведение при температуре человеческого тела, что делает их привлекательными с точки зрения медицинских приложений.

Для эффективного использования СПФ необходимо наличие моделей, позволяющих адекватно рассчитывать деформацию этих материалов. При моделировании с применением микроструктурного подхода^[1] требуется знание тензора деформации превращения кристаллографической решётки исходной высокотемпературной аустенитной фазы в низкотемпературную мартенситную. В данной работе выполнен расчёт матрицы тензора деформации при мартенситном превращении $\beta \leftrightarrow \alpha''$ (из упорядоченной объёмно-центрированной кубической структуры в упорядоченную гранецентрированную орторомбическую структуру) в сплаве Ti-Zr-Nb. Считали, что превращение осуществляется путём комбинации растяжений в направлении $[001]_\beta$ в k_1 раз, в направлении $[110]_\beta$ в k_2 раз и в направлении $[\bar{1}10]_\beta$ в k_3 раз. Параметры k_1 , k_2 , k_3 рассчитывали на основе имеющихся данных рентгеноструктурного анализа.

Вычислены матрицы тензоров градиента деформации, малых деформаций и Грина-Лагранжа, относительное изменение объёма элементарной ячейки. Выполнена оценка кристаллографического ресурса для данного превращения как максимальной величины главной деформации в предположении малых и конечных деформаций.

[1] Belyaev F. et al. A Microstructural Model of SMA with Microplastic Deformation and Defects Accumulation: Application to Thermocyclic Loading // Mater. Today Proc. Elsevier Ltd., 2015. Vol. 2. P. S583–S587.

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА TiNi С ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫМ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЕМ ПУТЕМ АНАЛИЗА ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ДАННЫХ

Чуракова А.А.^{1,2}, Каюмова Э.М.^{2,3}

¹Институт физики молекул и кристаллов Уфимского федерального исследовательского центра Российской академии наук, Россия, г. Уфа

²Уфимский государственный авиационный технический университет, Россия, г. Уфа

³Уфимский государственный нефтяной технический университет, Россия, г. Уфа
churakova_a@mail.ru

Результаты исследований коррозионных характеристик никелида титана противоречивы. В результате анализа поляризационных кривых установлено, что происходит снижение коррозионной стойкости нитинола в УМЗ состоянии практически во всех средах, как в растворах соляной кислоты, так и в растворе хлорида натрия, что обусловлено увеличением протяженности границ количества дефектов структуры. Представляют интерес исследования по коррозионному поведению сплава TiNi с различной микроструктурой в том числе с предварительным термоциклированием. Материалом исследования являлся образцы двухкомпонентных сплав TiNi с мартенситной микроструктурой – Ti_{49.2}Ni_{50.8}, имеющий структуру В2 аустенита. После закалки образцы были деформированы путем равноканального углового прессованием по режиму В_c (6 проходов) при T = 400 °С. Параметры электрохимической коррозии определяли с использованием универсального потенциостата-гальваностата Р-2Х «Элинс» в режиме линейной развертки потенциала от -500 до 600 мВ со скоростью 100 мВ/с в растворах: 1М HCl, 3М HCl, 1М H₂SO₄, 3М H₂SO₄, растворах Рингера и Хэнкса, 0,9% NaCl.

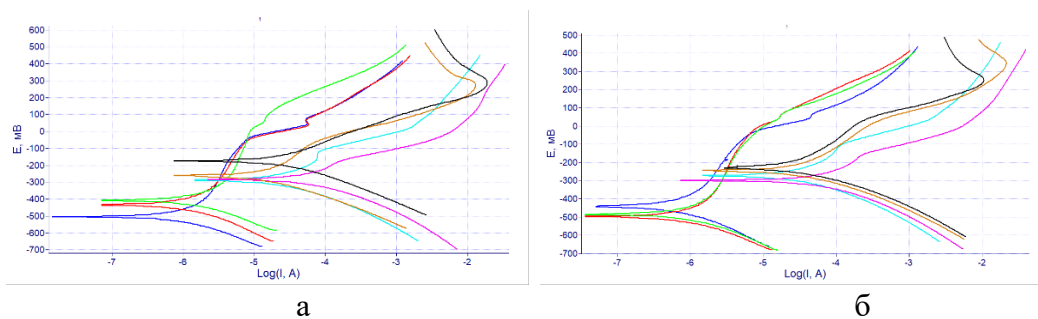


Рисунок 1 – Поляризационные кривые сплава Ti_{49.2}Ni_{50.8} в крупнозернистом (а) и ультрамелкозернистом (б) состояниях после предварительного термоциклирования: раствор Рингера – синий, 0,9% NaCl – красный, раствор Хэнкса – зеленый, 1М HCl – голубой, 3М HCl – фиолетовый, 1М H₂SO₄ – коричневый, 3М H₂SO₄ – черный

Работа выполнена при поддержке Совета по грантам Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук (МК-6202.2021.1.2). Каюмова Е.М. выражает благодарность за поддержку в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России для ФГБОУ ВО «УГАТУ» (договор № 075-03-2021-014/4) в молодежной научной лаборатории «Металлы и сплавы, подвергающиеся экстремальным воздействиям».

**ПРОВЕДЕНИЕ РКУП В ОБОЛОЧКЕ СПФ Ti-Ni ПРИ ПОНИЖЕННЫХ
ТЕМПЕРАТУРАХ ДЕФОРМАЦИИ****Карелин Р.Д.^{1,2}, Комаров В.С.^{1,2}, Хмелевская И.Ю.¹, Андреев В.А.², Юсупов В.С.²,
Прокошкин С.Д.¹,**¹*НИТУ МИСИС, Москва, Россия*²*ИМЕТ РАН, Москва, Россия**rdkarelin@gmail.com*

В данной работе представлены результаты исследования возможности применения РКУП в оболочке при пониженных температурах деформации в квазинепрерывном режиме с целью дополнительного измельчения структурных элементов и соответствующего улучшения комплекса свойств сплавов с памятью формы (СПФ) на основе Ti-Ni. Проведение РКУП в оболочке из технически чистого железа диаметром 20 мм заготовок СПФ TiNi диаметром 12 и 6 мм за один проход при температуре 200 °С позволило сформировать в сплаве полосчатую деформационную структуру с высокой плотностью свободных дислокаций и средним поперечным размером деформационных полос в нанометровом диапазоне, а также заметно повысить прочностные характеристики сплава по сравнению с контрольной обработкой (закалка 750 °С, 30 мин): твердость – с 177 ед. HV до 270 и 275 ед. HV, дислокационный предел текучести – с 520 МПа до 1045 и 1150 МПа, предел прочности – с 945 МПа до 1140 и 1200 МПа для диаметров 6 и 12 мм, соответственно. Проведение РКУП в оболочке при более низких температурах (вплоть до комнатной) приводит к разрушению заготовок из никелида титана из-за недостаточной технологической пластичности. Развитие технологии проведения РКУП в оболочке связано с увеличением количества проходов для формирования более равноосной структуры, а также переходу к прессованию заэквиатомных по Ni сплавов, отличие которых от эквиатомных заключается в протекании процессов статического и динамического старения, оказывающих значительное влияние на формирование структуры и свойств в процессе РКУП в оболочке и последующей термообработке. На данном этапе работы была предпринята попытка увеличения количества проходов РКУП в оболочке эквиатомного (Ti-50,0 ат.% Ni) и заэквиатомного (Ti-50,8 ат. % Ni) сплавов с постепенным понижением температуры от 450 до 200 °С. Для эквиатомного сплава удалось успешно провести семь проходов РКУП в квазинепрерывном режиме без разрушения заготовки и оболочки при температуре 400 °С, три прохода – при 300 °С, один и два прохода – при 250 °С. Заэквиатомный сплав удалось успешно продеформировать за три прохода при температурах 450 и 350 °С. Прессование при температуре 250 °С за три прохода привело к разрушению образца на несколько частей. Прессование при температуре 200 °С также привело к разрушению образца из никелида титана уже после первого прохода. Таким образом, было установлено, что эквиатомный сплав обладает большей технологической пластичностью при низких температурах деформации. Дальнейшее исследование сформированной в результате применения РКУП в оболочке структуры и комплекса свойств позволит выявить наиболее перспективных режимы деформации.

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 22-79-00056.

ПОВЫШЕНИЕ ДЕФОРМИРУЕМОСТИ СПЛАВА TiNiHf ПРИ ПРОКАТКЕ С ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОМ**Андреев В.А.¹, Столяров В.В.², Карелин Р.Д.^{1,3}, Комаров В.С.^{1,3}, Угурчиев У.Х.², Черкасов В.В.³, Лайшева Н.В.¹, Лазаренко Г.Ю.¹**¹*ИМЕТ РАН, Москва, Россия*²*ИМАШ РАН, Москва, Россия*³*НИТУ МИСИС, Москва, Россия**andreev.icmateks@gmail.com*

В настоящее время в ряде отраслей промышленности существует необходимость получения сплавов, обладающих высокотемпературным эффектом памяти формы. Наиболее перспективными с точки зрения получения требуемых функциональных характеристик являются сплавы на основе TiNi, легированные Hf. При этом одной из основных механических характеристик, определяющих возможность производства и последующего применения большинства металлов и сплавов является их деформационная способность. Сплавы системы TiNiHf являются не только трудно деформируемыми, но и достаточно хрупкими. Поэтому разработка любых технологических схем, позволяющих повысить деформируемость данных сплавов, является актуальной. В работе было проведено исследование возможности повышения деформируемости полосы из сплава TiNiHf с содержанием гафния 5 ат. % и пониженным содержанием никеля (48 ат. %) толщиной 2 мм за счет применения электропластического эффекта при холодной прокатке. Для повышения деформируемости использовали внешнее воздействие в виде импульсного тока высокой плотности более 200 А/мм². Прокатку проводили с абсолютными обжатиями за проход 25 мкм. В результате проведения эксперимента было установлено, что применение импульсного тока приводит к повышению деформируемости полосы при прокатке по сравнению с прокаткой без тока. Полосу удалось продеформировать до толщины 0,3 мм без промежуточных отжигов (максимальная истинная деформация 1,47, инженерная – 85%). Исследование полученной структуры проводили с использованием оптической микроскопии с увеличением от 50 до 100. Фазовый состав оценивали методом рентгенографического анализа. Также проводили анализ эволюция истинной и инженерной деформации до разрушения (появления видимых макротрещин в зоне деформирования). Изменение механических свойств исследовали путем измерения твердости по Виккерсу при комнатной температуре. В результате исследований было установлено, что исходная крупнозернистая равноосная мартенситная микроструктура ($d_3 = 50$ мкм) трансформируется в вытянутую вдоль направления прокатки, при этом твердость повышается на 50 %. Отсутствие заметных структурных изменений и наблюдающееся упрочнение могут свидетельствовать о нетепловом эффекте тока в повышение деформируемости. Таким образом, результаты проведенных исследований свидетельствуют о перспективности применения метода прокатки с импульсным током труднодеформируемого сплава TiNiHf с памятью формы в качестве способа обработки металлов давлением.

Исследование выполнено в рамках государственного задания ИМЕТ РАН № 075-00715-22-00.

СЕКЦИЯ 3
СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ

ВТМО ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ АВТОМОБИЛЕСТРОЕНИЯ
Рябичева Л.А., Никитин Ю.Н.

Луганский государственный университет им. В. Даля, ЛНР, г. Луганск
ryabic@gmail.com

Технологический процесс изготовления биметаллических деталей с высокими эксплуатационными свойствами из порошковых материалов состоит из следующих операций: изготовление пористых биметаллических прессовок совместным холодным прессованием разнородных слоев, спекание и последующее горячее выдавливание с применением различных схем деформации. Нередко после выдавливания применяют операции термической обработки для достижения требуемых физико-механических и эксплуатационных свойств.

Разработана технология получения порошка из шлифовального шлама жаропрочной стали 40X10C2M. Исследованы гранулометрический состав, насыпная плотность, форма частиц, текучесть, плотность утряски, уплотняемость, формуемость. Изучено влияние диспергирования порошка на технологические свойства. Показано, что обработка шлифовального шлама стали 40X10C2M в шаровой мельнице при температуре 60–80°C в течение 1 ч с последующей промывкой и применением моющих средств, с магнитной сепарацией и отжигом в восстановительной среде обеспечивает получение порошка, имеющего удовлетворительные технологические характеристики. Повышение уплотняемости порошка достигается применением пластификатора – поливинилового спирта и грануляцией смеси. Разработанная технология дает возможность получить прессовки плотностью 5,6-5,8 г/см³ при давлении прессования 800 МПа.

Полученный порошок из шлифовального шлама жаропрочной стали 40X10C2M применен для изготовления биметаллической детали «опора шаровая». Деталь имеет износостойкую сферическую рабочую поверхность из полученного порошкового материала марки П80X9C2M. Технология изготовления биметаллической детали «опора шаровая» включает следующие операции: холодное прессование биметаллической прессовки с пористостью лакируемой основы 12 % и лакирующего слоя 17 % на гидравлическом прессе силой 1600 кН модели ПД–476, горячее выдавливание на винтовом прессе силой 1000 кН модели Ф-1730 при температуре 1100 °С и отпуск при температуре 400 °С. Применение режима ВТМО и последующий отпуск позволили повысить механические и эксплуатационные свойства изделия.

Средняя плотность лакируемого металла – 7,78 г/см³, лакирующего – 7,11 г/см³, что составляет 4 % пористости. При полученной пористости лакирующий слой имеет высокие износостойкие показатели. После горячего выдавливания твердость лакирующего слоя составляет 44-49 HRC, твердость лакируемой основы образцов – 35-38 HRC. После отпуска при температуре 400 °С – 57-59 HRC и – 37-39 HRC соответственно.

Применение разработанной технологии дает экономию 38,8 кг стали 45 при изготовлении 100 комплектов деталей (400 единиц).

АДАПТАЦИЯ МОДЕЛИ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕРМИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ ГОРЯЧЕКАТАНОГО ЛИСТА ДЛЯ ЭЛЕКТРОСВАРНЫХ ПРЯМОШОВНЫХ ТРУБ**Дегтярев В.Н.¹, Масленников К.Б.¹, Платов С.И.², Урцев Н.В.¹, Мокшин Е.Д.¹**¹*Исследовательско-технологический центр «Аусферр», Россия, Магнитогорск*²*Магнитогорский технический университет им. Г.И. Носова., Россия, Магнитогорск
ausferr@mail.ru, rts@ausferr.ru*

Эффективное управление технологическим процессом прокатки без применения информационных технологий не представляется возможным. Совершенствование методов интегрированного и адаптивного управления качеством проката на единой математической основе и единых принципах представления информации о критериях качества являются актуальной научно-технической проблемой.

В ходе выполненных ранее работ [1, 2] была разработана и реализована модель изменения термического состояния толстолистового трубного проката при прохождении им технологической линии ТЛС «5000». Данная работа проведена для развития возможностей модели.

В качестве исходного материала использовались три химические композиции, соответствующие вариантам состава сталей категории прочности К60, для которых проведены эксперименты по варьированию режимов теплоотвода, произведена аттестация структурного состояния для всех режимов нагрева-охлаждения. В результате были определены температурные зависимости теплоемкостей феррита и аустенита, изучены удельные тепловые эффекты распада аустенита по ферритному, бейнитному и мартенситному механизмам.

Основным результатом исследования стало расширение области применения феноменологической модели распада аустенита, с целью регламентации ключевых технологических параметров, значимых для формирования комплекса потребительских свойств толстолистового трубного проката.

[1] Шмаков А.В. и др.// Сб. тезисов науч.-техн. семинара «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов.» 22-25 октября 2019г., - М.: НИТУ МИСиС, 2019, с.125.

[2] Платов С.И. и др.// Сб. трудов десятой науч.-практической конф. «Прочность неоднородных структур.» 20-22 апреля 2021г., - М.: ООО «Студио-Принт», 2021, с.60.

**ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ ЭКОЛОГИЧНЫМ СПОСОБОМ
ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ И СТУПЕНЧАТОЙ ЗАКАЛКИ ПОЛУЧЕНИЕМ В ИХ
СТРУКТУРЕ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА**

Малинов Л.С.

*ГВУЗ Приазовский государственный технический университет, Украина, Днепр,
leonid.s.malinov@gmail.com*

Предложенный для повышения свойств сплавов на железной основе принцип получения у них многофазной структуры, одной из основных составляющих которой является метастабильный аустенит, претерпевающий при нагружении динамическое деформационное мартенситное превращение (ДДМП)-эффект самозакалки при нагружении (СЗН), позволяют способы изотермической и ступенчатой закалки. Однако в настоящее время при их проведении для охлаждения с температуры аустенитизации и выдержки при постоянной температуре используются неэкологичные вещества: нагретое масло, расплавы солей или щелочей. На их приобретение, утилизацию, промывку от них изделий требуются дополнительные затраты. В связи с этим разработан экологически чистый способ изотермической и ступенчатой закалки, исключающий их использование. Он заключается в том, что стали после аустенитизации (в ряде случаев с выдержкой в межкритическом интервале температур - МКИТ) охлаждают в воде до температуры образования нижнего бейнита (изотермическая закалка) или стабилизации переохлажденного аустенита выше или ниже точки M_n к мартенситному превращению при охлаждении (ступенчатая закалка), после чего переносят в печь, нагретую на заданную температуру, выдерживают заданное время при этой температуре и охлаждают на воздухе до комнатной температуры. Полученные данные показывают, что изотермическая закалка сталей по новому способу позволяет обеспечить более высокий уровень механических свойств, чем улучшение. Например, у стали 30ХГСА экологичная изотермическая закалка по рациональному режиму с аустенитизацией в МКИТ позволила получить $\sigma_{0,2} = 1160$ МПа, $\sigma_B = 1270$ МПа, $\delta = 25$ %, $\psi = 65$ %, $KCU = 1,6$ МДж/м². После улучшения по типовому режиму механические свойства существенно ниже: $\sigma_{0,2} = 860$ МПа, $\sigma_B = 1120$ МПа, $\delta = 10$ %, $\psi = 43$ %, $KCU = 0,7$ МДж/м². Эта закономерность обнаружена на многих исследованных конструкционных сталях. Она обусловлена тем, что наряду с бейнитом и небольшим количеством феррита в зависимости от химического состава сталей образуется 15-25 % метастабильного аустенита превращающегося в мартенсит деформации при испытаниях механических свойств, о чем свидетельствуют данные рентгеновского анализа. Изотермическая закалка по новому способу сталей перлитного класса эффективней улучшения. Она также позволяет повысить износостойкость. Ступенчатая закалка по новому способу, примененная к сталям мартенситного, мартенситно-аустенитного и аустенитного (с метастабильным аустенитом) классов, также позволила повысить их механические свойства и износостойкость по сравнению с типовой термообработкой, включающей закалку и низкий отпуск. Это обусловлено получением в структуре наряду с мартенситом и карбидами оптимального количества и стабильности остаточного аустенита, претерпевающего ДДМП.

НОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ОБРАБОТКАМИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР

Малинов Л.С.¹, Малинов В.Л.², Бурова Д.В.¹

¹ ГВУЗ Приазовский государственный технический университет, Украина, Днепр

² ПИИ ООО Бюро Веритас, Украина,

leonid.s.malinov@gmail.com

Предложены технологии обработки конструкционных сталей перлитного, бейнитного, мартенситного классов (термообработка, пластическая деформация, их разнообразные сочетания) с использованием межкритического интервала температур (МКИТ), которые являются одним из перспективных направлений в энерго- и ресурсосбережении. При рациональных термовременных режимах проведения указанных технологий они позволяют получить у доэвтектоидных сталей и наплавленного металла хорошее сочетание механических свойств и повышенную износостойкость. Разработанные для многих конструкционных сталей новые технологии являются альтернативой применяемому, предусматривающему при проведении нормализации и различных способов закалки обязательный нагрев выше $A_{с3}$. Этот сложившийся в учебной и справочной литературе стереотип препятствует применению в промышленности новых технологий обработки конструкционных сталей. Исключением является закалка из МКИТ низкоуглеродистых низколегированных сталей для глубокой вытяжки или холодной высадки. При этом количество мартенсита должно составлять 25-30 % (остальное-феррит). Между тем, применение технологий обработки, использующих МКИТ, большой номенклатуры конструкционных сталей позволяет обеспечить у них более высокий уровень механических свойств и износостойкости, чем аналогичные типовые технологии. Это обусловлено получением мелкозернистой композиционной структуры, сочетающей прочные и пластичные составляющие. Особенно высокий уровень механических свойств и износостойкости достигается после различных способов закалки из МКИТ, обеспечивающих получение многофазной микронеоднородной структуры, состоящей из мартенсита и/или нижнего бейнита, микронеоднородных по химическому составу, карбидов, карбонитридов и др., их разнообразных количественных сочетаний с такими пластичными составляющими как феррит и метастабильный аустенит, претерпевающий при нагружении в процессе испытаний свойств или эксплуатации динамическое деформационное мартенситное превращение – ДДМП (эффект самозакалки при нагружении – ЭСЗН). При необходимости феррит может быть исключен из структуры. К технологиям обработки, использующим этот принцип, относятся закалка из МКИТ с последующим низким отпускком, изотермическая, ступенчатая, прерывистая закалка. Эти способы закалки позволяют не только существенно снизить уровень внутренних напряжений, но и получить метастабильный аустенит, претерпевающий ДДМП. Кроме того, они могут быть реализованы без применения неэкологичных расплавов солей, щелочей и нагретого масла, что снижает затраты на их проведение и улучшает условия труда. Целесообразно перед закалкой из МКИТ осуществлять закалку с типовой температуры аустенитизации или проводить такой нагрев перед выдержкой в МКИТ или после нее с последующей закалкой. В ряде случаев следует проводить пластическую деформацию перед закалкой из МКИТ, после нее или в самом МКИТ. Изотермическая закалка сталей из МКИТ обеспечивает свойства, не достижимые типовой технологией.

**МАКРОСТРУКТУРНЫЙ ДИЗАЙН МАТЕРИАЛОВ ПРИМЕНЕНИЕМ
ТЕХНОЛОГИЙ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ
ИЛИ ИЗМЕНЕНИЯ ИХ СВОЙСТВ**

Малинов Л.С.

*ГВУЗ Приазовский государственный технический университет, Украина, Днепр
leonid.s.malinov@gmail.com*

В 70-х годах прошлого века автором предложен принцип технологий дифференцированной обработки (ТДО), которые создают в материалах (на его поверхности или объеме) градиенты структурно-фазового состояния (ГСФС). В настоящее время дизайн материалов применением ТДО для получения ГСФС является инновационным и исключительно перспективным направлением в решении проблемы ресурсо- и энергосбережения, а также экологичности процесса обработки материалов. Принцип ТДО заключается в сочетании общего (объемного) и локального (местного) воздействия на материал. Последнее возможно тогда, когда механические, тепловые, магнитные, электрические и другие поля распределяются не равномерно по объему изделия, а локализируются в его отдельных участках или слоях. В результате фазовые и структурные превращения протекают не одновременно, а в разной последовательности и степени. Первые работы по получению ГСФС выполнены на сталях с применением общей и локальной деформации, а также локального нагрева, в том числе, в сочетании с деформацией при различных режимах их осуществления. Были введены понятия точечной и линейчатой обработки (деформации, закалки, отпуска и др.). Они позволяют реализовать разнообразный структурный дизайн материалов применительно к условиям эксплуатации, что является важным фактором повышения их свойств или получения новых. При их проведении могут быть получены волнистые, зигзагообразные, сетчатые, шахматные и другие узоры на поверхности или создана слоистая структура. В ряде случаев такими обработками в материалах могут быть созданы участки с противоположными свойствами (твердые и мягкие, магнитные и немагнитные, с небольшим и большим коэффициентом линейного расширения и т.п.). Сами участки с измененной структурой и свойствами могут иметь разнообразную геометрическую форму (круг, квадрат, эллипс и др.). Общей обработкой может быть литье, прокатка, ковка, термообработка, прессование порошков и др.. Для локальной обработки используют деформацию при различных температурах, высококонцентрированные, в том числе импульсные, источники энергии: лазерную, электронно-лучевую, плазменную и др. Они обеспечивают нанесение покрытий, наплавки в отсутствие неэкологичных защитных сред, а также позволяют легко регулировать параметры обработки, соответственно, целенаправленно управлять размерами, формой участков, их структурой, свойствами, расстоянием между ними, разнообразным расположением структурных составляющих, оптимизируя применительно к конкретным условиям нагружения. Следствием этого являются изменения на макро-, микро- и наноуровнях, в том числе, тонкой структуры, что обеспечивает повышение или получение необычного комплекса физических, химических и механических свойств. При проведении ТДО снижается уровень внутренних напряжений и склонность к трещинообразованию, что особенно важно для крупногабаритных изделий. Большие возможности в дизайне материалов открывают ТДО, в которых использованы разнообразные сочетания полей.

АНАЛИТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ КИНЕТИКИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

Моляров В.Г.¹, Беломытцев М.Ю.²

¹ООО «НИИЦ СТНК «Спектр», РФ, Москва

²НИТУ «МИСис», РФ, Москва

molyaron@mail.ru

Модель измельчения и преобразования зеренной структуры малоуглеродистых, углеродистых, низколегированных, микролегированных и высоколегированных сталей в ходе горячей прокатки подробно изучена и формализована в работах сотрудников и аспирантов МИСис М.А. Штремеля, В.И. Лизунова, В.В. Шкатова, В.Г. Молярова и их учеников. При этом временная зависимость процесса разупрочнения в общем виде, где доля частично рекристаллизованной структуры V является функцией температуры T , времени τ и степени деформации ε , не была сформулирована и описана математически единым уравнением. Поэтому экспериментальные данные, полученные для стали 09Г2С как координаты точек технологического пространства $\{\tau, \varepsilon, T\}$, были объединены в трехмерную матрицу с числом строк 237 (по числу опытов) и послужили исходной информацией для построения авторами статьи оригинального варианта математической зависимости $V = f(\tau, \varepsilon, T)$, связывающей все четыре переменные в виде полинома второй степени с перекрестными членами:

$$\frac{(1-V)}{V} = 1,0 \cdot \exp \left\{ \begin{array}{l} -83,0 - 49,6 \cdot \lg(\tau) - 65,5 \cdot \lg(\varepsilon) + 83,6 \cdot \frac{1000}{T} - 16,5 \cdot \lg(\tau) \cdot \lg(\varepsilon) + \\ 41,7 \cdot \lg(\tau) \cdot \frac{1000}{T} + 37,3 \cdot \lg(\varepsilon) \cdot \frac{1000}{T} - 2,7 \cdot [\lg(\tau)]^2 - 8,0 \cdot [\lg(\varepsilon)]^2 \end{array} \right\}. \quad (1)$$

Анализ кривых, построенных по этому уравнению, и сопоставление их с графическими интерпретациями функции гиперболического тангенса $V = a \cdot (e^\tau - e^{-\tau}) / (e^\tau + e^{-\tau})$, уравнений Аврами $V = 1 - \exp(-a \cdot \tau^n)$ и Колмогорова $V = 1 - \exp(1 - a \cdot \tau^4)$, пригодных для описания кинетики роста новой структурной или фазовой составляющей, позволили обобщить модель, описывающую S-образный график нарастания частично рекристаллизованной структуры V в течение отрезка времени τ между началом τ_n и концом τ_k превращения:

$$V = 1 - e^{-4 \left(\frac{\tau - \tau_n}{\tau_k - \tau_n} \right)^2}. \quad (2)$$

Точность прогноза для стали 09Г2С по уравнениям (1, 2), оцениваемая через дисперсию отклонений экспериментальных данных от результатов прогнозирования, нормированную на среднее значение экспериментальных величин, составляет ~20%. Иные математические представления подобной зависимости, в том числе уравнение Аврами и уравнение Колмогорова, имеют более низкую точность прогноза (28-64 %).

Разработанная авторами статьи обобщенная математическая модель (2) совместно с универсальными уравнениями измельчения и преобразования зерна, а также уравнениями границ областей структурных состояний деформированного аустенита в многомерных диаграммах рекристаллизации составляют достаточный комплект уравнений для прогноза итоговой структуры малоуглеродистых и низколегированных сталей ферритно-перлитного класса после многопроходной горячей деформации.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 08X13H4M1Ф

Григорьева Д.Д.

НИТУ МИСиС, Россия, Москва

ООО ТМК НТЦ, Россия, Москва

dashagrgrv121@gmail.com

Высокопрочные обсадные и насосно-компрессорные трубы из мартенситной нержавеющей стали обладают высокой стойкостью к углекислотной коррозии, что позволяет их широко применять их на месторождениях, осложненных содержанием углекислого газа и сероводорода. В настоящей работе было исследовано влияние температуры отпуска на механические и вязкопластичные свойства трубной стали 08X13H4M1Ф. Отпуски проводились в лабораторной печи в течение 1 часа в диапазоне температур 720-760°C с охлаждением на воздухе.

Микроструктура образцов после серии отпусков была исследована на растровом электронном микроскопе электронном микроскопе JEOL JSM IT500 LV, результаты представлены на рисунке 1.

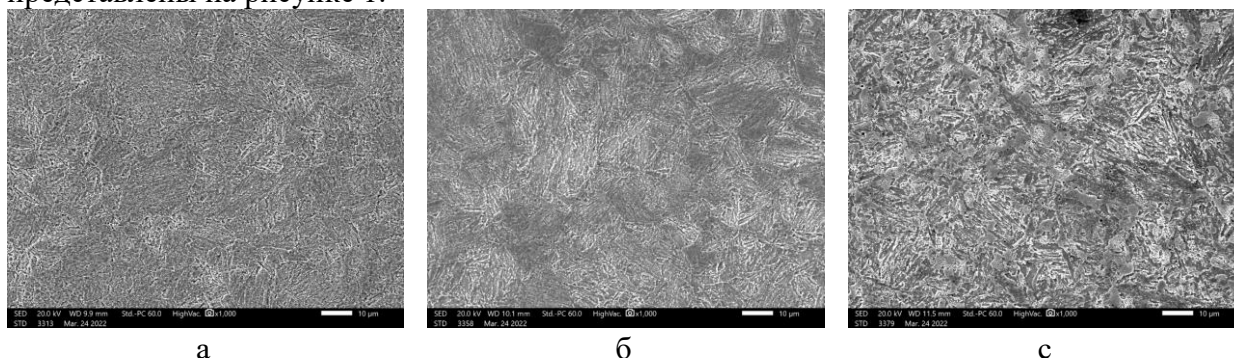


Рисунок 1 – Типичная микроструктура стали 08X13H4M1Ф после отпуска при (а) 720°C, (б) 740 °С, (с) 760°C

Механические испытания проводились на машине для испытаний на статистическое растяжение Zwick Z1200e, результаты представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Результаты механических испытаний стали 08X13H4M1Ф после серии лабораторных термообработок

Температура отпуска, °С	$\sigma_{0,5}$, МПа	$\sigma_{в.}$, МПа	$\sigma_{0,5}/\sigma_{в.}$	δ , %	Работа удара -40°C, Дж	Ударная вязкость -40°C, Дж/см ²
720	930	990	0,94	20	65,2	155,2
740	988	1048	0,94	20	61,3	145,9
760	1023	1080	0,95	18	54,2	130,3

С повышением температуры отпуска наблюдается снижение ударной вязкости, прежде всего это связано с увеличением доли остаточного аустенита после термообработки, наличие которого отрицательно сказывается на вязкопластических свойствах стали.

--	--

--	--

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 15ХМ****Никулин С.А., Рогачев С.О., Белов В.А., Шплис Н.В.***НИТУ «МИСиС», Российская Федерация, Москва**vbelov@gmail.com*

Современной разработкой российских конструкторов является устройство локализации расплава (УЛР), которое предназначено для повышения безопасности при эксплуатации АЭС. Основной частью конструкции УЛР является его корпус. С точки зрения улучшения эксплуатационных характеристик, в качестве материала для изготовления корпуса УЛР в настоящее время рассматривается сталь 15ХМ.

Для моделирования теплового воздействия на материал корпуса УЛР при расчетной запроектной аварии были рассчитаны режимы и проведены на образцах специальные термические обработки (ТО): ТО-1 – длительная высокотемпературная выдержка в аустенитной области и ТО-2 – длительная выдержка в интервале температур потенциальной отпускной хрупкости.

Для оценки влияния специальной ТО на сопротивление разрушению при высокотемпературных испытаниях на растяжение и испытаниях на ударный изгиб были изготовлены пятикратные образцы диаметром 4 мм на растяжение в состоянии поставки и после ТО-1 и ударные образцы типа 12 по ГОСТ 9454–78 с концентратором вида V из стали 15ХМ в состоянии поставки и после ТО-2.

Высокотемпературные испытания на одноосное растяжение образцов стали 15ХМ при температурах 20 °С, 700 °С и 900 °С на машине Zwick/Roell, показали, что ТО-1 при температуре испытания 20 °С снижает σ_B на ~100 МПа до 434,0 МПа, σ_T на 60 МПа до 224,0 МПа, а δ увеличивает в 1,7 раза до 31,5 %; при температуре испытания 900 °С ТО-1 значительно не влияет на механические свойства при растяжении. Испытания на ударный изгиб образцов при температурах от минус 30 °С до 200 °С на маятниковом копре Instron SI - 1М, показали, что ТО-2 приводит к увеличению ударной вязкости при всех температурах испытаний. Температура хрупко-вязкого перехода после ТО-2 снизилась на 57 °С до минус 12 °С.

Фрактографический анализ на электронном микроскопе Hitachi TM-1000 показал, что доля хрупкой составляющей в изломе стали 15ХМ после проведения ТО-2 при температуре испытания минус 30 °С снизилась на 15 % до 78,2 %, при температуре 0 °С в 4 раза до 24,8 %, при температуре 20 °С в 12 раз до 4,8 %.

ПРИМЕНЕНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В МАШИНОСТРОЕНИИ
Рудской А.И., Попович А.А., Коджаспиров Г.Е.

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Россия, Санкт-Петербург
gkodzhaspirov@gmail.com

К настоящему времени достаточно широко освоены различные схемы высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) в металлургии при изготовлении листа и сортового проката. Процесс ВТМО сравнительно легко вписывается в действующие на металлургических заводах технологические схемы горячей обработки металлов давлением (прокатка, волочение, ковка и т.д.). Значительно меньшее внедрение получили схемы ТМО при изготовлении заготовок и деталей конечной конфигурации непосредственно на стадии машиностроительного передела, главным образом, в силу более сложного профиля сечения изделий и, как следствие, усложнения условий достижения однородности по сечению структуры и свойств, а также необходимости создания специализированных деформирующих и охлаждающих устройств. Тем не менее, в последние десятилетия интерес к использованию ТМО при изготовлении изделий на стадии машиностроительного передела резко возрос в связи с уникальными возможностями реализации формирования оптимальной структуры и, соответственно, технологических, физико-механических и эксплуатационных свойств при одновременном снижении себестоимости. Зачастую применение ТМО позволяет одновременно решить эти задачи. Наряду с применением ТМО при изготовлении кованных и штампованных изделий были разработаны такие процессы как продольная раскатка валов и осей ступенчатого профиля в рамках схемы предварительной термомеханической обработки, а также в сочетании с ВТМО, предусматривающей деформацию кручением с целью направленного упрочнения, обеспечивающего повышение циклической прочности деталей, типа торсионов, работающих на кручение. Созданы схемы направленного термомеханического упрочнения, предусматривающие реализацию деформации по схеме, имитирующей эксплуатационное нагружение с целью создания ориентированного упрочнения. Интересен опыт использования термомеханического упрочнения при реализации ресурсосберегающих технологических процессов изготовления кольцевых заготовок при их получении методом радиально-торцевой раскатки. Использование ротационной обработки при таком виде пластического формообразования вследствие локального нагружения обеспечивает снижение усилий деформации, что, позволяет осуществлять деформацию в достаточно широком интервале температур с достижением высокой точности получаемых полуфабрикатов. Возможность снижения температуры до температуры теплой деформации создает предпосылки для реализации эффекта ТМО за счет регулирования структурообразования в режимах горяче-теплой деформации зачастую без применения последующего специального охлаждения.

В настоящее время актуальным направлением является использование конечно-элементного моделирования с учетом структурообразования для создания цифровых двойников ТМО, что позволит существенно снизить затраты на разработку технологии.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА БЕСШОВНЫХ ТРУБ ИЗ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ**Капуткина Л.М.¹, Смарыгина И.В.¹, Алещенко А.С.¹, Антощенко А.Е.²**¹ НИТУ МИСИС, Россия, г. Москва² ООО ТД «СПГ», Россия, г. Москва*smarygina.iv@misis.ru*

Актуальной задачей остается получение трубной продукции с повышенными прочностными, технологическими и эксплуатационными характеристиками из углеродистых и низколегированных сталей. В данной работе изучены структурообразование и свойства ряда сталей, применяемых для изготовления линейных нефтегазопроводных и насосно-компрессорных труб, с целью выбора вариантов и параметров термической обработки в цикле производства.

Исследования проводились на патрубках, полученных из горячекатаных бесшовных труб размером 114×12 мм из сталей 09Г2С и 20А, 89×16 из стали ДБ и 73×5,5 мм из стали 36ХГ2С. На образцах всех исследованных сталей проведен дилатометрический анализ процессов при разных схемах нагрева. Определены критические точки, уточнены интервалы фазовых превращений и критические скорости охлаждения.

В лабораторных условиях проведена термическая обработка с отдельного нагрева и термомеханическая обработка, имитирующая технологию калибровки труб с последующей термообработкой с прокатного нагрева. После всех вариантов обработки оценивали структуру, проводили измерения твердости и испытания на растяжение и ударный изгиб при температурах от 20 °С до –60 °С.

Показано, что для стали 09Г2С уровень свойств труб классов прочности К48, К50, К52 в хладостойком исполнении может быть реализован при термическом улучшении (закалка и высокотемпературный отпуск) с отдельного или прокатного нагрева, а также при прерванном ускоренном охлаждении с температуры конца прокатки с формированием мелкозернистой структуры феррита и троосто-сорбита. Для стали 20А для достижения характеристик классов прочности К48, К50, К52 в коррозионностойком исполнении также можно рекомендовать термоулучшение или прерванное охлаждение с температуры конца прокатки с получением мелкозернистой структуры феррита и сорбита. Оптимальной термической обработкой для формирования уровня свойств класса прочности N80 на стали 36ХГ2С является термическое улучшение.

По результатам исследований даны рекомендации по способам и параметрам термической и термомеханической обработки трубной продукции из исследованных сталей для применения в реальных условиях при производстве бесшовных труб с применением прокатного или отдельного нагрева.

СЕКЦИЯ 4
СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ПОРОШКОВЫХ СПЛАВАХ TiNb

Столяров В.В.¹, Пахомов М.А.¹, Кляцкина Е.А.²

¹Институт машиноведения РАН, Россия, Москва

²Universitat Politècnica de València, Spain, Valencia

vlstol@mail.ru

Электропластический эффект (ЭПЭ) подробно изучен во многих проводниковых монокристаллических материалах, полученных литьем и последующими методами ОМД. Он проявляется в снижении напряжений течения и повышении пластичности при деформации, сопровождаемой током [1,2]. Для материалов порошковой металлургии подобные исследования ЭПЭ практически отсутствуют [3], хотя представляют большую практическую значимость для формообразования труднодеформируемых и хрупких спеченных полуфабрикатов.

В настоящей работе сравнивается деформационное поведение порошковых сплавов Ti-25%Nb и Ti-25%Nb-10%Cu при растяжении в условиях: без тока, пропускания одиночных импульсов (ОИ) и многоимпульсного (МИ) тока разных режимов, а также при нагреве техническим феном (рис1). Для одиночных импульсов плотность тока составляла 400 и 700 А/мм² при длительности импульса $\tau=1$ мс, а для многоимпульсного тока 20 и 30 А/мм² при $\tau=100$ и 500 мкс.

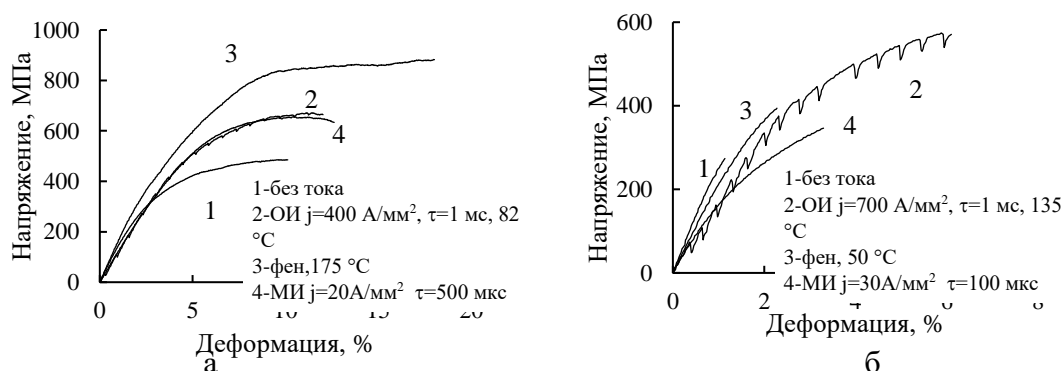


Рисунок 1 – Кривые напряжение-деформация при растяжении: а- TiNb, б- TiNbCu

Видно, что для обоих сплавов внешнее воздействие импульсным током или нагревом значительно повышает прочность и в меньшей степени пластичность до разрушения, чему способствует повышение температуры растягиваемого образца. Анализ результатов показал, что повышение плотности тока и длительности импульса также увеличивает прочность сплавов. Роль химического состава сплава и скважности тока, регулирующей вклад тепловой составляющей тока, является неоднозначной и требует дополнительного изучения.

[1] Gennari, C., I. Calliari, V. Stolyarov. Electroplastic effect in specimens of duplex stainless steel under tension. Industrial laboratory. Diagnostics of materials. 86 (10) 2020 41-45

[2] Kim, M.J. Electric current-induced annealing during uniaxial tension of aluminum alloy / M.-J. Kim, K. Lee, K.H. Oh et al. Scr. Mater. 75 (2014) 58–61.

[3] Dariavach, N.G., Rice, J.A. Electromigration and the electroplastic effect in aluminum SiC MMCs. JOM 52 (2000) 40–42.

**РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-Nb-Zr-Ta-N,
ПОЛУЧЕННЫХ КОМПЛЕКСНЫМ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИМ МЕТОДОМ****Соснин К.В.***Сибирский государственный индустриальный университет, Россия, Новокузнецк
K.sosnin@mail.ru*

Покрытия системы Ti-Nb-Zr-Ta-N формировали комплексным электрофизическим методом, включающим электровзрывное напыление, электронно-пучковую обработку и азотирование. Режимы обработки на настоящем этапе не раскрываются для обеспечения патентной чистоты исследования (работа находится на начальном этапе). Описанные данные представляют собой усредненные значения по десяти образцам для каждого режима.

В образце 1 наблюдается 4 фазы, среди которых наибольшей массовой долей в 57,54 % обладает фаза Ta (IM3-M) #76014, параметр кристаллической решетки a которой минимален и равен 3,2383 нм. На фазу Nb (FM3_M) #41512 приходится 26,97 %. По мимо этого максимальны ее ОКР и параметр кристаллической решетки a , имеющие значения 33,34 Å и 4,2563 нм, соответственно. Фаза TaN, наблюдаемая только в рассматриваемом образце, обладает массовой долей 14,85 %, при ОКР, равном 42,38 Å, и параметрами кристаллической решетки a и c , имеющими значения 5,1929 нм и 2,8595 нм, соответственно. Наименьшей массовой долей 0,64 % в рассматриваемом образце обладает фаза $Zr_{0075}Ta_{0925}$, также не встречающаяся в других образцах. Ее ОКР равна 19,04 %, а параметр кристаллической решетки a – 3,3355 нм.

В образце 2 обнаружено 4 фазы. Наибольшей массовой долей, значение которой снизилось до 47,89 %, обладает фаза Ta (IM3-M) #76014. Ее ОКР равен 23,48 Å, а параметр кристаллической решетки a возрос до 3,2509 нм. На фазу Nb (FM3_M) #41512 приходится массовая доля, значение которой достигло своего максимума 37,09 %. Ее ОКР и параметр кристаллической решетки a также максимальны и равны 34,91 Å и 4,2724 нм, соответственно. Массовая доля фазы TaN p62(189) максимальна и равна 10,82 % и является максимальной, как и значение параметра кристаллической решетки a равное 5,2059 нм. В тоже время ОКР рассматриваемой фазы минимален и имеет значение 19,83 Å. Наименьшей массовой долей 4,19 % обладает фаза Nb (IM3_M) #76554, ОКР которой равна 19,68 Å, а параметр кристаллической решетки a – 3,3413 нм. Параметр кристаллической решетки c равен 2,8594 нм.

В образце 3 (TaZrNb 30_50) обнаружено 4 фазы, среди которых наибольшей массовой долей обладает фаза ZrN 000350753, значение которой максимально и равно 76,98 %. Ее ОКР имеет значение 32,81 Å. Параметр кристаллической решетки a рассматриваемой фазы равен 4,5301 нм. Массовая доля фазы Nb (FM3_M) #41512 сократилась до минимума 17,66 %, при этом ее ОКР уменьшилась до 16,11 Å. Параметр кристаллической решетки a минимален и равен 4,2064 нм. Массовая доля фазы Ta (IM3-M) #76014 достигла своего минимума 2,88 %, при параметре кристаллической решетки a , возросшем до 3,3787 нм. Наименьшей массовой долей в рассматриваемом образце обладает фаза TAN p62(189), содержание которой снизилось до 2,47 %.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 21-79-00035).

УЛЬТРАЗВУКОВОЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Рубаник В.В., Луцко В.Ф., Рубаник В.В.мл., Ломач М.С., Дородейко В.Г.

*Институт технической акустики НАН Беларуси, Беларусь, г.Витебск
ita@vitebsk.by*

Для поверхностного наноструктурирования за счет интенсивной пластической деформации (ИПД) широко применяется безабразивная ультразвуковая финишная обработка (БУФО), обеспечивающая чистоту поверхности металла до Ra 04 \pm 02 мкм, повышение микротвердости на 20%, и позволяющая исключить такие операции как шлифовка и полировка (рисунок 1). Более того, с помощью БУФО возможно создание и градиентной структуры.



Рисунок 1 – Внешний вид оборудования для БУФО

Для объемного наноструктурирования наиболее распространен и изучен способ ИПД с помощью равноканального углового прессования (РКУП).

Нами в качестве исследуемого материала для РКУП был выбран цинк. Источником ультразвука служил ультразвуковой генератор УЗГ2-4М мощностью 4,5 кВт с магнитострикционным преобразователем ПМС-15А-18. Частота колебаний составляла 18 кГц, амплитуда колебаний \sim 30 мкм.

Установлено, что наложение ультразвуковых колебаний (УЗК) в процессе РКУП приводит к снижению усилия прессования в 1,5-2 раза и увеличению прочности. При этом, даже после одного прохода микроструктура материала, полученная прессованием с наложением УЗК, отличается от микроструктуры образцов, полученных без УЗК. Как видно, (рисунок 2) наблюдается уменьшение размера зерен и изменение кристаллографической ориентировки.

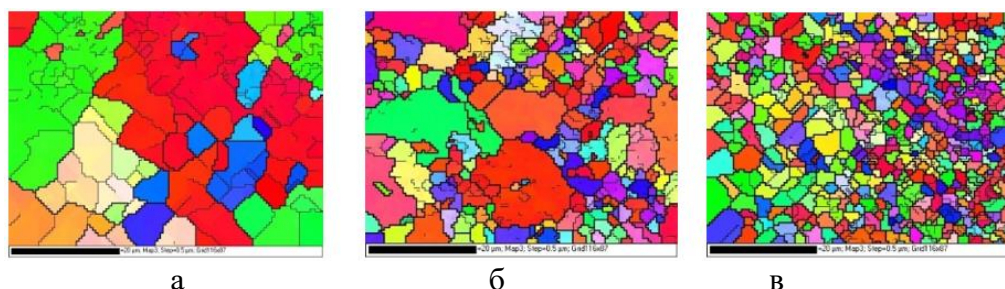


Рисунок 2 – Зеренная структура цинка: а- исходный; б - после 1 прохода без УЗК; в - после 1 прохода с УЗК

Таким образом, применение УЗК в обработке металлов давлением методами ИПД является оправданным и может послужить новым научным направлением.

ОСТАТОЧНЫЙ АУСТЕНИТ И ВЯЗКОСТЬ СТАЛИ С БЕСКАРБИДНЫМ БЕЙНИТОМ

Калетин А.Ю., Калетина Ю.В.

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

В работе на основе анализа особенностей структуры бейнита, образующегося при изотермической закалке низколегированных среднеуглеродистых сталей с кремнием показано, что после закалки в промежуточном интервале температур в зависимости от условий термообработки бейнит в структуре таких сталей может быть, как бескарбидным, так и содержать карбидные выделения. При этом остаточный аустенит в бескарбидном бейните существенно обогащен по углероду и содержит значительную часть от общего содержания углерода в стали.

В результате исследований влияния количества и свойств остаточного аустенита на механические свойства бейнитной структуры была предложена новая характеристика – доля углерода в остаточном аустените относительно общего содержания углерода в стали.

Для исследованных сталей было обнаружено, что доля углерода в остаточном аустените, независимо от его количества, может характеризовать морфологические особенности структурных составляющих бейнитного превращения (бескарбидный бейнит или бейнит с карбидами), и механические свойства. Впервые для среднеуглеродистых сталей с бейнитной структурой показана возможность напрямую связать величину доли углерода, содержащегося в остаточном аустените относительно общего содержания углерода, с уровнем ударной вязкости стали. При содержании в остаточном аустените бескарбидного бейнита более 80 % углерода стали с практически одинаковой прочностью обладают уровнем ударной вязкости, примерно в 3 раза более высоким, чем сталь с бейнитной структурой, содержащей карбидные частицы.

На основании выявленных закономерностей взаимосвязи свойств остаточного аустенита и сопротивления ударным воздействиям сталей с бейнитной структурой разработан способ неразрушающего контроля уровня ударной вязкости и ресурса эксплуатации изделий из среднеуглеродистых конструкционных сталей, термообработанных методом изотермической закалки в бейнитном интервале температур [1].

Разработанный способ осуществляется полностью неразрушающим методом и позволяет проводить экспресс-контроль качества ответственных изделий из конструкционных легированных сталей, термообработанных методом изотермической закалки в бейнитном интервале температур, подвергающихся при эксплуатации значительным ударным нагрузкам.

[1] Способ оценки уровня ударной вязкости изделий из закаленной на бейнит конструкционной стали: пат. 2760634 Рос. Федерация: МПК G01N 23/00/ Калетин А.Ю., Калетина Ю.В., Симонов Ю.Н.; заявитель и патентообладатель Институт физики металлов имени М.Н.Михеева УрО РАН. № 2020136284; заявл. 03.11.20; опубл. 29.11.21, бюлл. № 34. 12 с.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (темы «Структура» г.р. № 122021000033-2 и «Давление» г.р. № 122021000032-5 при частичной поддержке РФФИ (проект № 20-03-00056).

**МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОР В ОЦК
КРИСТАЛЛЕ, ОБРАЗУЮЩИХСЯ ПРИ ВНЕШНЕМ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОМ
ВОЗДЕЙСТВИИ****Гостевская А.Н.¹, Маркидонов А.В.^{1,2}**¹ *Сибирский государственный индустриальный университет, Россия, Новокузнецк*² *Кузбасский гуманитарно-педагогический институт Кемеровского государственного университета, Россия, Новокузнецк*
gostevskaya_an@mail.ru

В результате воздействия на металл ультракороткими сверхмощными лазерными импульсами создаются уникальные физические условия – высокая скорость нагрева материала и объемный механизм выделения энергии лазерного излучения. В данном исследовании, процесс моделирования производится в 2 этапа. На первых этапах расчетные ячейки нагревались неравномерно в течение времени моделирования 10 пс. Локальная температура ячейки, рассчитанная в процессе нагрева, начинает превышать температуру плавления, происходит фазовый переход, образующий границу между твердой и жидкой фазами в ячейке, смещая температуру в сторону более низкой температуры. Вторым этапом происходит расчет температуры неравномерно охлаждения при 20 пс. Этап охлаждения сопровождается локализацией областей разряджения, сформированных на предыдущем этапе нагрева, их коалесценцией и образованием сферических пор. Более подробно образование пор на наномасштабном уровне при влиянии лазерной абляции на поверхность образцов было показано авторами работы [1]. Для определения пустот и дальнейшего оценивания площади (S) поверхности применялся алгоритм [2], который базируется на основе метода альфа-формы Эдельсбруннера и Мюкке, где геометрические точки связываются поверхностной сеткой. Определение пустот в объеме металла происходит за счет подсчета радиуса виртуальной сферы. Радиус должен превышать расстояние между атомами [3]. Проведенное исследование показало, что в слоях на поверхности по завершению воздействия лазера свободный объем формируется в группе пор, которые растворяются при усадке. Одним из способов стабилизации полученных пор является повышением скорости охлаждения кристаллической ячейки.

[1] Murzin S.P., Prokofiev A.B., Safin A.I. Study of Cu-Zn alloy objects vibration characteristics during laser-induced nanopores formation // *Procedia Engineering*. 2017. V.176. P.552-556.

[2] Моделирование структурных изменений поверхностного слоя ОЦК-металла при кратковременном высокоэнергетическом внешнем воздействии методом молекулярной динамики / А.В. Маркидонов, М.Д. Старостенков, А.Н. Гостевская [и др.] // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2022. – № 5(803). – С. 18-23.

[3] Гостевская, А. Н. Молекулярно-динамическое моделирование структурных изменений в ОЦК-кристалле на наноуровне при лазерной абляции / А.Н. Гостевская, А.В. Маркидонов // *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. – 2022. – № 2(40). – С. 3-9.

Работа выполнена в рамках государственного задания: 0809-2021-0013.

МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ РЕЛЬСОВ ПРИ СВЕРХДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Ефимов М.О., Громов В.Е., Панченко И.А., Кузнецов Р.В., Кормышев В.Е., Шлярова Ю.А.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Россия, Новокузнецк
gromov@physics.sibsiu.ru*

Выявленные преобразования структуры стали будут существенным образом сказываться на прочностных и пластических характеристиках металла, определяя, в конечном итоге, срок службы рельсов. Выявить закономерности, связывающие параметры структуры и прочностные свойства материала, вскрыть физическую природу процесса эволюции свойств, позволяют оценки механизмов упрочнения.

Учитывались вклады, обусловленные трением решетки $\Delta\sigma_0 = 30$ МПа, внутрифазными границами $\Delta\sigma(L)$, дислокационной субструктурой $\Delta\sigma(\rho)$, частицами карбидной фазы $\Delta\sigma(ч)$, внутренними полями напряжений $\Delta\sigma(h)$, твердорастворным упрочнением $\Delta\sigma(тв)$, перлитной составляющей структуры стали $\Delta\sigma(\Pi)$.

Общий предел текучести стали в первом приближении, основанном на принципе аддитивности, который предполагает независимое действие каждого из механизмов упрочнения материала, можно представить в виде линейной суммы вкладов отдельных механизмов упрочнения:

$$\sigma = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma(L) + \Delta\sigma(\rho) + \Delta\sigma(h) + \Delta\sigma(ч) + \Delta\sigma(тв) + \Delta\sigma(\Pi)$$

Основным механизмом упрочнения металла в поверхностном слое (в слое, формирующем поверхность головки), после пропущенного тоннажа 1770 млн. тонн является – субструктурный для рабочей выкружки и механизм, обусловленный внутренними полями напряжений, для поверхности катания.

На рис. 1 для сравнения представлены значения суммарного предела текучести металла поверхности рельсов в исходном состоянии и после пропущенного тоннажа 691,8 и 1411 млн. тонн брутто.

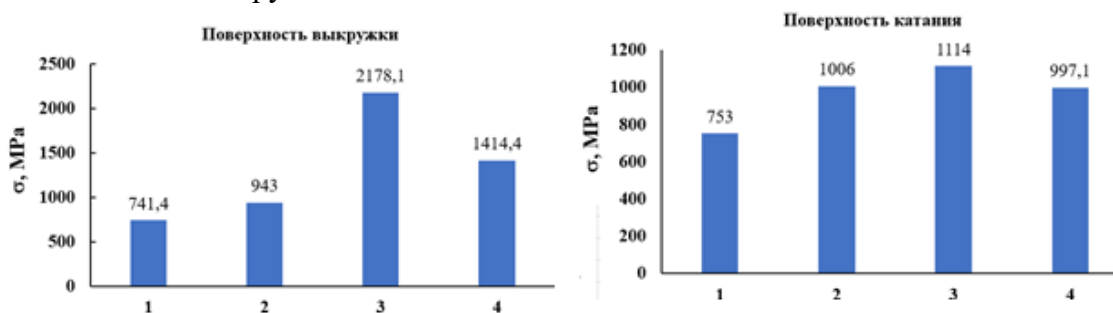


Рисунок 1 – Значения суммарного предела текучести поверхности головки рельсов; 1-исходное состояние, 2, 3, 4 – пропущенный тоннаж 691,8; 1411 и 1770 млн. тонн, соответственно

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 19-32-60001) и в рамках государственного задания (шифр темы 0809-2021-0013).

АНАЛИЗ ПРИРОДЫ СВЕРХПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА GRADE4 С УМЗ СТРУКТУРОЙ**Усманов Э.И.^{1,2}, Резяпова Л.Р.¹, Валиев Р.Р.^{1,2}, Валиев Р.З.¹**¹ Уфимский государственный авиационный технический университет, Россия, Уфа² Башкирский государственный университет, Россия, Уфа

usm4nov-emil@yandex.ru

В настоящее время технически чистый титан Grade 4 является перспективным материалом для медицинских применений при изготовлении имплантатов, так как не содержит вредных для организма легирующих элементов. В тоже время повышение его прочностных характеристик является весьма актуальной задачей для создания имплантатов улучшенной геометрии, наряду с повышенной остеоинтеграцией [1].

Известно, что прочность металлов и сплавов может быть существенно повышена за счет формирования в их объеме ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры используя методы интенсивной пластической деформации (ИПД), наиболее популярными из которых являются равноканальное угловое прессование (РКУП) и интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК).

В данной работе для получения высокопрочного состояния в технически чистом титане Grade 4 использовали комбинированную термомеханическую обработку, включающей проведение ИПДК при различных режимах и термические обработки. Применяя такой подход, удалось получить образцы с рекордным пределом прочности ($\sigma_{\text{в}} \approx 1500$ МПа) и значительной пластичностью ($\varepsilon \approx 9.5$ %).

С целью установить основные механизмы упрочнения после проведенной обработки был проведен расчет вкладов различных микроструктурных параметров в прочность материала. Для этой цели применяли подход, учитывающий аддитивный вклад таких механизмов упрочнения, как зернограничный ($\sigma_{\text{ГЗ}}$), дислокационный ($\sigma_{\text{д}}$), твердорастворный ($\sigma_{\text{ТВ}}$) и дисперсионный ($\sigma_{\text{ор}}$):

$$\sigma_{\text{т}} = \sigma_0 + \sigma_{\text{ГЗ}} + \sigma_{\text{д}} + \sigma_{\text{ТВ}} + \sigma_{\text{ор}}$$

где σ_0 – это напряжение трения кристаллической решетки.

Однако актуальной проблемой является определение влияния зернограничных структур на прочность материала. Механизм упрочнения, связанный с состоянием границ зерен, обсуждается в настоящей работе.

[1] Valiev R.Z., Sabirov I., Zemtsova E.G., Parfenov E.V., Dluhoš L., Lowe T.C. Nanostructured commercially pure titanium for development of miniaturized biomedical implants // Titanium in Medical and Dental Applications. Woodhead Publishing. 2018. P. 393–417.

[2] Rezyarova L.R., Valiev R.R., Sitdikov V.D., Valiev R.Z., Study of second phase precipitates in nanostructured commercially pure titanium // Lett. Mater. 2021. V. 11. P. 345–350.

Авторы благодарят за финансовую поддержку в ходе данной работы государственное задание на выполнение научных исследований лабораториями (приказ MN-8/1356 от 20.09.2021).

ВЛИЯНИЕ МАРГАНЦА НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Y

Главатских М.В., Барков Р.Ю., Хомутов М.Г., Поздняков А.В.

НИТУ «МИСИС», Россия, Москва

m2107093@edu.misis.ru

Ранее проведенное исследование влияния легирования иттрием или эрбием сплава Al-Zn-Mg-Cu-Zr с повышенным содержанием меди показало, что сплавы с иттрием или эрбием отличаются лучшей технологичностью при литье и стойкостью к разупрочнению при перестаривании. Целью настоящего исследования является определение влияния марганца на фазовый состав и механические свойства сплава Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Y дополнительно модифицированного титаном.

Введение марганца в сплав AlZnMgCuZrY приводит к образованию фаз $(Al,Cu)_{11}Y_3$, $Al_{25}Cu_4Mn_2Y$, в которых растворяется до 12 %Zn, который замещает атомы алюминия в решетке фаз (см. рисунок 1). В процессе гомогенизации фазы, обогащенные иттрием или эрбием, практически не изменяют своей морфологии, а фаза Т растворяется и трансформируется в S фазу. При этом в равновесии с (Al) согласно расчетам присутствуют фазы Al_6Mn , Al_3Zr и Al_3Ti . Микроструктурные исследования подтверждают наличие частиц в (Al), т.е. параллельно с гомогенизацией протекает гетерогенизация. Протекание гетерогенизации обеспечивает большую на 7-15 HV твердость сплавам с марганцем в закаленном состоянии, но они имеют более бедный твердый раствор по содержанию Zn, Mg и Cu, что снижает упрочнение при старении. Легированные марганцем и титаном сплавы практически не уступают по уровню предела текучести, а при повышении температуры до 300-350°C несколько превосходят. Модифицирование титаном приводит к измельчению зерна, что вносит вклад в величину предела текучести, частично компенсируя меньшую легированность (Al) (см. таблицу 1).

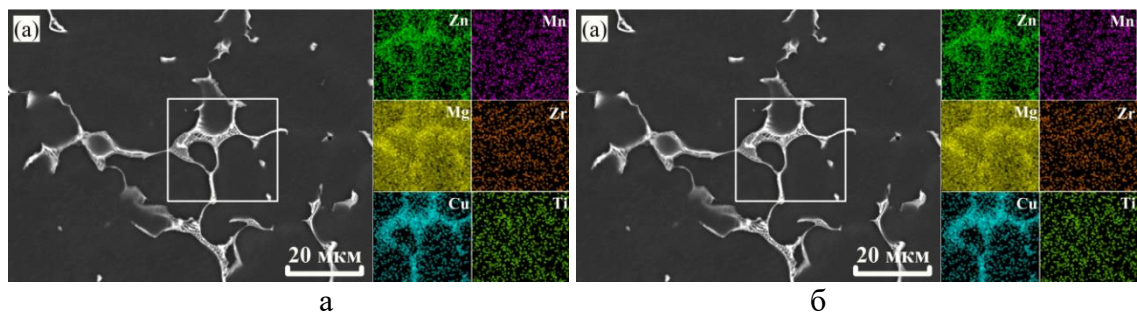


Рисунок 1 – Микроструктура слитков сплавов AlZnMgCuMnTi (а) и AlZnMgCuMnTiY (б)

Таблица 1 – Предел текучести (МПа) на сжатие при разных температурах после закалки и старения

Сплав	20°C	200°C	250°C	300°C	350°C
AlZnMgCuZr	435±10	360±5	295±5	175±10	92±5
AlZnMgCuZrY	420±15	335±15	265±5	167±5	95±5

Работы выполнены при поддержке проекта РФФ №22-79-10142.

ВЛИЯНИЕ ХРОМА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НОВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Cu-Y-Zr

Поздняков А.В., Барков Р.Ю., Главатских М.В.

НИТУ «МИСис», Россия, Москва

pozdniakov@misis.ru

Новые высокотехнологичные и жаропрочные литейных и деформируемых сплавов на основе систем Al-Cu-Y и Al-Cu-Er, дополнительно легированных магнием, марганцем, цирконием, титаном имеет некоторые недостатки. Одним из них является связывание части меди, как основного упрочнителя при старении, в нерастворимую фазу кристаллизационного происхождения с марганцем. Настоящее исследование направлено на оптимизацию составов и технологий производства новых сплавов на основе системы Al-Cu-Y за счет дополнительного легирования малой добавкой хрома. На данном этапе определено влияния 0,3Cr на структуру и свойства сплава Al-5,1Cu-1,7Y-0,3Zr.

При кристаллизации хром практически полностью входит в состав твердого раствора, а при последующей гомогенизации выделяется в виде дисперсоидов. Наличие последних обеспечивает высокую твердость сплаву после отжига при 150-250 °С прокатанных листов (см. рисунок 1а). При этом существенного влияния на рекристаллизацию не отмечено, в процессе одночасового отжига при температурах до 350°С твердость сплавов примерно одинакова. На рисунке 1б приведена зависимость для сплава близкого состава без хрома. После отжига при 150-180°С сплав с хромом имеет достаточно высокий предел текучести – 302-308 МПа (см. таблицу1).

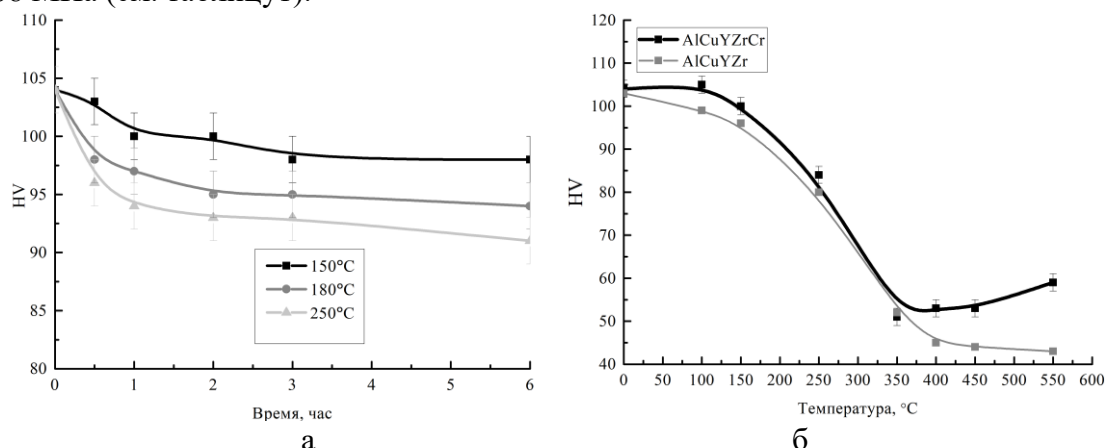


Рисунок 1 – Зависимости твердости от времени (а) и температуры одночасового (б) отжига после прокатки

Таблица 1 – Характеристики механических свойств на растяжение после прокатки

Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Прокатанное	315±5	335±9	2±1
Отжиг 150°С, 3 часа	308±2	323±3	3,3±0,6
Отжиг 180°С, 3 часа	302±1	312±6	0,9±0,3

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ №19-79-10242-П.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ БОРА НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu-Al-Ni-B**Свирид А.Э., Пушин В.Г.***Институт физики металлов им. М.Н. Михеева ИФМ УрО РАН, Россия, Екатеринбург
svirid2491@rambler.ru*

В настоящее время известны различные методы измельчения зеренной структуры. С целью подавления роста зерна и увеличения скорости образования зародышей пытаются применять такие способы, как использование легирующих компонентов, быстрая закалка из расплава (БЗР), порошковая металлургия.

Используя аналитическую, растровую (РЭМ) и просвечивающую (ПЭМ) электронную микроскопию высокого разрешения в комплексе с измерениями механических свойств на растяжение, получены данные об особенностях влияния бора на структуру и свойства сплава Cu-10%Al-4%Ni-0.2%B (масс.%). Исследованы морфология боридов и эффект торможения роста зерен за счет их концентрации на границах и в теле зерен. Испытания на растяжение и определение механических свойств цилиндрических образцов проводили по ГОСТ-1497.

В проведенных ранее исследованиях было установлено, что нагрев под закалку сплавов системы Cu-Al-Ni после горячейковки предотвращает эвтектоидный распад. Известно, что β -аустенит выше эвтектоидной температуры и точки M_s начала ТМП последовательно испытывает два перехода «беспорядок-порядок» ($\beta \rightarrow \beta_2(B2) \rightarrow \beta_1(D03)$). Это обеспечивает наследование дальнего атомного порядка от исходной атомноупорядоченной аустенитной фазы мартенситом и, как следствие, его термоупругость. В сплаве с содержанием алюминия 10% образуется двухфазная ($\alpha+\beta$) МЗ микроструктура. При этом в процессе закалки от 1223 К, 10 мин. исходный метастабильный аустенит испытывает ТМП, но прочностные и пластические характеристики сплава остаются на неудовлетворительном уровне.

Исследование микроструктуры ($\alpha+\beta$)-сплавов Cu-Al-Ni, выполненное в настоящей работе, продемонстрировало ожидаемое измельчение их зеренной структуры вследствие допирования бором. Легирование бором привело к образованию боридов алюминия в форме кубоидов и параллелепипедов с плоской огранкой, достаточно редко расположенных в сплавах (см. рисунок 1). Анализ данных механических испытаний показал, что измельчение зеренной структуры сплава (от 1 мм до 150 мкм), легированного бором до 0.2 масс.% обеспечивает повышение всех механических характеристик (σ_b , $\sigma_{0.2}$, δ).

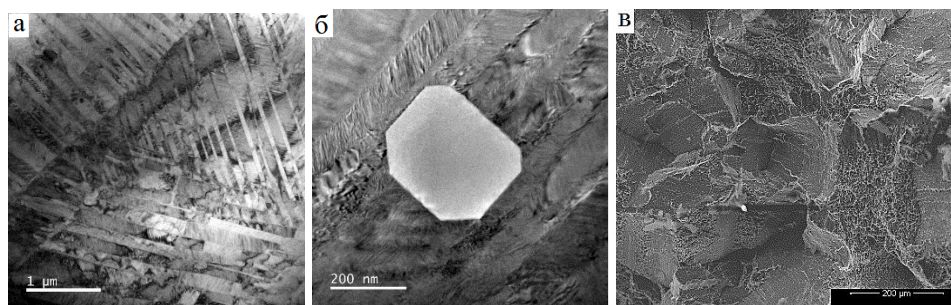


Рисунок 1 – ПЭМ-изображение (а,б) микроструктуры и излома образца (в) сплава Cu-10%Al-4%Ni-0.2%B

Работы выполнены при поддержке проекта РФФ № 22-72-00056.

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЩЕЛОЧНЫХ ВОДНЫХ РАСТВОРОВ С ДОБАВКАМИ РОДАНИДА КАЛИЯ

Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Балыбин Д.В., Березнер А.Д., Бойцова М.В.

*Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Тамбов
fedorov-tsu.tmb@inbox.ru*

Расширение областей применения аморфных металлических сплавов стимулирует практический интерес к их коррозионной стойкости.

Цель работы: установить влияние щелочных сред и концентрации в них роданида калия на изменение механических свойств аморфных сплавов на основе железа.

Объектами исследования служили аморфный сплав $Fe_{80,22}Si_{8,25}Nb_{10,09}Cu_{1,44}$, полученный методом спиннингования. Размеры образцов $50 \times 3,35 \times 0,020$ мм.

Для оценки коррозионной стойкости аморфных сплавов на основе железа использовали щелочную среду состава $0,5M KOH + yM KSCN$, где $y = 0,5; 1,0; 5,0; 10,0$. Время выдержки 30 минут. Роданид калия вводили с целью изучения адсорбции поверхностно-активного роданид – иона на поверхности аморфного материала. Механические испытания обработанных образцов проводили на электромеханической машине для статических испытаний Instron-5565. Морфологию поверхности разрушения образцов исследовали на растровом электронном микроскопе Jeol. Поверхность исследовали на сканирующем зондовом микроскопе ФемтоСкан. Микротвердость измеряли на микротвердомере ПМТ-3М.

Отмечено изменение величины поверхностного рельефа от 4 нм в исходном состоянии до величины 40 нм при воздействии среды $0,5M KOH + 10 mM KSCN$.

Изменяется также морфология поверхности разрушения от хрупкого скола без воздействия среды до пластического, сопровождающегося ветвлением трещин, образованием складчатых структур на поверхности разрушения при воздействии всех используемых растворов (рис. 1).

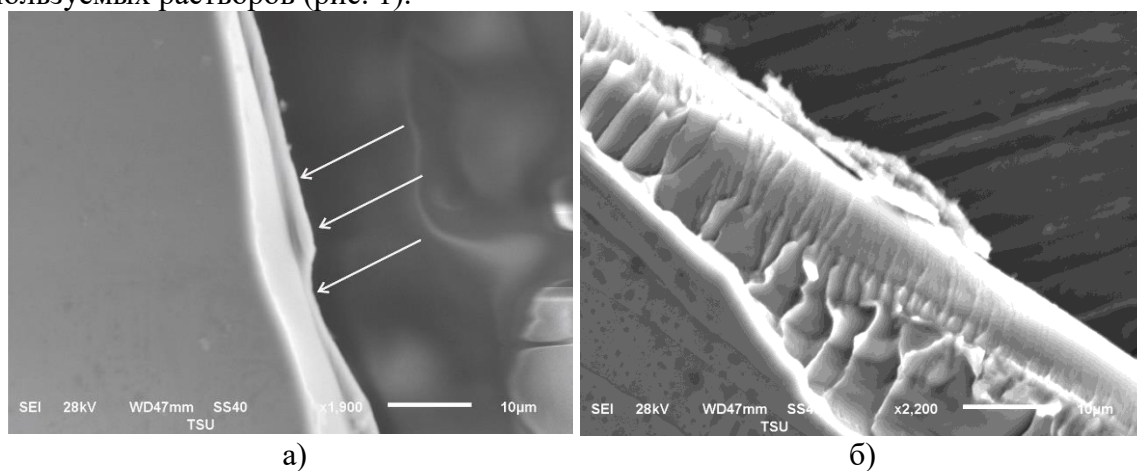


Рисунок 1 – Поверхность разрушения аморфного сплава $Fe_{80,22}Si_{8,25}Nb_{10,09}Cu_{1,44}$ а) в исходном состоянии без воздействия растворов; б) после выдержки в растворе $0,5M KOH + 10mM KSCN$ 30 минут.

Установлено, что при воздействии используемых растворов наблюдается снижение предела прочности материала. По мере роста концентрации KSCN происходит рост микротвердости поверхности.

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ №22-22-00226.

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ ЧИСТОГО Zn ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ**Мартыненко Н.С.¹, Темралиева Д.Р.¹, Рыбальченко О.В.¹, Просвирнин Д.В.¹, Колтыгин А.В.², Белов В.Д.², Добаткин С.В.^{1,2}**¹Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, Москва²НИТУ «МИСиС», Россия, Москва*diana4-64@mail.ru*

Сплавы на основе цинка рассматриваются как потенциальные материалы медицинского назначения для создания биоразлагаемых имплантатов благодаря хорошей биосовместимости и приемлемой скорости деградации. Однако прочностные характеристики цинка слишком низкие для использования в медицине. Поэтому целью данного исследования было изучение микроструктуры, механических свойств и коррозионной стойкости чистого Zn после кручения под высоким давлением (КВД). КВД проводили при комнатной температуре под давлением 4 ГПа ($N = 10$).

Исследования микроструктуры показали, что КВД приводит к существенному измельчению зерна. Так в литом состоянии структура чистого Zn состоит из дендритов неправильной формы средним размером порядка 100 – 150 мкм. КВД приводит к формированию ультрамелкозернистой (УМЗ) микроструктуры со средним размером зерна размером 700 – 800 нм. При этом зерна после КВД частично рекристаллизованы, о чем свидетельствуют четкие границы и правильная форма зерен. Кроме того, следует отметить наличие контуров экстинкции по границам некоторых зерен, чистого Zn после КВД. Наличие контуров экстинкции свидетельствует о процессах релаксации накопленных напряжений по границам.

Коррозионную стойкость оценивали с использованием электрохимического метода на потенциостате SP-300 (Bio-Logic SAS). Исследования проводили в 0,9% растворе NaCl ($pH = 7$) при комнатной температуре с использованием плоской ячейки PAR (Ametek Instruments, Oak Ridge, TN, USA) с «трехэлектродной конфигурацией» (рабочий электрод, Ag/AgCl электрод сравнения и противозлектрод из Pt-сетки). Потенциал коррозии, плотность тока коррозии, а также скорость деградации (DR) рассчитывались с помощью программы EC-Lab (BioLogic, Франция). После проведения как минимум шести измерений на образец проводился расчет среднего значения потенциала коррозии, отвечающего за стойкость к электрохимической коррозии, плотности тока коррозии, отвечающей за скорость электрохимической коррозии, а также скорости деградации. Исследования показали, что КВД не приводит к ухудшению коррозионной стойкости чистого Zn. Потенциал коррозии изменяется в пределах погрешности эксперимента и составляет -1005 ± 14 мВ и -1016 ± 30 мВ для Zn до и после КВД, соответственно. Плотность тока коррозии также остается неизменной в пределах ошибки и составляет $14,26 \pm 4,77$ мкА/см² и $8,37 \pm 5,32$ мкА/см² для Zn до и после КВД, соответственно. При этом скорость деградации Zn до и после КВД составляет $0,27 \pm 0,09$ мм/год и $0,16 \pm 0,10$ мм/год, соответственно.

Исследования механических свойств проводили на испытательной машине Instron 3382 при комнатной температуре. Было показано, что КВД приводит к существенному росту прочности чистого Zn. В литом состоянии $\sigma_{0,2}$ составляет 67 ± 4 МПа, а σ_B – 89 ± 6 МПа. Измельчение зерна после КВД приводит к росту этих характеристик до 204 ± 30 МПа и 260 ± 21 МПа, соответственно. Кроме того, после КВД наблюдается также увеличение пластичности с $5,0 \pm 1,0$ % до $58,1 \pm 21,1$ %. Вероятной причиной роста пластичности после КВД является изменение типа текстуры Zn после КВД.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (Грант № 22-23-00097).

ФОРМИРОВАНИЕ КАРБИДОВ ТИТАНА В ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОМ ТИТАНЕ В ПРОЦЕССЕ ЛАЗЕРНОЙ КОВКИ С УЛЬТРАКОРОТКОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТЬЮ ИМПУЛЬСОВ**Манохин С.С.¹, Неласов И.В.¹, Ашитков С.И.¹, Ситников Д.С.¹, Колобов Ю.Р.¹**¹ *Институт проблем химической физики РАН, Россия, Черноголовка,*² *Объединенный Институт Высоких температур РАН, Россия, Москва,**manohin@icp.ac.ru*

В последние десятилетия активно развиваются перспективные методы обработки поверхностей металлических материалов лазерными импульсами пико-, нано- и фемтосекундной длительности. Развивающиеся при таком воздействии процессы, связанные с изменением рельефа поверхности и фазово-структурными превращениями в тонких приповерхностных (толщиной 1-5 μm) слоях, позволяют формировать уникальный комплекс физико-химических, механических и других свойств материалов. Известно, что переход от режима абляции материала поверхности к режиму ударно-волновой обработки (лазерная ковка, reening) позволяет улучшать механические характеристики, как подповерхностных, так и приповерхностных слоев материалов до глубины несколько сотен микрометров. Однако вопрос о влиянии фемтосекундного лазерного облучения на структуру и фазовый состав титана на сегодняшний день мало изучен.

В настоящей работе проведено исследование влияния фемтосекундного лазерного облучения на особенности структурно-фазового состава технически чистого титана марки ВТ1-0. Лазерное облучение проведено на уникальной научной установке «Лазерный тераваттный фемтосекундный комплекс» в ОИВТ РАН (Москва). Плотность мощности, Вт/см² $1,25 \cdot 10^{14}$, длительность импульса 110 фс. В отличие от традиционных наносекундных импульсов, лазерная ковка с помощью ультракоротких лазерных импульсов позволяет поднять уровень создаваемых давлений на 2-3 порядка с 1-10 ГПа до 1000 ГПа (1 ТПа).

Методами компьютерного моделирования структуры и фазовых превращений в ГПУ титане с содержанием углерода 0.04 ат. % установлена возможность перераспределения случайно распределённых атомов углерода на поверхность планарных дефектов деформационной природы, вызванных прохождением ударной волны. Это коррелирует с наблюдаемыми методами просвечивающей электронной микроскопии выделением карбидов титана только в области ударного воздействия лазерными импульсами, а также известными из литературы данными об инициированном деформацией образованием пластин ГЦК ламелей в структуре ГПУ-титана. На периферии кратера и в области, не испытавшей воздействия, карбиды не были обнаружены.

Данная работа в основной части, связанной с исследованием структуры сплава ВТ1-0 после лазерного воздействия, выполнена при финансовой поддержке Государственного задания, № госрегистрации АААА-А19-119022690098-3, и в дополнительной части, связанной с компьютерным моделированием структуры, выполнена при финансовой поддержке Государственного задания, № госрегистрации АААА-А19-119111390022-2.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ВЕЛИЧИНУ ОБЛАСТИ КОГЕРЕНТНОГО РАССЕЯНИЯ И МИКРОИСКАЖЕНИЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ AL-SI

Шлярова Ю.А.¹, Загуляев Д.В.¹, Шляров В.В.¹, Громов В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.², Прудников А.Н.¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Россия, Новокузнецк

²Институт сильноточной электроники СО РАН, Россия, Томск

ubannikova96@mail.ru

Целью работы является установление зависимости области когерентного рассеивания и микроискажений кристаллической решетки для сплавов системы Al-Si с разным содержанием кремния от разной плотности энергии пучка электронов.

В качестве материала исследования использовали образцы доэвтектического сплава Al-11%Si (Al – 85,12%; Si – 10,65%; Cu – 2,11%; Ni – 0,89%; Mg – 0,85%; Fe – 0,26%; Mn – 0,03%; Zn – 0,02%; Pb – 0,01%; Ti – 0,05%; Cr – 0,01%) и заэвтектического сплава Al-20%Si (Al – 78,52%; Si – 20,28%; Fe – 1,14%; Cu – 0,072%, Mn – 0,015%; Ni – 0,006%; Ti – 0,006%; Cr – 0,001%).

Величины ОКР для сплава Al-11%Si определяли для двух фаз AlSi и Si. При анализе рис. 1а можно отметить, что максимум приходится на 30 Дж/см² независимо от выбранной фазы (рис. 1,а). Однако следует отметить, что для Si максимальное значение ОКР составляет 92,92 нм, что почти в 2 раза ниже максимального значения ОКР для фазы AlSi (183,42 нм). Величины ОКР для сплава Al-20%Si определяли для двух фаз Al и Si. При плотности энергии электронного пучка 25 Дж/см² размер ОКР для фазы Al достигает максимального значения и составляет 320,53 нм (рис. 1б). Увеличение плотности энергии электронного пучка до 35 Дж/см² приводит к уменьшению ОКР до значения 94,31 нм. При плотности энергии электронного пучка 25 Дж/см² размер ОКР для фазы Si составляет 41,92 нм, а при 35 Дж/см² уменьшается до 16,27 нм.

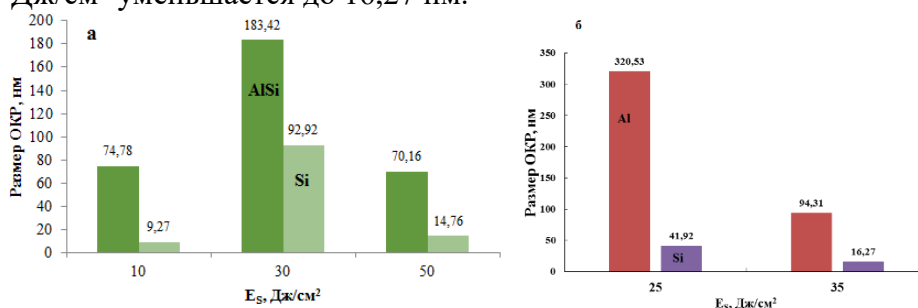


Рисунок 1 – Зависимость размера области когерентного рассеяния электронов от плотности энергии пучка электронов для сплавов Al-11%Si и Al-20%Si

Можно отметить, что микроискажения кристаллической решетки изменяются обратным образом, при плотности энергии пучка электронов 30 Дж/см² для Si составляет $0,744 \cdot 10^{-3}$, а для AlSi – $0,287 \cdot 10^{-3}$. Существенным образом изменяются микроискажения кристаллической решетки сплава Al-20%Si. При плотности энергии пучка электронов 35 Дж/см² значения микроискажения для фазы AlSi составляет $0,761 \cdot 10^{-3}$, а для фазы Si составляет $1,026 \cdot 10^{-3}$, что в 2,4 и 1,5 раза меньше значений микроискажений при плотности энергии пучка электронов 25 Дж/см².

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 19-79-10059, <https://rscf.ru/project/19-79-10059/>.

**ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ОБРАБОТКИ В ПЛАНЕТАРНОЙ МЕЛЬНИЦЕ НА
МИКРОСТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВА Al-10%Mn-4%Cu****Яковцева О.А., Просвиряков А.С., Мамзурина О.И., Михайловская А.В.***НИТУ «МИСус», Россия, Москва**yakovtseva.aa@misis.ru*

Перед учеными мира постоянно стоит задача улучшения свойств сплавов. Для сплавов системы Al-Cu-Mn необходимо повысить жаропрочность. Одним из способов повышения механических свойств является образование в структуре аномально пересыщенного твердого раствора на основе алюминия. Получение сверхпересыщенного (Al) невозможно традиционными методами, в связи с этим перспективным является использование механического легирования (МЛ).

Целью работы является определение влияния предварительной обработки в высокоэнергетической планетарной мельнице «Retch PM400» сплава Al-10%Mn-4%Cu на фазовый состав, микроструктуру и свойства. Объектами исследования являлись:

а) Стружка лигатуры Al-18%Mn-8%Cu после обработки в течение 20 часов, с последующим разбавлением чистым алюминием до состава Al-10%Mn-4%Cu;

б) Стружка лигатуры Al-10%Mn-4%Cu без предварительного размола.

Скорость вращения размольных барабанов 300 об/мин. Фазовый состав определяли по рентгенограммам, полученным на дифрактометре «D8 Discover (Bruker-AXS)» в излучении CuK α . В литом состоянии идентифицированы алюминиевый твердый раствор и интерметаллиды Al₂₀Cu₂Mn₃, Al₆Mn, CuAl₂. Фазы с медью растворяются за первые часы МЛ. После 20 часов размола на рентгенограммах видны алюминиевые пики низкой интенсивности. После разбавления алюминием и МЛ интенсивность пиков повышается, но с увеличением времени обработки снова уменьшается, та же тенденция наблюдается в сплаве без предварительной обработки. Растворение марганца в твердом растворе, подтверждается изменением периода решетки (Al) и микротвердости.

После обработки в течение 20 часов стружки Al-18%Mn-8%Cu период решетки равен 0,4038 нм, при разбавлении период решетки снижается, достигая минимума 0,4023 нм после 10 часов. К 40 ч обработки происходит выделение марганца из твердого раствора и рост периода решетки до значений 0,4034 нм. В Al-10%Mn-4%Cu без предварительного размола период решетки качественно имеет ту же тенденцию с минимумом значений за 10 ч – 0,4031 нм. Предварительная обработка интенсивнее уменьшает период решетки, что подтверждает полное растворение марганца в (Al).

Значение области когерентного рассеяния составляет ≈ 20 нм и не зависит от наличия предварительной обработки и не меняется со временем. Сравнивая микротвердость, замечено, что значения непрерывно растут с увеличением времени МЛ в обоих случаях. Без предварительной обработки после 20 ч микротвердость достигает ≈ 360 HV_{0.025} против ≈ 490 HV_{0.025} в изначально размолотом сплаве.

Следовательно, предварительный размол эффективен, так как позволяет растворить больше марганца в твердом растворе алюминия.

Работы выполнены при поддержке проекта РФФ №21-79-00273.

ИЗНОСОСТОЙКИЕ МАРГАНЦОВИСТЫЕ СТАЛИ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ И ЭФФЕКТИВНОСТЬ ИХ ПРОМЫШЛЕННОГО ПРИМЕНЕНИЯ**Малинов Л.С.***ГВУЗ Приазовский государственный технический университет, Украина, Днепр
leonid.s.malinov@gmail.com*

Широкое применение в промышленности в качестве износостойкого материала нашла аустенитная сталь 110Г13Л. Ее преимущество в повышенной износостойкости перед сталями других структурных классов обнаруживается лишь в условиях больших динамических или статических нагрузок, обеспечивающих наклеп поверхностного слоя. В условиях абразивного износа и сравнительно небольших динамических и статических нагрузок применение стали 110Г13Л не оправдано, что делает необходимым разработку и внедрение в производство более эффективных сталей. Предложены высокоуглеродистые марганцовистые стали, содержащие 4-10 %. В основу их разработки положен принцип получения метастабильного аустенита, способного под влиянием нагрузки в процессе испытания механических свойств или эксплуатации, превращаться в мартенсит деформации (эффект самозакалки при нагружении-СЗН). Впервые этот принцип был предложен И.Н. Богачевым еще в 50-е годы применительно к созданию кавитационно-стойких сталей, в которых превращение аустенита в мартенсит осуществлялось под воздействием гидравлических ударов. В данной разработке этот принцип реализован для повышения износостойкости в условиях абразивного и ударно-абразивного воздействия. Отличие этих сталей от стали 110Г13Л заключается в том, что в последней при деформации происходит лишь наклеп аустенита и динамическое старение, а мартенсит деформации не образуется. Между тем, динамическое деформационное мартенситное превращение (ДДМП) играет важную роль не только в упрочнении стали, но и в релаксации микронапряжений, что повышает работоспособность микрообъемов. На образование мартенсита деформации расходуется значительная часть энергии внешнего воздействия и, соответственно, меньшая ее доля идет на разрушение. Разработанные стали, содержащие меньше марганца, чем широко применяющаяся сталь 110Г13Л, дополнительно легированные сильными карбидообразующими элементами, превосходят ее в 1,5-2 раза по абразивной износостойкости и после специальной термообработки значительно лучше обрабатываются резанием. Однако, после закалки с 1100 °С, которая применяется для стали 110Г13Л, новые стали, содержащие ≤ 9 % Mn, имеют более низкую ударно-абразивную износостойкость. Для ее повышения применен способ измельчения зерна, предложенный В.Д. Садовским. Такая обработка также существенно улучшает комплекс механических свойств. В том же направлении влияет стабилизирующее аустенит (до определенного уровня) старение после закалки или ступенчатая закалка со ступенькой при соответствующей температуре. При выборе составов сталей необходимо учитывать конкретные условия эксплуатации, определяемые коэффициентом динамичности (Кд), предложенным И.В. Петровым. При абразивном изнашивании (Кд~1) содержание марганца составляет 4-7 %, а режимы термообработки должны обеспечить активное развитие ДДМП. Напротив, при интенсивном ударно-абразивном воздействии (Кд $\geq 2,5$) содержание марганца должно быть 10 %, а за счет обработок необходимо повышать до оптимального уровня его стабильность. Новые стали внедрены для быстро изнашивающихся деталей.

МАРГАНЦОВИСТЫЕ НАПЛАВОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, РЕАЛИЗУЮЩИЕ В НАПЛАВЛЕННОМ МЕТАЛЛЕ ЭФФЕКТ САМОЗАКАЛКИ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ И НАГРУЖЕНИИ**Малинов Л.С.¹, Малинов В.Л.², Бурова Д.В.¹**¹ ГВУЗ Приазовский государственный технический университет, Украина, Днепр² ПИИ ООО «Бюро Веритас Украина», Мариуполь

leonid.s.malinov@gmail.com

Созданы новые низкоуглеродистые наплавочные материалы, обеспечивающие в наплавленном металле содержащие ~6-8 % марганца и небольшое количество титана и ванадия для получения мелкозернистой структуры. Наплавленный ими металл имеет структуру реечного мартенсита вследствие самозакалки при охлаждении. Обычно после наплавки для снятия возникших после нее напряжений проводят высокий отпуск, который в отсутствие в наплавленном металле элементов Mo, W, Cr, затрудняющих процесс разупрочнения, снижает его, износостойкость. Поскольку новые наплавочные материалы не содержат этих элементов, был использован другой принцип. Он заключается в том, что состав наплавочных материалов подобран с таким расчетом, чтобы температура высокого отпуска, наплавленного металла попадала в межкритический интервал температур (МКИТ), в котором присутствуют α -и γ -фазы. При выдержке в нем происходит перераспределение марганца между фазами, обогащению последней и образование в структуре вторичного аустенита. После охлаждения из МКИТ сохраняются прежний мартенсит, но с меньшей плотностью дислокаций, метастабильный вторичный аустенит и небольшое количества карбидов, а также образуется при охлаждении из МКИТ свежий мартенсит, обогащенный марганцем. Возникает своеобразная композиционная многофазная структура, в которой участки повышенной твердости чередуются с участками вторичного аустенита невысокой твердости. В большом числе работ вторичный аустенит рассматривают как стабильную структуру, поскольку он при охлаждении до отрицательных температур не превращается в мартенсит. Однако он метастабильен при нагружении и превращается в мартенсит деформации (эффект самозакалки при нагружении). В результате этого повышается износостойкость. Вторичный метастабильный аустенит является внутренним ресурсом самого материала, который за счет превращения в мартенсит деформации при изнашивании позволяет ему адаптироваться к внешним нагрузкам и обеспечивает самоповышение свойств при нагружении и самозащиту от разрушения. Рассмотренные наплавочные материалы в отличие от широко применяемых позволяют получить повышенную износостойкость наплавленного металла после высокого отпуска, не смотря на снижение твердости. Новые наплавочные материалы технологичны при наплавке. Поскольку наплавленный металл содержит не более 0,1 % углерода, в нем не образуются трещины. Наплавленный металл после высокого отпуска удовлетворительно обрабатывается резанием. По износостойкости в условиях сухого трения металла по металлу он превосходит вдвое по износостойкости получаемый широко применяемыми проволоками Св-30ХГСА и ПП-Нп 18Х1Г1М. Выдержка в МКИТ применима и к наплавленному металлу бейнитного класса для повышения его износостойкости.

**ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ, ЧУГУНЫ И УПРОЧНЯЮЩИЕ
ТЕХНОЛОГИИ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ ПОВЫШЕННЫЕ СВОЙСТВА ЗА СЧЕТ
ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ВНУТРЕННЕГО РЕСУРСА СПЛАВОВ, КОТОРЫМ ЯВЛЯЕТСЯ
МЕТАСТАБИЛЬНЫЙ АУСТЕНИТ**

Малинов Л.С.

ГВУЗ Приазовский государственный технический университет, Украина, Днепр

leonid.s.malinov@gmail.com

Предложена и реализуется концепция создания инновационных экономнолегированных сталей и чугунов многоцелевого назначения и упрочняющих технологий, заключающаяся в том, что в сплавах создается структура, одной из важнейших составляющих которой является метастабильный аустенит. Он рассматривается как смартструктура, внутренний ресурс самих сплавов, обеспечивающий самоповышение их свойств при нагружении и самозащиту от разрушения. Метастабильный аустенит может присутствовать в структуре в сочетании с мартенситом, бейнитом, ферритом, карбидами, карбонитридами, боридами, интерметаллидами. В этом случае образуются двух, трех или многофазная структура. Основным во многих случаях является динамическое деформационное мартенситное превращение (ДДМП) аустенита при нагружении (эффект самозакалки при нагружении-ЭСЗН). Показано, что необходимо управлять структурой и развитием мартенситного превращений, оптимизируя их применительно к конкретным условиям нагружения. Это позволяет существенно повышать долговечность деталей машин и инструмента. ДДМП является не только механизмом упрочнения, но и релаксации напряжений. На это превращение расходуется значительная часть энергии внешнего воздействия и, соответственно, ее меньшая доля идет на разрушение. Наряду с мартенситным превращением должны быть использованы другие разнообразные механизмы упрочнения (повышение плотности дислокаций, диспергирование структуры, динамическое старение и др.) а также сопротивления разрушению (создание субструктуры, прослойки вязкой составляющей на границе фаз высокой прочности, уменьшение блокировки дислокаций, двойникование и др.). Необходимо обеспечить сплавам экономичность, технологичность (в одних случаях хорошую свариваемость и наплавляемость, в других-высокую прокаливаемость, малую склонность к образованию трещин и короблению.), а также высокие эксплуатационные свойства такие, как усталостная прочность, износостойкость при различных видах изнашивания и др. Реализация указанной выше концепции позволяет создавать сплавы различных структурных классов и назначения, не содержащие дорогих легирующих элементов или имеющих их в значительно меньших количествах, чем в применяемых. Основными в сплавах являются марганец, хром, кремний, азот, сильные карбидо и нитридообразующие элементы. На основе рассмотренной концепции разработаны упрочняющие технологии, включающие применяемые с корректировкой режимов, с использованием источников концентрированной энергии, различные виды химико-термической, деформации различного вида при различных температурах, позволяющие сократить расход материалов, снизить затраты на изготовление деталей и инструмента.

**ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ПОРОШКОВЫЕ ЛЕНТЫ ДЛЯ НАПЛАВКИ ДЕТАЛЕЙ,
РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ АБРАЗИВНОГО И УДАРНО-АБРАЗИВНОГО
ИЗНАШИВАНИЯ**

Малинов В.Л.

*ПИИ ООО «Бюро Веритас Украина», Украина, Мариуполь
malinov.v.l@ gmail.com*

Материалы, применяемые для наплавки деталей, работающих в условиях абразивного и ударно-абразивного износа содержат дорогие легирующие элементы (Ni, W, Mo и др.) зачастую используемые неэффективно. Целью работы являлось создание порошковых лент, не содержащих этих элементов, на основе Fe-Cr-Mn-C и Fe-Cr-Mn-Nb. Состав шихты порошковых лент рассчитывался таким образом, чтобы обеспечить варьирование в наплавленном металле содержания легирующих элементов в следующих пределах: углерода 1,8-3,2 %, хрома 13-20 %, марганца 6-8 % и ниобия 0-2 %. Исследовались структура, твердость, технологическая прочность, абразивная и ударно-абразивная износостойкость полученного наплавленного металла. Наплавленный металл в зависимости от степени легирования по структуре являлся доэвтекктическим, эвтекктическим или заэвтекктическим. Металлическая основа во всех случаях представляла метастабильный аустенит. При легировании ниобием в ней также имелись дисперсные карбиды NbC. Установлено, что по мере увеличения содержания в наплавленном металле углерода твердость и абразивная износостойкость возрастают, а ударно-абразивная износостойкость и технологическая прочность снижаются. Трещины в количестве от 1 до 5 имелись во всех составах наплавленного металла на Fe-Cr-Mn-C основе без ниобия. Увеличение содержания марганца от 6 до 8 % снижает абразивную и повышает ударно-абразивную износостойкость. При этом повышается технологическая прочность. Так, например, в наплавленном металле, содержащем 1,8 % C и 13 % Cr, количество трещин уменьшается с 2 до 1. Дополнительное легирование ниобием повышает твердость, абразивную, ударно-абразивную износостойкость и технологическую прочность наплавленного металла. В наплавленном металле, содержащем 1,8 % C и 13 % Cr, при легировании 1 % Nb трещины отсутствовали. В наплавленном металле, содержащем 2,4 % C, 6 % Mn, 2 % Nb, увеличение содержания от 13 до 20 % Cr повысило абразивную износостойкость, а ударно-абразивную - снизило. В обоих случаях трещины в наплавленном металле отсутствовали. В наплавленном металле, содержащем 20 % Cr, 6 % Mn, 2 % Nb, при увеличении содержания от 2,4 до 3,3 % C абразивная износостойкость еще более возрастает, ударно-абразивная износостойкость снижается, а количество трещин составляет 2. В случае умеренной интенсивности ударов наличие трещин может быть допустимо, а при сильных ударах они являются причиной отколов. Для наплавки деталей, работающих в условиях умеренной ударной нагрузки, разработана экономичная порошковая лента, обеспечивающая получение металла на Fe-Cr-Mn-C основе, который по износостойкости в 2 раза превосходит наплавку широко применяемой ПЛ-Нп-300Х25С4Н2Г2. При интенсивных ударах предложена порошковая лента на Fe-Cr-Mn-C-Nb основе.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛ-МАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВА AL5NB24TI40V5ZR26**Озеров М.С., Соколовский В.С.***Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Россия,**Белгород**ozerov@bsu.edu.ru*

Повышение прочности, твердости и износостойкости бета-титановых сплавов при сохранении или снижении модуля упругости требуется для расширения области применения этих материалов. Радикальное улучшение прочностных характеристик титановых сплавов может быть достигнуто за счет сочетания различных стратегий упрочнения как за счет существенной модификации химического состава, т.е. перехода к высокоэнтропийным составам (высокоэнтропийным сплавам, ВЭС), так и за счет создания металломатричных композитов с керамическими армирующими компонентами, например, частицами карбидов и боридов титана. Лучшим выбором для сплавов на основе титана является использование частиц TiB в качестве упрочнителя. TiB хорошо сопрягается с титановой матрицей без образования переходной зоны и имеет аналогичный коэффициент теплового расширения; кроме того, благодаря хорошей термической стабильности TiB может обеспечивать прочность даже при повышенных температурах. Деформационные характеристики композитов ВЭА/TiB будут определяться суперпозицией свойств пластичной матрицы, хрупких частиц TiB и границы раздела матрица/TiB. Для обеспечения необходимого баланса прочностных и пластических характеристик необходимо понимать структуру композита и влияние различных структурных факторов на механическое поведение материала. Настоящая работа направлена на достижение высоких прочностных свойств в высокоэнтропийном сплаве Ti40Zr26Nb24V5Al5 (в ат. %), упрочненном частицами TiB, за счет реализации большинства существующих механизмов упрочнения.

Исходная микроструктура синтезированных композитов состояла из ОЦК-матрицы и игольчатых боридов (Ti, Nb) B. Обнаружено значительное измельчение микроструктуры при увеличении доли боридов. Легирование базового сплава 1 масс. % TiB₂ привело к повышению прочности с 760 МПа (базовый сплав) до 840 МПа. Увеличение содержания армирующего компонента TiB₂ до 2 и 3 масс. % привело к резкому падению пластичности (0,5 и 0 %, соответственно) и незначительному увеличению прочности до 890 и 900 МПа, соответственно.

Работы выполнены при поддержке гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук (грант № МК-378.2022.4).

**ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЕ МОЛИБДЕНОВОЕ ПОКРЫТИЕ МЕДИЦИНСКОГО
НАЗНАЧЕНИЯ, ПОЛУЧЕННОЕ НА ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ6****Соснин К.В.***Сибирский государственный индустриальный университет, Россия, Новокузнецк**K.sosnin@mail.ru*

Методами современного физического материаловедения исследована структура молибденовых покрытий, полученных методом электровзрывного напыления на титановом сплаве ВТ6. Определены свойства покрытий: твердость, модуль Юнга, износостойкость, коэффициент трения.

Ключевую роль в успешности современных стоматологических и ортопедических операций играют биоматериалы. На сегодняшний день уже на протяжении столетия металлы являются основным выбором для биомедицинских имплантатов. Из-за своей высокой прочности на растяжение и сжатие, высокого предела текучести, усталостной прочности, пластичности, твердости и ударной вязкости металлы широко применяются для долговременных ортопедических имплантатов.

Однако металлические материалы не обладают биофункциональными свойствами, такими как костная проводимость и биоактивность. Применение титановых сплавов в изготовлении имплантов также ограничивается их низкой твердостью и плохой износостойкостью. Помимо этого стоит учитывать, что человеческий организм – это очень агрессивная среда для металлов, используемых в качестве биоматериалов, так в нем содержатся различные ионы: растворенный кислород, белки, хлориды, гидроксиды и вода. В связи этим коррозия металлов в условиях человеческого тела значительно ускоряется, по сравнению с нормальными условиями.

Особенную опасность в случае со сплавом Ti-6Al-4V представляют выделяющиеся в результате коррозии ионы алюминия и ванадия. Существует множество исследований, подтверждающих их канцерогенность. Для преодоления, описанных выше недостатков сплава Ti-6Al-4V, разработаны его аналоги из таких нетоксичных элементов, как Nb, Ta, Zr, Hf и Mo.

Однако более эффективным методом повышения эксплуатационных свойств имплантов будет создание биосовместимых коррозионностойких покрытий. Так как, с биологической точки зрения, именно химия и морфология поверхности определяют биологические характеристики имплантатов.

Перспективным методом их нанесения покрытий, отвечающий всем требованиям, описанным выше, может стать электровзрывной метод, суть которого заключается в электрическом взрыве проводника и последующем оплавлении сформированной плазменной струей поверхности имплантата, позволяющей сформировать на ней покрытия способные работать в условиях человеческого организма.

Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-5585.2021.4.

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРОВАНИЕ Cr, Mo, V, Nb, В НА ОГНЕСТОЙКОСТЬ НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО СТРОИТЕЛЬНОГО ПРОКАТА

Тен Д.В., Комиссаров А.А., Сазонов Ю.Б.

НИТУ «МИСисС», Россия, Москва

teden92@yandex.ru

Прочность является ключевым фактором надежности строительных конструкций. При воздействии высокой температуры на стальные конструкции происходит деградация прочностных свойств, иными словами происходит потеря несущей способности конструкции. Для сталей с повышенной огнестойкостью значение огнестойкости должно равняться $\gamma_T = \sigma_T^{+600} / \sigma_T^{+20} \geq 0,6$.

Существуют различные варианты повышения устойчивости металлоконструкций к высокотемпературному воздействию, одним из таких методов является изменение химического состава. Основные легирующие компоненты, которые повышают огнестойкость металлопроката – Nb и V, за счет выделения из твердого раствора дисперсных упрочняющих частиц VC и NbC.

В работе были проведены исследования механических свойств и дана оценка огнестойкости экспериментальных образцов проката. Проведены металлографические исследования микроструктуры с использованием методов оптической и электронной микроскопии, выявлены различные типы дисперсных частиц карбонитридов. Проведен анализ влияния структурного состояния образцов на характеристики огнестойкости.

В таблице приведен химический состав опытных плавок низколегированной стали для проведения экспериментальных исследований огнестойкости γ_T .

Таблица 1 – Химический состав опытных плавок

№ Плавки	C, %	Si, %	Mn, %	Легирующая композиция
А-1	0,07-0,09	0,25-0,30	1,15	V
А-2				V-Mo
Б-1			0,70	Cr-Mo-V-Nb
Б-2				Cr-Mo-V-Nb-B

Сравнительное исследование огнестойкости образцов, изготовленных с различной композиции легирования, показало преимущества добавление бора в состав стали. В плавках (А-1, А-2, Б-1), формируется феррито-перлитная микроструктура, а стали Б-2 с бором микроструктура преимущественно бейнитная. Огнестойкости для Б-2 значительно выше, чем у других исследуемых образцов, 0,74 у стали Б-2, а у остальных огнестойкость не превышала 0,5. Высокая огнестойкость может быть связана с морфологией бейнитных пакетов.

Исследования были проведены в рамках комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства по теме «Разработка и освоение инновационной технологии производства высокопрочного стального проката для изготовления строительных конструкций с нормируемым пределом огнестойкости с целью обеспечения эксплуатационной безопасности производственных и гражданских объектов в экстремальных условиях» (Постановление Правительства РФ №218 от 09.04.10, договор №075-11-2020-042 от 14.12.2020).

**МАГНИЕВЫЙ СПЛАВ Mg-2Zn-2Ga МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ С
БИОСОВМЕСТИМЫМ ПОКРЫТИЕМ****Ли А.В., Баженов В.Е., Баутин В.А., Тайсумова А.Л.-А., Комиссаров А.А.***НИТУ «МИСиС», Россия, г.Москва**a.li@misis.ru*

Одним из важных и перспективных направлений в современной медицине является создание новых, биосовместимых и биорезорбируемых имплантатов для лечения сложных переломов с оптимальными эксплуатационными свойствами и контролируемой скоростью биорезорбции.

На сегодняшний день магниевые сплавы являются многообещающими кандидатами для изготовления биорезорбируемых имплантатов. Главные преимущества данного материала заключаются не только в отсутствии необходимости повторной операции по удалению имплантата, но и наличию высокой степени биосовместимости и схожих механических свойств с человеческой костной тканью.

Однако неконтролируемая скорость биорезорбции магниевых сплавов в физиологической жидкости остается главным недостатком их использования. Один из путей снижения и контроля скорости биорезорбции магния является формирование на его поверхности антикоррозионных защитных покрытий.

В исследовании были изучены методы нанесения защитных биосовместимых фторидных покрытий (метод микродугового оксидирования) на сплав Mg-2Zn-2Ga (после горячей экструзии). В процессе работы были получены покрытия с различной толщиной от $1,3 \pm 0,02$ до $2,3 \pm 0,02$ мкм. Также была изучена пористость, покрытие толщиной $1,3 \pm 0,02$ — 35,4 %, а покрытие толщиной $2,3 \pm 0,02$ мкм — 24,5 %.

По результатам коррозионных испытаний, было выявлено, что у покрытия толщиной $1,3 \pm 0,02$ мкм скорость биорезорбции составила 0,18 мм/год, а покрытие толщиной $2,3 \pm 0,02$ мкм - 0,13 мм/год соответственно. Скорость биорезорбции сплава Mg-2Zn-2Ga без покрытия составила 0,23 мм/год.

Таким образом, установлено, что фторидное покрытие толщиной $2,3 \pm 0,02$ мкм с наименьшей скоростью биорезорбции (0,13 мм/год) является оптимальным вариантом для повышения коррозионной стойкости сплава Mg-2Zn-2Ga.

Благодарность: Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Мегагранта (№ 075-15-2022-1133)

**АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ КОМПОЗИТЫ: СПОСОБЫ
ПОЛУЧЕНИЯ, СВОЙСТВА, СТРУКТУРА****Пермякова И.Е., Глезер А.М.***ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», Россия, Москва**inga_perm@mail.ru*

В представленной работе обзорно освещается большой цикл исследований [1-12], посвящённых установлению основных физических закономерностей деформации, разрушения, эволюции структуры (от исходно аморфного к частично кристаллическому и полностью нанокристаллическому состоянию) аморфных сплавов систем Fe-Ni-B, Co-Fe-Cr-Si-B, Fe-Cr-B, а также альтернативным путям создания на их основе перспективных аморфно-кристаллических композитов с управляемым откликом на внешние воздействия (лазерное облучение, интенсивную пластическую деформацию, термическую обработку). Детально изучено механическое поведение, магнитные, коррозионные свойства полученных композитов на ранних и более поздних стадиях нанокристаллизации при разного рода внешних воздействиях. Установлены структурные факторы, отвечающие за изменение их физико-химических свойств и механизмов пластической деформации. Реализована идея частичной аморфизации металлических нанокompозитах на основе Cu-Nb при кручении под высоким давлением для улучшения их свойств [5, 9].

[1] Пермякова И.Е., Иванов А.А., Черногорова О.П. // Деформация и разрушение материалов. 2022. № 8. С. 28-33.

[2] Permyakova I.E., Ivanov A.A., Shelyakov A.V. // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2021. V. 85. N 7. P. 755-759.

[3] Permyakova I.E. // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2020. V. 84. N 7. P. 839-843.

[4] Permyakova I., Glezer A. // Metals. 2022. V. 12. N 2. Art. No. 297. P. 1-17.

[5] Permyakova I., Glezer A. // Metals. 2020. V. 10. N 4. Art. No. 511. P. 1-19.

[6] Permyakova I.E., Glezer A.M., Kovalev A.I., Vakhrushev V.O. // JETP Letters. 2021. V. 113. N 7. P. 471-476.

[7] Permyakova I.E., Glezer A.M., Savchenko E.S., Shchetinin I.V. // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2017. V. 81. N 11. P. 1310-1316.

[8] Permyakova I.E., Glezer A.M., Ivanov A.A., Shelyakov A.V. // Russian Physics Journal. 2016. V. 58. N 9. P. 1331-1338.

[9] Permyakova I.E., Glezer A.M., Karpov M.I., Vnukov V.I., Shtansky D.V., Gorshenkov M.V., Shchetinin I.V. // Russian Physics Journal. 2018. V. 61. N 3. P. 428-438.

[10] Glezer A.M., Permyakova I.E., Manaenkov S.E. // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2008. V. 72. N 9. P. 1265-1266.

[11] Glezer A.M., Manaenkov S.E., Permyakova I.E. // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2007. V. 71. N 12. P. 1702-1707.

[12] Glezer A.M., Permyakova I.E. Melt-Quenched Nanocrystals. – Boca Rotan, FL, USA: Taylor & Francis Group. CISP. CRC Press Inc., 2013. – 369 p.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 20-08-00341 "А").

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА И ЖЕЛЕЗА

Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю.

*Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Росси, г. Тамбов
fedorov-tsu.tmb@inbox.ru*

Изделия из аморфных и нанокристаллических металлических сплавов при эксплуатации могут подвергаться действию электромагнитных полей, агрессивных сред [1,2]. Изучение закономерностей изменения их свойств в таких условиях, является актуальной задачей физики неупорядоченных сред.

В качестве материалов для исследования были выбраны ленточные образцы аморфных сплавов АМАГ-170 ($\text{Co}_{70.42}\text{Fe}_{4.72}\text{Ni}_{10.46}\text{Si}_9\text{Mn}_{2.1}\text{B}_2\text{Cr}_{1.3}$), АМАГ-180 ($\text{Co}_{78.65}\text{Fe}_{4.03}\text{Ni}_{4.73}\text{Si}_{7.22}\text{Mn}_{1.88}\text{B}_2\text{Cr}_{1.49}$), АМАГ-186 ($\text{Co}_{85.41}\text{Fe}_{2.27}\text{Si}_{5.15}\text{Mn}_{4.07}\text{B}_2\text{Cr}_{1.1}$), АМАГ-225 ($\text{Fe}_{73.5}\text{Ni}_{25}\text{Cr}_{1.5}$) и нанокристаллического сплава АМАГ-200 ($\text{Fe}_{80.22}\text{Si}_{8.25}\text{Nb}_{10.09}\text{Cu}_{1.34}$). Размер образцов – $40 \times 3,5 \times 0,02$ мм.

Исследовано влияние импульсного электрического тока плотностью от $1 \cdot 10^8$ до $1 \cdot 10^9$ А/м² на изменение механических характеристик аморфных сплавов на основе кобальта и железа, и нанокристаллического сплава на основе железа.

Образцы подвергались одноосному растяжению на электромеханической машине для статических испытаний Instron-5565 со скоростью движения захватов 0,1 мм/мин. Одновременно с нагружением через образцы, путем разрядки конденсаторов, подавали импульсы электрического тока пилообразной формы. Для контроля длительности и частоты подаваемого сигнала использовали генератор импульсов и электронный счетчик импульсов. Длительность импульсов составляла $\tau \sim 250$ мс и частота $\nu = 0,5$ Гц.

При деформации образцов из аморфных металлических сплавов с одновременным пропусканием импульсного электрического тока на диаграммах $\sigma - \epsilon$ наблюдается кратковременный сброс механического напряжения ($\Delta\sigma$) с последующим восстановлением хода зависимости $\sigma - \epsilon$. За сброс механического напряжений в сплавах на основе кобальта ответственны два процесса: термическое расширение сплава и предполагаемая обратимая структурная релаксация. Кроме того, образец подвергается воздействию магнитострикционных процессов. Установлено, что при увеличении плотности тока электрического импульса, для всех исследуемых сплавов наблюдается снижение предела прочности. Количество импульсов тока пропущенных через образец до разрушения, с увеличением плотности тока напряжения также уменьшается. При этом значение модуля Юнга практически не меняется.

Экспериментально установлено, что при разрушении аморфных сплавов наблюдается образование складчатых структур и ветвление трещин. При плотности тока 10^9 А/м², на поверхности образцов, вблизи зоны разрушения наблюдаются локальные зоны оплавления.

[1] Fedorov V.A, Pluzhnikova T.N., Berezner A.D. Multicycle electroimpulse fatigue of amorphous metallic alloys // Journal of Physics: Conf. Series 1115 (2018). 052016, 1-5.

[2] Федотов Д.Ю., Сидоров С.А., Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Яковлев А.В. Влияние процессов релаксации на величину сбросов механического напряжения в ленточных аморфных и нанокристаллических сплавах при электроимпульсном воздействии // Черная металлургия, 2017. № 7. С. 538-543.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-22-00226.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЛАЗЕРНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ СПЛАВА Fe-18Cr-10Ni
Блинова Е.Н.¹, Глезер А.М.¹, Воронов В.Д.², Ишкиняев Э.Д.², Либман М.А.¹, Осинцев А.В.², Петровский В.Н.²

¹Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И. П. Бардина, Россия, Москва

²Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Россия, Москва
blinova_en@rambler.ru

Создание металлических материалов с высокой прочностью и одновременно с высокой пластичностью возможно путем реализации композиционных структур, представляющих собой сочетание макроскопических областей, одни из которых обладают высокой прочностью, а другие – высокой пластичностью. В настоящей работе использован сплав Fe-18Cr-10Ni, в котором может быть реализовано прямое $\gamma \rightarrow \alpha$ – превращение с образованием высокопрочного мартенсита и обратное $\alpha \rightarrow \gamma$ – превращение, в результате которого образуется пластичный аустенит. Для образования высокопрочного мартенсита использовалась пластическая деформация линейной прокаткой с обжатием до 80%, а для получения пластичного аустенита, области которого определенным образом распределены в мартенсите, – нагрев лазерным излучением до 700-800⁰С. Обработка производилась на стенде, укомплектованном роботизированным манипулятором МОТОМАН с одномодовым волоконным лазером IPG LC-5 мощность до 5 кВт. Для достижения равномерного нагрева по площади обработки использовалась оптическая головка, формирующая прямоугольное пятно размерами 11x2 мм с близким к однородному распределением интенсивности. Скорость обработки составляла 10 мм/с. Образцы вырезались с использованием лазера из листа прокатной стали в форме лопаток для испытаний на разрыв. Различные формы зоны обработки, а именно круг, квадрат и параллелограмм, достигались за счет использования специализированных оснасток с отверстиями заданной формы. Были исследованы различные способы обработки на возможность обеспечения устойчивого нагрева до требуемых температур: движущийся с низкой скоростью (до 2 мм/с) источник лазерного излучения с прямоугольным близким к однородному профилем интенсивности размерами 11x2 мм, неподвижный источник с однородным прямоугольным пятном и сканирование области с высокой скоростью обработки (более 1000 мм/с). Перед экспериментальным исследованием была построена модель лазерного нагрева с использованием метода конечных элементов. На основе построенной модели были подобраны режимы для обработки различными оптическими системами, а также была выбрана форма оснастки, необходимая для получения изотропного теплоотода материала. Для контроля результатов термической обработки использовались измерения спонтанной намагниченности и микротвердости образующихся областей. Предложенная методика позволила изготовить образцы, состоящие из макроскопических областей мартенсита и аустенита, распределенных по определенному закону. Были получены диаграммы напряжение - деформация ($\sigma(\epsilon)$) для различных распределений областей аустенита в мартенситной матрице, которые показали возможность регулирования прочности и пластичности композита путем изменения формы и объемной доли аустенита, распределенного в мартенситной матрице.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 20–08–00591 а).

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА AlMgSc

Зотов Б.О., Ожерелков Д.Ю., Пелевин И.А., Громов А.А.

НИТУ МИСиС, Российская Федерация, Москва

Zoto0252@yandex.ru

Селективное лазерное плавление (СЛП) относится к аддитивному производству и представляет собой послойное плавление порошковых слоев мощным лазером по компьютерной 3D модели, что позволяет получать детали комплексной формы. Таким способом можно производить изделия из различных сплавов, среди которых одними из наиболее часто применяемых являются алюминиевые. Это объясняется уникальным сочетанием эксплуатационных свойств данных сплавов. Алюминиевые сплавы характеризуются высокими показателями коррозионной стойкости, а также, зачастую, высокими показателями жидкотекучести, что также важно и для печати методом СЛП, так как уменьшается вероятность образования пор и трещин при кристаллизации. В данной работе был исследован сплав, содержащий 0,36% Sc, и 4,36% Mg. На сегодняшний день алюминиевые сплавы, легированные Sc, обладают наибольшими значениями механических характеристик среди всех известных сплавов для 3D печати.

В ходе работы для были получены и проанализированы зависимости механических характеристик от основных параметров печати: мощности лазера (P), скорости сканирования (V), ширины перекрытия (h) и толщины порошкового слоя (t). Параметры варьировались следующим образом: P от 300 до 350 Вт, V от 750 до 1050 мм/с, h от 0,06 до 0,12 мм, t от 0,03 до 0,04 мм. В результате было получено окно рекомендуемых параметров печати, которое представлено в таблице 1.

Таблица 1 – Рекомендуемые параметры печати для сплава AlMgSc

Мощность P, Вт	Скорость сканирования V, мм/с	Ширина перекрытия h, мм	Толщина слоя t, мм	Объемный энерговклад E(v), Дж/мм ³
350-400	750-1200	0,12	0,03	133-166

При больших скоростях сканирования, или малых значениях ширины перекрытия количества энергии для расплавления и последующей кристаллизации недостаточно, что приводит к уменьшению предела прочности. Наименьшие значения механических характеристик показали образцы с толщиной слоя $t = 0,04$ мм по причине более грубой зеренной структуры. Печать образцов в рекомендуемом окне позволяет получить значения механических характеристик от 310 до 316 МПа, в то время как значения вне оптимального диапазона варьируются от 238 до 308 МПа.

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 19–79–30025.

ОЦЕНКА КОНЦЕНТРАЦИИ ПРИМЕСИ УГЛЕРОДА В ПОРОШКЕ Cr_2Ta ПОСЛЕ ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ ОКСИДОВ Cr_2O_3 И Ta_2O_5
Гурьянов А.М.¹, Касимцев А.В.^{1,2}, Володько С.С.^{1,2}, Алимов И.А.^{1,2}, Юдин С.Н.^{1,2}, Евстратов Е.В.³

¹ *Тульский государственный университет (ТулГУ), Россия, г. Тула*

² *ООО «Метсинтез, Россия, г. Тула*

³ *ИМЕТ РАН, Россия, г. Москва*

alex19021861@gmail.com

Интерметаллид Cr_2Ta относится к перспективным жаропрочным материалам, поэтому получение данного соединения чистым по химическому и фазовому составам является важной задачей для материаловедения.

Примеси внедрения, например, углерод негативно влияют на механические свойства различных металлических материалов. Интерметаллид Cr_2Ta состоит из переходных металлов, которые активно взаимодействуют с углеродом, причем Ta отличается большим термодинамическим сходством к углероду, чем Cr. Свободная энергия Гиббса образования самых тугоплавких карбидов в системах Ta-C и Cr-C, приходящаяся на моль углерода в стехиометрической формуле, для TaC ($T_{\text{пл}} = 3985$ °C) и Cr_7C_3 ($T_{\text{пл}} = 1766$ °C) соответственно равна 143 и 70 кДж/моль C.

Было решено определить степень загрязнения синтезируемого порошка Cr_2Ta углеродом из стальной капсулы (оснастки) во время проведения режимов восстановления.

Практика проведения гидридно-кальциевого синтеза предполагает выполнение операции восстановления в стальной капсуле из Ст3 (содержание углерода до 0,22 % масс. по ГОСТ 380-2005). Имеются основания полагать, что углерод, содержащийся в стали, может загрязнить синтезируемый порошок.

Для оценки взаимодействия углерода (из стали) с восстановленными металлами провели 5 последовательных режимов получения Cr_2Ta при температуре 1200 °C в одной и той же капсуле.

Установлено, что после первого режима общее содержание углерода в готовом порошке Cr_2Ta находилось на уровне ~ 0,45 % масс., причем на рентгенограмме данного порошка четко фиксировалась линия (111) карбида TaC (тип NaCl). Рефлексы от каких-либо карбидных фаз, наблюдаемых в системе Cr-C обнаружено не было. С последующими режимами восстановления в одной и той же капсуле наблюдалось непрерывное снижение концентрации углерода до уровня ~ 0,15 % масс. (2 последних режима).

Таким образом идет взаимодействие углерода из стали с восстановленным танталом. Для уменьшения концентрации углерода рекомендуется проводить синтез в уже использованных стальных капсулах или в оснастках, например, из жести.

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 22-23-20113.

Работы выполнены в рамках госзадания 075-00715-22-00.

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ Zn И Mg НА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВОВ Al-Zn-Mg-Cu-Ni-Zr

Котов А.Д., Михайловская А.В.

НИТУ «МИСус», г. Москва, РФ

kotov@misis.ru

Увеличение скорости сверхпластической формовки алюминиевых сплавов является актуальной задачей современной промышленности. Методы получения сплавов с высокими показателями сверхпластичности основаны на получении микрозеренной структуры в листовых полуфабрикатах и сдерживании роста зерен в процессе их последующей сверхпластической деформации. В предыдущих работах было показано, что эти задачи могут быть решены за счет формирования гетерогенной структуры с бимодальным распределением частиц вторых фаз: крупных частиц (размером 0,7-1 μm) и дисперсных частиц (размером 10-20 нм). Однако, влияние содержания таких элементов, как Zn, Mg и Cu, содержащихся в высокопрочных алюминиевых сплавах и находящихся в алюминиевом твердом растворе при температурах сверхпластической деформации, изучено слабо.

Настоящая работа была направлена на детальное изучение влияния содержания в сплавах Zn и Mg (составы сплавов представлены на рис. 1а) на деформационное поведение и эволюцию микроструктуры сплавов типа Al-Zn-Mg-Cu, содержащих в структуре эвтектические частицы Al_3Ni и дисперсные частицы Al_3Zr , при температурах от 0,82 до 0,92 $T_{\text{пл}}$ и скоростях деформации до 0,1 с^{-1} . Увеличение содержания Zn и Mg в твердом растворе способствует измельчению зеренной структуры, снижению напряжения течения, увеличению показателя скоростной чувствительности m и относительного удлинения в процессе высокоскоростной деформации (рис. 1б). В результате предложены составы сплавов, способных к сверхпластической деформации при скоростях 0,01-0,1 с^{-1} с удлинением до 800-1000%.

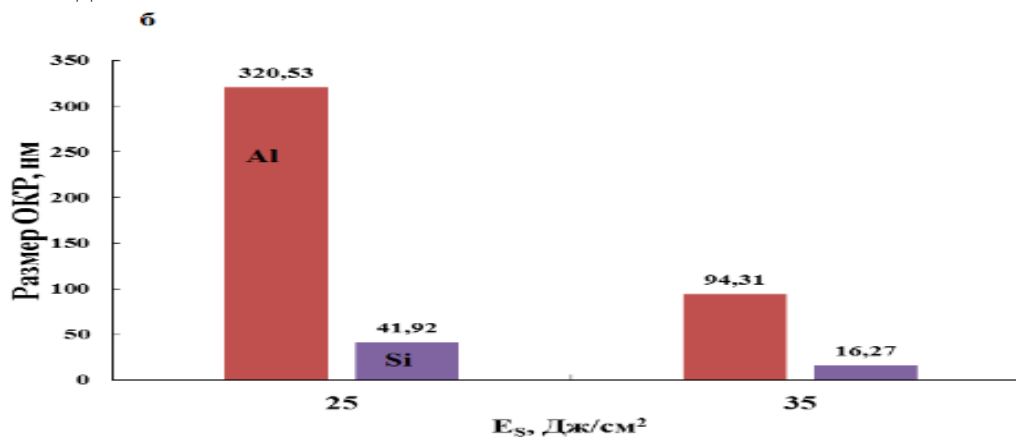


Рисунок 1 – Изотермическое сечение фазовой диаграммы Al-Cu-Ni-Zr-Zn-Mg при 460 °С (Thermo-Calc) с составами исследованных сплавов (а) и зависимость относительного удлинения при одноосном растяжении при 0,92 $T_{\text{пл}}$ со скоростью деформации 0,01 с^{-1} .

Работы выполнены при поддержке ведущих научных школ НШ-1752.2022.4 в рамках Гранта Президента РФ.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ВЫЗВАННЫЕ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ**Страумал П.Б.^{1,2}, Заворотнев Ю.Д.³, Страумал Б.Б.², Метлов Л.С.^{3,4}, Петренко А.Г.⁴, Томашевская Е.Ю.⁵**¹ *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва*² *Институт физики твёрдого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка*³ *Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк*⁴ *Донецкий национальный университет, Донецк*⁵ *Донецкий национальный университет экономики и торговли им. М. Туган-Барановского, Донецк**pstraumal@imet.ac.ru*

Кручение под высоким давлением (КВД) приводит к целому ряду фазовых превращений. Особый интерес среди них вызывает конкуренция процессов формирования и распада пересыщенного твёрдого раствора. Динамическое равновесие между формированием и аннигиляцией дефектов при КВД приводит к достижению стационарного состояния, когда параметр решетки сплава, размер зерен, микротвердость и другие свойства материала остаются постоянными и более не меняются с ростом числа оборотов плунжера. Процессы формирования и распада пересыщенного твёрдого раствора моделируются в данной работе. Модель построена для описания сплавов медь-кобальт во время КВД. Она хорошо объясняет возникновение стационарного состояния при КВД, а также и удовлетворительно предсказывает температуру $\sim 750^\circ\text{C}$, при которой растворимость кобальта в меди равна установившейся при КВД их концентрации в твердом растворе.

Таким образом, с помощью феноменологической теории Ландау проведено моделирование поведения сплавов медь-кобальт во время кручения при высоком давлении. Модель в рамках динамического и статического приближений объясняет возникновение стационарного состояния при КВД и удовлетворительно предсказывает температуру, при которой параметр решетки при КВД не меняется. Результаты настоящей работы подтверждают применимость модели Ландау для рассмотрения особенностей поведения наблюдаемых величин в двухкомпонентных кристаллах.

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 22-29-00625, <https://rscf.ru/project/22-29-00625/>

**АЗОТИРОВАНИЕ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ
ЛАЗЕРНЫМ ПЛАВЛЕНИЕМ****Чудина О.В., Симонов Д.С., Петров Д.Г.**

*Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ),
Россия, Москва
Chudina_madi@mail.ru*

В настоящее время активно развивается аддитивное производство, суть которого заключается в послойном компактировании порошка материала по заранее подготовленной 3D модели детали. Такой метод является альтернативой традиционным механическим методам обработки материалов, таким как точение, фрезерование и т.п.

В работе проведены исследования материала шестерни, изготовленной в условиях промышленного производства путем синтезирования стали из порошка, близкого по составу к стали 10X18N10T на лазерном 3D- принтере марки «Concept laser m2». Порошок получали методом газовой атомизации, частицы порошка имели форму равноосных кристаллов диаметром ~ 40...50 мкм. Исследования показали, что синтезированная сталь имеет структуру легированного аустенита ячеистого строения. Микротвердость сплава 2550 МПа, что в 1,5 раза выше по сравнению со сплавами аналогичного состава, полученными традиционным способом.

Готовая деталь подвергалась азотированию при температуре 570°C в течение 6 часов в азотсодержащей среде. После азотирования на поверхности сплава обнаруживается слабо развитая нитридная зона ϵ -фазы толщиной около 10 мкм, представляющая собой твердый раствор азота на базе химического соединения $(Fe, Cr, Ti)_{2-3}N$. Основная часть азотированного слоя - зона внутреннего азотирования состоит из легированной γ' -фазы и является результатом распада азотистого аустенита при охлаждении. Толщина диффузионного подслоя более 300 мкм, что в 2 раза больше по сравнению с азотированными аналогичными сплавами, полученными традиционным способом. Увеличение скорости диффузии вглубь металла можно объяснить специфической для селективного лазерного плавления структурой, имеющей ячеистое строение, в котором границы ячеек представляют собой объемные дислокационные построения с высокой плотностью дислокаций до 10^{12}см^{-2} [1], способствующие ускоренному проникновению азота вглубь металла. Микротвердость азотированного слоя невысокая 3500 МПа, так как дислокации, увеличивающие диффузию азота вглубь металла, по-видимому, препятствуют его проникновению в объем кристалла и образованию там упрочняющих нитридных фаз. Для сравнения классическое азотирование сталей аналогичного состава при температуре 570°C проводится в течение 50...60 часов, а толщина упрочненного слоя не превышает 250 мкм, максимальная твердость поверхности при этом 8000 МПа.

[1] Ячеистая структура в аустенитных сплавах, полученных методом селективного лазерного плавления /К.О. Базалева, Е.В. Цветкова, И.Ю. Смуров, И.А. Ядройцев [и др.] // Перспективные материалы. - 2014. - № 3. - С. 55-61.

Исследование выполнено за счет гранта РФФИ № 22-29-00986.

РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ ВЫСОКОНАДЕЖНЫХ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ МОЛИБДЕНА И ЗОЛОТА

Филяков А.Д., Почетуха В.В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Россия, Новокузнецк

filyakov.1999@mail.ru

Проведено формирование высоконадежных покрытий системы Мо–Au на медных электрических контактах электровзрывным методом (рисунок 1, *а*) и тех же покрытий после электронно-пучковой обработки и азотирования (рисунок 1, *б*). Детали режимов формирования покрытий опушены для обеспечения патентоспособности. Результаты исследования поверхности покрытий приведены на рисунке 1.

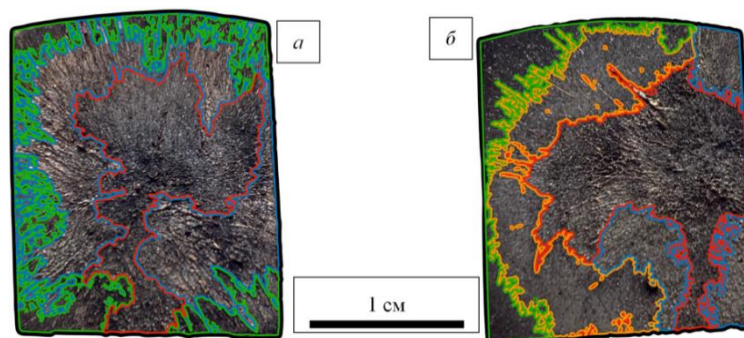


Рисунок 1 – Поверхность образцов подвергнутых электровзрывному напылению покрытий системы Мо–Au (*а*) и этих же покрытий после электронно-пучковой обработки и азотирования (*б*). Виды рельефа, формирующие биоинертное покрытие: **■** – область серо-синего оттенка, **■** – зона светло-серых оттенков со следами течения расплава по поверхности, **■** – регионы темно-серых оттенков, **■** – область с низкой степенью шероховатости серебристого оттенка

После электровзрывного напыления покрытия системы Мо–Au на поверхности образца образуется слой серо-серебристого цвета с ярко выраженным рельефом (рисунок 1, *а*). На нем можно выделить область серо-синего оттенка, растянувшуюся от центра к одной из граней образца. Площадь, занимаемая ей, равна 31,29 % покрытия. Вокруг нее расположилась зона светло-серых оттенков, на которой видны следы течения расплава по поверхности. Рассматриваемый участок занимает наибольшую часть поверхности равную 44,96 %. Оставшиеся 23,75 % покрытия занимают регионы темно-серых оттенков, расположенные на периферии образца.

После электровзрывного напыления, электронно-пучковой обработки и азотирования покрытия системы Мо–Au (рисунок 1, *б*) на поверхности образца образуется слой серо-серебристого оттенка с различным рельефом, видимым невооруженным глазом. В центральной части образца расположена область темно-синего оттенка, на поверхности которой виднеются следы течения расплава по подложке. Рассматриваемая зона занимает наибольшую часть покрытия, равную 36,62 %. К ней прилегают 3 участка серебристого цвета, следы течений в которых выражены слабо. Суммарно они занимают 16,23 % поверхности.

Работа выполнена в рамках государственного задания 0809-2021-0013.

**АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОКРЫТИЯ СОСТАВА Cd-Ag-N,
СФОРМИРОВАННОГО НА МЕДИ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-
ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ**

Романов Д.А., Почетуха В.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Россия, Новокузнецк
romanov_da@physics.sibsiu.ru*

Методами современного физического материаловедения исследована структура покрытий Cd-Ag-N, полученных методом электронно-ионно-плазменного напыления. Определены свойства покрытий: твердость, модуль Юнга, износостойкость, коэффициент трения.

В абсолютном большинстве случаев физико-механические свойства поверхности электрических контактов определяют срок службы всего электрического и энергетического оборудования. Поэтому зачастую необходимо грамотно сконструировать поверхность контактов, придав ей необходимые функциональные свойства, а не изготавливать ее всю из дорогостоящих материалов, требующих значительных энергетических затрат. С этой точки зрения модификация поверхности эффективными электронно-ионно-плазменными пучками является, несомненно, перспективным направлением создания стойких к электрической эрозии покрытий. В каждом конкретном случае нет ясной физической картины, позволяющей предсказать результат электронно-ионно-плазменной обработки в зависимости от свойств подложки и параметров воздействующих потоков заряженных частиц. Особенно это относится к комплексным процессам воздействия на поверхность плазмы и ускоренных электронных пучков. То, что электронно-ионно-плазменная технология является наиболее эффективным инструментом поверхностного упрочнения, обусловлено не только возможностями, но и достигнутым уровнем развития оборудования для её реализации. При использовании этой технологии в поверхностном слое контактов формируется многофазная субмикро- и нанокристаллическая структура за счет сверхвысоких скоростей нагрева и охлаждения, формирования предельных градиентов температур.

В связи с вышеизложенным выявление природы и закономерностей формирования структурно-фазовых состояний и свойств электроэрозионностойких покрытий методом электронно-ионно-плазменной обработки является актуальным направлением в физике конденсированного состояния. Целью настоящей работы являлся анализ элементного и фазового состава, состояния дефектной субструктуры, механических и трибологических свойств покрытия состава Cd-Ag-N, сформированного методом электронно-ионно-плазменного напыления на меди.

Методом электронно-ионно-плазменного напыления сформированы на меди покрытия состава Cd-Ag-N толщиной до 300 мкм. Показано, что параметр износа (величина, обратная износостойкости) медного образца с покрытием меньше параметра износа меди без покрытия в 2,3 раза. Коэффициент трения образцов с покрытием меньше коэффициента трения меди без покрытия в 2,2 раза.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Моляров А.В., Никитин А.В., Жучков Д.В.

ООО «Научно-технический центр ТМК», Россия, г. Москва

MolyarovAV@tmk-group.com

Деформация материалов вплоть до их полного разрушения представляет собой сложный и многостадийный процесс, характеризующийся постепенным накоплением дефектов и развитием повреждаемости. Одним из прямых методов, позволяющих проследить стадийность деформации и оценить кинетику накопления дефектов металла, является метод акустической эмиссии (АЭ). Данный метод в совокупности с изучением соответствующих диаграмм растяжения и анализом изломов существенно дополняет информацию о деформационных процессах и механизмах разрушения материала.

Анализ амплитудных распределений сигналов АЭ показывает их соответствие стадиям на диаграмме деформации. Так, при испытании на статическое одноосное растяжение плоских образцов из низколегированной конструкционной стали типа 40ХМФА начальный участок диаграммы деформации, подчиняющийся закону Гука, характеризуется почти полным отсутствием интенсивных сигналов АЭ. С увеличением нагрузки в области малых деформаций (до 1 %), что отвечает стадиям микропластичности и текучести, количество сигналов с пиковой амплитудой растет. Это объясняется началом коллективного движения дислокаций с их размножением, а также появлением первых микронеоднородностей в локальных зонах зеренной структуры. Далее активность АЭ быстро снижается и на стадии деформационного упрочнения регистрируются только одиночные пики АЭ низкоамплитудного фоновых спектров сигналов. При этом наблюдается разброс импульсов по амплитуде. Потеря устойчивости пластического течения, проявляющаяся в локализации деформации и формировании шейки на образце, сопровождается некоторым увеличением сигналов АЭ, достигая максимума к началу стадии разупрочнения. Появление единичных пиков на некоторых образцах при максимальных напряжениях связано с образованием микротрещин и их раскрытием. Ниспадающий участок диаграммы деформации характеризуется уменьшением активности акустических сигналов по мере снижения напряжений. Непосредственно перед разрушением образца амплитуда сигналов АЭ возрастает, а сама короткая стадия разрушения сопровождается несколькими сигналами с наибольшей амплитудой, соответствующими процессу распространения магистральных трещин.

На примере одноосного растяжения показано, что повреждаемость металла во всех случаях начинается на ранних стадиях деформации. Наибольшее количество сигналов АЭ с высокой амплитудой наблюдается на стадии перехода материала из упругого состояния в пластическое, последующие одиночные пиковые сигналы соответствуют возникновению микронадрывов и развитию трещин. Метод АЭ в совокупности с механическими испытаниями позволяет детализировать процессы, механику и кинетику накопления дефектов до начала разрушения и диагностировать сам момент разрушения.

СОДЕРЖАНИЕ

ПРОГРАММА	3
СБОРНИК ТЕЗИСОВ	23
ПЛЕНАРНАЯ СЕКЦИЯ	23
<hr/>	
ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЗМОВ ФОРМИРОВАНИЯ ДВУХФАЗНЫХ СТРУКТУР С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ <i>Попов А.А., Россина Н.Г., Попов Н.А.</i>	25
ОБЪЕМНЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ С МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ СРЕДАХ <i>Валиев Р.З.</i>	26
ПРЯМОЕ НАБЛЮДЕНИЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ TiNi <i>Реснина Н.Н., Сибирев А.В., Беляев С.П., Убийвовк Е.В.</i>	27
ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКОВЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ <i>Маркова Г.В., Юдин С.Н., Касимцев А.В., Володько С.С., Алимов И.А.</i>	28
МНОГОКОМПОНЕНТНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ TiNi <i>Беляев С.П., Реснина Н.Н., Андреев В.А., Базлов А.И.</i>	29
ПРОГНОЗ ПОСЛЕДСТВИЙ РАЗЛИЧНЫХ СЦЕНАРИЕВ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ СТАЛИ <i>Кудря А.В., Соколовская Э.А., Кодиров Д.Ф., Босов Е.В., Сергеев М.И.</i>	30
ФОРМИРОВАНИЕ И ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ ОБЪЕМНОЙ И ПОВЕРХНОСТНОЙ МОДИФИЦИРУЮЩИХ ОБРАБОТКАХ В УСЛОВИЯХ ИМПУЛЬСНОГО НАГРУЖЕНИЯ <i>Колобов Ю.Р.</i>	31
ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ Al-3.3Cu-2.5Mn-0.5Zr (МАС.%), ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ЛИТЬЯ, В ПРОЦЕССЕ ПРОКАТКИ И ВОЛОЧЕНИЯ <i>Белов Н.А., Черкасов С.О., Короткова Н.О.</i>	32
СЕКЦИЯ 1 «СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ»	33
<hr/>	
ВЛИЯНИЕ МАЛОЙ ДОБАВКИ ЦИНКА НА ВКЛАД ЗЕРНОГРАНИЧНОГО СКОЛЬЖЕНИЯ ПРИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg <i>Михайловская А.В., Яковцева О.А.</i>	35

СТРУКТУРА И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА Fe-Mn СПЛАВОВ ДЛЯ МЕДИЦИНСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Рыбальченко О.В., Мартыненко Н.С., Анисимова Н.Ю., Киселевский М.В., Рыбальченко Г.В., Бочвар Н.Р., Табачкова Н.Ю., Щетинин И.В., Токарь А.А., Добаткин С.В. 36

СТРУКТУРА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ СПЛАВА G35

Иванов К.О. 37

ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПАДА ПЕРЕСЫЩЕННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА В НОВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ ВЫСОКОМАГНИЕВЫХ СПЛАВАХ ЭКОНОМНО ЛЕГИРОВАННЫХ МАЛЫМИ СКАДИЕВЫМИ ДОБАВКАМИ

Рагазин А.А., Бахтегареев И.Д., Арышенский Е.В., Арышенский В.Ю., Дриц А.М., Коновалов С.В. 38

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ТРИП СТАЛИ

Столяров В.В. 39

МИКРОСТРУКТУРА И ТВЕРДОСТЬ СПЛАВА Al-Y-Sc-Er

Горлов Л.Е., Поздняков А.В., Барков Р.Ю. 40

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ МАЛЫХ ДОБАВОК ГАФНИЯ НА РАСПАД ПЕРЕСЫЩЕННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА В СПЛАВЕ 1570

Зорин И.А., Дриц А.М., Арышенский Е.В., Коновалов С.В. 41

МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Cu-Mn С МИКРОДОБАВКОЙ ОЛОВА

Летягин Н.В., Акоюн Т.К. 42

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ СПЛАВА ХН62М И ИХ ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА

Попкова Д.С., Бельтюков Е.А., Жиляков А.Ю., Беликов С.В. 43

ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ РАСПАДА ПЕРЕСЫЩЕННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ AL-MG-SI С ИЗБЫТКОМ КРЕМНИЯ И МАЛЫМИ ЦИРКОНИЕВЫМИ ДОБАВКАМИ

Латшов М.А., Солопаев М.В., Арышенский Е.В., Коновалов С.В. 44

СЕКЦИЯ 2 «ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ» 45

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ИНТЕРВАЛА ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА ПАРАМЕТРЫ ТОРСИОННОГО ПРИВОДА НА ОСНОВЕ СЭПФ TiNi

Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н. 47

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ Ti-Nb-Ta ВЫШЕ И НИЖЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ИНТЕРВАЛА МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ $\alpha' \leftrightarrow \beta$

Петржик М.И. 48

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ВКЛЮЧАЮЩЕЙ ВОЛОЧЕНИЕ, НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb (АТ.%)

Кудряшова А.А., Шереметьев В.А., Лукашевич К.Е., Деркач М.А., Андреев В.А., Прокошкин С.Д. 49

СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ И ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА $Ni_{48}Fe_{19}Ga_{27}Co_6$ <i>Курлевская И.Д., Тохметова А.Б., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.</i>	50
МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УПРУГОЙ ЭНЕРГИИ НА ИЗМЕНЕНИЕ ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ВЫДЕРЖКЕ СПЛАВА $Ti_{49}Ni_{51}$ <i>Иванов А.М., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Беляев Ф.С., Волков А.Е.</i>	51
ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМОВ РКУП И ПДО НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА $Ti-18Zr-15Nb$ <i>Деркач М.А., Шереметьев В.А., Чуракова А.А., Гундеров Д.В., Рааб Г.И., Прокошкин С.Д.</i>	52
ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВЫЙ СИНТЕЗ ПОРОШКА СПЛАВА $Ti-18Zr-15Nb$ <i>Алимов И.А., Юдин С.Н., Касимцев А.В., Маркова Г.В., Володько С.С.</i>	53
ИССЛЕДОВАНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ ФЕРРОЭЛАСТИЧНОСТИ НА МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ <i>Тохметова А.Б., Курлевская И.Д., Панченко Е.Ю., Жердева М.В., Чумляков Ю.И.</i>	54
ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТОНКОЙ НИКЕЛИД ТИТАНОВОЙ ПРОВОЛОКИ <i>Ковалёва М.А., Марченко Е.С., Гюнтер С.В.</i>	55
АНТИБАКТЕРИАЛЬНАЯ МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА $Ti-18Zr-15Nb$ НАНОЧАСТИЦАМИ ЗОЛОТА <i>Теплякова Т.О., Конопацкий А.С., Прокошкин С.Д.</i> ,	56
ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МАРТЕНСИТНУЮ НЕУПРУГОСТЬ В ПОРОШКОВОМ $Ti-Ni$ <i>Пермякова Д.В.</i>	57
НЕТИПИЧНЫЙ ЭЛИНВАРНЫЙ ЭФФЕКТ В МЕТАСТАБИЛЬНОМ БЕТА-СПЛАВЕ $Ti-Nb-Zr$ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ <i>Дубинский С.М., Маркова Г.В., Баранова А.П., Прокошкин С.Д., Браиловский В.</i>	58
ВОЗМОЖНОСТИ РЕГУЛИРОВАНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ УЧЕТЕ РОЛИ СТРУКТУРНОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ <i>Рыклина Е.П., Полякова К.А., Мурыгин С.Р., Комаров В.С., Андреев В.А.</i>	59
ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ ОБРАЗОВАНИЯ ω -ФАЗЫ В ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОМ МЕТАСТАБИЛЬНОМ СПЛАВЕ $Ti-22Nb-6Zr$ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ <i>Баранова А.П., Дубинский С.М., Прокошкин С.Д.</i>	60
ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ И ПОСЛЕДЕФОРМАЦИОННОГО ОТЖИГА НА СВОЙСТВА ПРУТКОВ ИЗ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА $Ti-Zr-Nb$ <i>Лукашевич К.Е., Шереметьев В.А., Андреев В.А., Прокошкин С.Д., Браиловский В.</i>	61
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СТАРЕНИЯ СПЛАВА $Ti-50.7$ ат.%Ni НА ОСОБЕННОСТИ ЭВОЛЮЦИИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В ШИРОКОМ ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУР ДЕФОРМАЦИИ <i>Полякова К.А., Комаров В.С.</i>	62

АКТУАТОРЫ ИЗ СПЛАВОВ С ЭПФ СИСТЕМЫ NI-TI В УСЛОВИЯХ ЭКСТРЕМАЛЬНОЙ НАГРУЗКИ

Калашиников В.С., Коледов В.В., Шавров В.Г., Андреев В.А., Несолонов А.В., Кучин Д.С., Карелин Р.Д. 63

СЕКЦИЯ 3 «ПРАКТИКА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ» 65

ПОВЫШЕНИЕ КОНСТРУКТИВНОЙ ПРОЧНОСТИ ТОЛСТОСТЕННЫХ ТРУБ ВТМО ВИНТОВЫМ ОБЖАТИЕМ С ГРАДИЕНТНЫМ ОТПУСКОМ

Дементьев В.Б., Сухих А.А., Махнева Т.М. 67

ДЕФОРМИРУЕМОСТЬ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Ca

Наумова Е.А., Барыкин М.А., Рогачев С.О., Кузьмина А.О. 68

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ С НИЗКИМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА КАК СПОСОБ УВЕЛИЧЕНИЯ СОПРОТИВЛЕНИЯ УДАРНЫМ НАГРУЗКАМ

Федосеева А.Э. 69

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА АЛТЭК

Распосиенко Д.Ю., Петрова А.Н., Астафьев В.В., Яковлева А.О. 70

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СПЛАВОВ Mg-6%Ag И Mg-10%Gd ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И РОТАЦИОННОЙ КОВКИ

Темралиева Д.Р., Мартыненко Н.С., Серебряный В.Н., Анисимова Н.Ю., Киселевский М.В., Визе Б., Виллумайт-Ремер Р.⁴, Рааб Г.И., Добаткин С.В., Эстрин Ю.З. 71

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПРОТЕКАНИЯ ПРОЦЕССОВ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПО ТОЛЩИНЕ ТОЛСТОЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ МАРОК СТАЛИ ПРИ ГОЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Новоскольцев Н.С., Сыч О.В., Хлусова Е.И. 72

СЕКЦИЯ 4 «ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ» 73

АКУСТИЧЕСКИЕ КОЛЕБАНИЯ МАГИСТРАЛЬНОГО ГАЗОПРОВОДА КАК ФАКТОР СВЕРХМНОГОЦИКЛОВОЙ КОРРОЗИОННОЙ УСТАЛОСТИ МЕТАЛЛА ТРУБ

Арабей А.Б., Ряховских И.В., Истомина Т.Ю., Капуткин Д.Е., Преферансов Д.И., Степанова В.А. 75

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВА INCONEL 718, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Пырин Д.В., Жилияков А.Ю. 76

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ МОДУЛЕЙ УПРУГОСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ОТ 0 ДО 400 °С ТЕХНОЛОГИЯМИ НЕЙРОННЫХ СЕТЕЙ

Гусев А.Д., Маркова Г.В. 77

УПРОЧНЕНИЕ СРЕДНЕЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА TiNbZr БОРИДАМИ

Озеров М.С., Жеребцов С.В. 78

ИЗУЧЕНИЕ УПРУГИХ СВОЙСТВ СИСТЕМЫ Ti-Nb-Zr МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ <i>Зеленина А.И., Колотова Л.Н., Стариков С.В.</i>	79
ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ Al-Cu-Mg СПЛАВА, ПОДВЕРГНУТОГО ОТП <i>Зуйко И.С., Малофеев С.С., Калининко А.А., Борисова Ю.И., Луговская А.С., Миронов С.Ю.</i>	80
ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОСТНЫХ ИМПЛАНТАТОВ ИЗ СПЛАВА Ti-6Al-4V <i>Лезин В.Д., Шереметьев В.А., Власов Д.В., Молчанов С.А.</i>	81
АНАЛИЗ УРОВНЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В КОМПАКТНЫХ ОБРАЗЦАХ ИЗ СТАЛИ 316L, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ <i>Кривилев М.Д., Харанжевский Е.В., Камаева Л.В., Закирова Р.М.</i>	82
ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ МЕТОДАМИ ЛАЗЕРНОЙ 3D-ПЕЧАТИ, ПУТЕМ ВАРЬИРОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ <i>Базалева К.О., Железный М.В.</i>	83
РАЗРАБОТКА НОВОГО ПОДХОДА К РАЗБИЕНИЮ ОБЛАСТИ РЕШЕНИЯ И УЧЕТА РЕОЛОГИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ ПРИ РАСЧЕТЕ ТЕКСТУРЫ С ПОМОЩЬЮ SRFEM <i>Арышенский Е.В., Коновалов С.В., Беглов Э.Д., Чинов В.Ю.</i>	84
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЖАРОСТОЙКОЙ КЕРАМИКИ, ПОЛУЧЕННОЙ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СИНТЕЗОМ <i>Харанжевский Е.В., Кривилев М.Д., Ипатов А.Г.</i>	85
РЕНТГЕНОФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ag-C, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ <i>Московский С.В.</i>	86
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ ЕДИНИЧНЫХ ТРЕКОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ СМЕСИ ПОРОШКОВ Ti, Al, Nb ПРИ ВАРЬИРУЕМЫХ ПАРАМЕТРАХ ПРОЦЕССА СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ <i>Долбачев А.П.</i>	87
СЕКЦИЯ 1 СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ.....	89
<hr/>	
О МЕХАНИЗМЕ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ <i>Гундырев В.М., Зельдович В.И.</i>	91
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛА НЕРАЗЪЕМНОГО СОЕДИНЕНИЯ, ВЫПОЛНЕННОГО ЭЛЕКТРОДУГОВЫМ СПОСОБОМ С ПРИМЕНЕНИЕМ УГЛЕРОДФТОРСОДЕРЖАЩЕЙ ДОБАВКИ <i>Крюков Р.Е., Михно А.Р., Жуков А.В.</i>	92
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ НА СКЛОННОСТЬ К ОХРУПЧИВАНИЮ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 <i>Полехина Н.А., Линник В.В., Литовченко И.Ю., Алмаева К.В., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В.</i>	93

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ЧИСТОГО Zn И СПЛАВА Zn-1%Mg ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ <i>Мартыненко Н.С., Анисимова Н.Ю., Рыбальченко О.В., Киселевский М.В., Просвирнин Д.В., Колтыгин А.В., Белов В.Д., Добаткин С.В.</i>	94
ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ Fe И Ni НА ТЕМПЕРАТУРУ β -ТРАНСУСА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ВТ14 <i>Постникова М.Н., Котов А.Д.</i>	94
МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ПЛОСКИХ ОБРАЗЦОВ ИЗ МОНОКРИСТАЛЛОВ МОЛИБДЕНА В ФУНКЦИИ ДЕФОРМАЦИИ ПРОКАТКОЙ <i>Ермишкин В.А., Минина Н.А., Палий Н.А., Баикин А.С., Томенко А.К.</i>	96
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ <i>Аксёнова К.В., Громов В.Е., Ващук Е.С.</i>	97
ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ, ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТИ И УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ СПЛАВА Cu-0,8%Ni ПОСЛЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ <i>Мартыненко Н.С., Бочвар Н.Р., Рыбальченко О.В., Просвирнин Д.В., Морозов М.М., Юсупов В.С., Добаткин С.В.</i>	98
ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА ВТ1-0 <i>Аксёнова К.В., Шляров В.В., Загуляев Д.В.</i>	99
СВОЙСТВА МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mg-Y-Gd-Zr ПОСЛЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ <i>Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В., Тарытина И.Е., Лукьянова Е.А., Овчинникова О.А.</i>	100
ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СВОЙСТВА И ПРОЦЕСС РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ Al - Mg ₂ Si СПЛАВОВ ЛЕГИРОВАННЫХ Sc, Zr, Hf <i>Рыбальченко О.В., Бочвар Н.Р., Тарытина И.Е., Мартыненко Н.С., Добаткин С.В.</i> ..	101
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА Al-Cu-Yb-Fe-Si <i>Барков Р.Ю., Поздняков А.В., Главатских М.В.</i>	102
ЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В СОСТАРЕННЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Ni ₅₄ Fe ₁₉ Ga ₂₇ <i>Янушоните Э.И., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.</i>	103
ВЛИЯНИЕ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al-Mg-Sc <i>Гамин Ю.В., Нгуен С.З., Акопян Т.К., Галкин С.П.</i>	104
ЭВОЛЮЦИЯ ТВЕРДОСТИ В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГА ЛИСТОВ СПЛАВА Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Ti-Y ЛЕГИРОВАННОГО МАРГАНЦЕМ <i>Хомутов М.Г., Главатских М.В., Барков Р.Ю., Поздняков А.В.</i>	105
ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПРОЦЕСС КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНОГО СПЛАВА Zr _{65.5} Ni ₁₆ Cu _{8.5} Al ₁₀ <i>Акбарпур А., Пархоменко М.С., Халил А.М., Чеверикин В.В., Базлов А.И.</i>	106

- ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА КИНЕТИКУ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СТАРЕНИЯ СПЛАВА Al-Mg-Mn
Мухамеджанова А.Б., Мочуговский А.Г., Михайловская А.В. 106
- ВЛИЯНИЕ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Mg-Si-Cu С ДОБАВКАМИ ДИСПЕРСОИДООБРАЗУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ Sc И Zr
Мочуговский А.Г., Капланская Л.Ю., Михайловская А.В. 108
- ВЛИЯНИЕ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Si-Cu-Mg-Zr-Er
Кищик М.С., Потапова Е.Д., Михайловская А.В. 109
- МЕХАНИЗМЫ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА Al-Zn-Mg-Cr
Яковцева О.А., Постникова М.Н., Барков Р.Ю., Михайловская А.В. 110
- ВЛИЯНИЕ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Mg С ГЕТЕРОГЕННОЙ СТРУКТУРОЙ
Кищик А.А., Кищик М.С., Михайловская А.В. 111
- ВЛИЯНИЕ ЧАСТИЦ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ НА ПОКАЗАТЕЛИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Zn-Mg-Cu
Яковцева О.А., Котов А.Д., Михайловская А.В. 112
- ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА Э125
Рогачев С.О., Андреев В.А., Кузнецова А.С., Горшенков М.В., Тен Д.В. 113
- ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВКИ ЖЕЛЕЗА НА ПРОХОЖДЕНИЕ ФАЗОВОГО РАССЛОЕНИЯ В АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Zr-Cu-Al-(-Fe) ПОД ДЕЙСТВИЕМ ТЕРМО- И ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКАХ
Пархоменко М.С., Базлов А.И. 114
- ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ НА ГОРЯЧЕЕ УПРОЧНЕНИЕ ШТАМПОВОЙ СТАЛИ С РАПЭ
Кругляков А.А., Рогачев С.О., Лебедева Н.В., Соколов П.Ю., Приуполин Д.В. 115
- МИКРОСТРУКТУРА, АКУСТИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 35ХГС ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ РЕЗАНИЕМ
Глинка А.С. 116
- УПРАВЛЕНИЕ МАРТЕНСИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ, ПРОТЕКАЮЩИМ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ И НАГРУЖЕНИИ-ВАЖНЫЙ ФАКТОР ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ СПЛАВОВ
Малинов Л.С. 117
- УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ ХОЛОДНОКАТАНОГО ПРОКАТА АВТОЛИСТОВОЙ СТАЛИ ТИПА HSLA С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВЕННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК
Чачина А.Е., Ли Э.В. 118

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СТАЛИ 22К

Никулин С.А., Рогачев С.О., Белов В.А., Шплис Н.В. 119

АНАЛИЗ МИКРОСТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И СВОЙСТВ СПЛАВА Co-29Cr-6Mo В ЛИТОМ И ОТОЖЖЁННОМ СОСТОЯНИИ

Гамин Ю.В., Кин Т.Ю., Тихомиров Е.О. 120

К ВОПРОСУ О ВЛИЯНИИ ЛЕГКОПОЛАВКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ ЭВТЕКТИК НА КРАСНОЛОМКОСТЬ СТАЛЕЙ

Губенко С.И. 121

СЕКЦИЯ 2 СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ..... 123

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ В ЦИКЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Комаров В.С., Карелин Р.Д., Черкасов В.В., Постников И.А., Хмелевская И.Ю. 125

ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА TiNiCu

Черкасов В.В., Карелин Р.Д., Комаров В.С. 126

ОПЫТ ПРИМЕНЕНИЯ ПРОМЫШЛЕННОЙ ПРОВОЛОКИ ОКОЛОЭКВИАТОМНЫХ СПЛАВОВ Ti-Ni ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ТЧЭ ПОЖАРНЫХ КЛАПАНОВ

Хмелевская И.Ю., Комаров В.С., Полякова К.А., Постников И.А. 127

ВЛИЯНИЕ НЕРАВНОМЕРНОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ В ТЕЛАХ ИЗ TiNi

Кухарева А.С., Козьминская О.В., Поварова И.Б. 128

ИССЛЕДОВАНИЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ $\beta \leftrightarrow \alpha''$ В СПЛАВЕ С ПАМЯТЮ ФОРМЫ Ti-Zr-Nb

Абрамова А.В., Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е. 129

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА TiNi С ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫМ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЕМ ПУТЕМ АНАЛИЗА ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ДАННЫХ

Чуракова А.А., Каюмова Э.М. 130

ПРОВЕДЕНИЕ РКУП В ОБОЛОЧКЕ СПФ Ti-Ni ПРИ ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ДЕФОРМАЦИИ

Карелин Р.Д., Комаров В.С., Хмелевская И.Ю., Андреев В.А., Юсупов В.С., Прокошкин С.Д., 131

ПОВЫШЕНИЕ ДЕФОРМИРУЕМОСТИ СПЛАВА TiNiHf ПРИ ПРОКАТКЕ С ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОМ

Андреев В.А., Столяров В.В., Карелин Р.Д., Комаров В.С., Угурчиев У.Х., Черкасов В.В., Лайшева Н.В., Лазаренко Г.Ю. 132

СЕКЦИЯ 3 СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ..... 133

ВТМО ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ АВТОМОБИЛЕСТРОЕНИЯ
Рябичева Л.А., Никитин Ю.Н. 135

АДАПТАЦИЯ МОДЕЛИ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕРМИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ
 ГОРЯЧЕКАТАНОГО ЛИСТА ДЛЯ ЭЛЕКТРОСВАРНЫХ ПРЯМОШОВНЫХ ТРУБ
Дегтярев В.Н., Масленников К.Б., Платов С.И., Урцев Н.В., Мокшин Е.Д...... 136

ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ ЭКОЛОГИЧНЫМ СПОСОБОМ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ
 И СТУПЕНЧАТОЙ ЗАКАЛКИ ПОЛУЧЕНИЕМ В ИХ СТРУКТУРЕ МЕТАСТАБИЛЬНОГО
 АУСТЕНИТА
Малинов Л.С...... 137

НОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ
 ОБРАБОТКАМИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА
 ТЕМПЕРАТУР
Малинов Л.С., Малинов В.Л., Бурова Д.В...... 138

МАКРОСТРУКТУРНЫЙ ДИЗАЙН МАТЕРИАЛОВ ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕХНОЛОГИЙ
 ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИЛИ ИЗМЕНЕНИЯ ИХ
 СВОЙСТВ
Малинов Л.С...... 139

АНАЛИТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ КИНЕТИКИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ
 ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ
Моляров В.Г., Беломытцев М.Ю. 140

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ
 СВОЙСТВА СТАЛИ 08X13N4M1Ф
Григорьева Д.Д...... 141

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ
 СВОЙСТВА СТАЛИ 15ХМ
Никулин С.А., Рогачев С.О., Белов В.А., Шплис Н.В. 142

ПРИМЕНЕНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В МАШИНОСТРОЕНИИ
Рудской А.И., Попович А.А., Коджастиров Г.Е...... 143

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА
 БЕСШОВНЫХ ТРУБ ИЗ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ
Капуткина Л.М., Смарыгина И.В., Алещенко А.С., Антощенков А.Е...... 144

СЕКЦИЯ 4 СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ..... 145

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ПОРОШКОВЫХ СПЛАВАХ TiNb
Столяров В.В., Пахомов М.А., Кляцкина Е.А. 147

РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-Nb-Zr-Ta-N,
 ПОЛУЧЕННЫХ КОМПЛЕКСНЫМ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИМ МЕТОДОМ
Соснин К.В. 148

- УЛЬТРАЗВУКОВОЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ
Рубаник В.В., Луцко В.Ф., Рубаник В.В.мл., Ломач М.С., Дородейко В.Г..... 149
- ОСТАТОЧНЫЙ АУСТЕНИТ И ВЯЗКОСТЬ СТАЛИ С БЕСКАРБИДНЫМ БЕЙНИТОМ
Калетин А.Ю., Калетина Ю.В..... 150
- МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОР В ОЦК КРИСТАЛЛЕ, ОБРАЗУЮЩИХСЯ ПРИ ВНЕШНЕМ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ
Гостевская А.Н., Маркидонов А.В..... 151
- МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ РЕЛЬСОВ ПРИ СВЕРХДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ
Ефимов М.О., Громов В.Е., Панченко И.А., Кузнецов Р.В., Кормышев В.Е., Шлярова Ю.А..... 152
- АНАЛИЗ ПРИРОДЫ СВЕРХПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА GRADE4 С УМЗ СТРУКТУРОЙ
Усманов Э.И., Резяпова Л.Р., Валиев Р.Р., Валиев Р.З. 153
- ВЛИЯНИЕ МАРГАНЦА НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Y
Главатских М.В., Барков Р.Ю., Хомутов М.Г., Поздняков А.В..... 154
- ВЛИЯНИЕ ХРОМА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НОВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Cu-Y-Zr
Поздняков А.В., Барков Р.Ю., Главатских М.В..... 155
- ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ БОРА НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu-Al-Ni-B
Свирид А.Э., Пушкин В.Г..... 156
- ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЩЕЛОЧНЫХ ВОДНЫХ РАСТВОРОВ С ДОБАВКАМИ РОДАНИДА КАЛИЯ
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Балыбин Д.В., Березнер А.Д., Бойцова М.В..... 157
- ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ ЧИСТОГО Zn ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ
Мартыненко Н.С., Темралиева Д.Р., Рыбальченко О.В., Просвирнин Д.В., Колтыгин А.В., Белов В.Д., Добаткин С.В..... 158
- ФОРМИРОВАНИЕ КАРБИДОВ ТИТАНА В ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОМ ТИТАНЕ В ПРОЦЕССЕ ЛАЗЕРНОЙ КОВКИ С УЛЬТРАКОРОТКОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТЬЮ ИМПУЛЬСОВ
Манохин С.С., Неласов И.В., Ашитков С.И., Ситников Д.С., Колобов Ю.Р..... 159
- ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ВЕЛИЧИНУ ОБЛАСТИ КОГЕРЕНТНОГО РАССЕЯНИЯ И МИКРОИСКАЖЕНИЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Si
Шлярова Ю.А., Загуляев Д.В., Шляров В.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Прудников А.Н.. 160

- ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ОБРАБОТКИ В ПЛАНЕТАРНОЙ МЕЛЬНИЦЕ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВА Al-10%Mn-4%Cu
Яковцева О.А., Просвиряков А.С., Мамзурина О.И., Михайловская А.В. 161
- ИЗНОСОСТОЙКИЕ МАРГАНЦОВИСТЫЕ СТАЛИ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ И ЭФФЕКТИВНОСТЬ ИХ ПРОМЫШЛЕННОГО ПРИМЕНЕНИЯ
Малинов Л.С. 162
- МАРГАНЦОВИСТЫЕ НАПЛАВОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, РЕАЛИЗУЮЩИЕ В НАПЛАВЛЕННОМ МЕТАЛЛЕ ЭФФЕКТ САМОЗАКАЛКИ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ И НАГРУЖЕНИИ
Малинов Л.С., Малинов В.Л., Бурова Д.В. 163
- ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ, ЧУГУНЫ И УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ ПОВЫШЕННЫЕ СВОЙСТВА ЗА СЧЕТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ВНУТРЕННЕГО РЕСУРСА СПЛАВОВ, КОТОРЫМ ЯВЛЯЕТСЯ МЕТАСТАБИЛЬНЫЙ АУСТЕНИТ
Малинов Л.С. 164
- ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ПОРОШКОВЫЕ ЛЕНТЫ ДЛЯ НАПЛАВКИ ДЕТАЛЕЙ, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ АБРАЗИВНОГО И УДАРНО-АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ
Малинов В.Л. 165
- МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛ-МАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВА AL5NB24TI40V5ZR26
Озеров М.С., Соколовский В.С. 166
- ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЕ МОЛИБДЕНОВОЕ ПОКРЫТИЕ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ, ПОЛУЧЕННОЕ НА ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ VT6
Соснин К.В. 167
- ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРОВАНИЕ Cr, Mo, V, Nb, W НА ОГНЕСТОЙКОСТЬ НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО СТРОИТЕЛЬНОГО ПРОКАТА
Тен Д.В., Комиссаров А.А., Сазонов Ю.Б. 168
- МАГНИЕВЫЙ СПЛАВ Mg-2Zn-2Ga МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ С БИОСОВМЕСТИМЫМ ПОКРЫТИЕМ
Ли А.В., Баженов В.Е., Баутин В.А., Тайсумова А.Л.-А., Комиссаров А.А. 169
- АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ КОМПОЗИТЫ: СПОСОБЫ ПОЛУЧЕНИЯ, СВОЙСТВА, СТРУКТУРА
Пермякова И.Е., Глезер А.М. 170
- ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА И ЖЕЛЕЗА
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю. 171
- ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЛАЗЕРНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ СПЛАВА Fe-18Cr-10Ni
Блинова Е.Н., Глезер А.М., Воронов В.Д., Иишкиняев Э.Д., Либман М.А., Осинцев А.В., Петровский В.Н. 172

- ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА AlMgSc
Зотов Б.О., Ожерелков Д.Ю., Пелевин И.А., Громов А.А...... 173
- ОЦЕНКА КОНЦЕНТРАЦИИ ПРИМЕСИ УГЛЕРОДА В ПОРОШКЕ Cr₂Ta ПОСЛЕ ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ ОКСИДОВ Cr₂O₃ И Ta₂O₅
Гурьянов А.М., Касимцев А.В., Володько С.С., Алимов И.А., Юдин С.Н., Евстратов Е.В...... 174
- ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ Zn И Mg НА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВОВ Al-Zn-Mg-Cu-Ni-Zr
Котов А.Д., Михайловская А.В...... 175
- ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ВЫЗВАННЫЕ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ
Страумал П.Б., Заворотнев Ю.Д., Страумал Б.Б., Метлов Л.С., Петренко А.Г., Томашевская Е.Ю...... 176
- АЗОТИРОВАНИЕ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ ЛАЗЕРНЫМ ПЛАВЛЕНИЕМ
Чудина О.В., Симонов Д.С., Петров Д.Г...... 177
- РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ ВЫСОКОНАДЕЖНЫХ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ МОЛИБДЕНА И ЗОЛОТА
Филяков А.Д., Почетуха В.В...... 178
- АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОКРЫТИЯ СОСТАВА Cd-Ag-N, СФОРМИРОВАННОГО НА МЕДИ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ
Романов Д.А., Почетуха В.В...... 179
- ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ
Моляров А.В., Никитин А.В., Жучков Д.В...... 180

Авторский указатель

А

Абрамова А.В. 129
 Акбарпур А. 106
 Акопян Т.К. 42, 104
 Аксёнова К.В. 97, 99
 Алещенко А.С. 144
 Алимов И.А. 28, 53, 175
 Алмаева К.В. 93
 Андреев В.А. 29, 49, 59, 61, 63, 113, 131, 132
 Анисимова Н.Ю. 36, 71, 94
 Антощенко А.Е. 144
 Арабей А.Б. 75
 Арышенский В.Ю. 38
 Арышенский Е.В. 38, 41, 44, 84
 Астафьев В.В. 70
 Ашитков С.И. 160

Б

Баженов В.Е. 170
 Базалеева К.О. 83
 Базлов А.И. 29, 106, 114
 Баикин А.С. 96
 Балыбин Д.В. 157
 Баранова А.П. 58, 60
 Барков Р.Ю. 40, 102, 105, 110, 154, 155
 Барыкин М.А. 68
 Баутин В.А. 170
 Бахтегареев И.Д. 38
 Беглов Э.Д. 84
 Беликов С.В. 43
 Белов В.А. 119, 142
 Белов В.Д. 94, 159
 Белов Н.А. 32
 Беломытцев М.Ю. 140
 Бельтюков Е.А. 43
 Беляев С.П. 27, 29, 47, 51
 Беляев Ф.С. 51, 129
 Березнер А.Д. 157
 Блинова Е.Н. 173
 Бойцова М.В. 157
 Борисова Ю.И. 80
 Босов Е.В. 30
 Бочвар Н.Р. 36, 98, 101

Браиловский В. 58, 61
 Бурова Д.В. 138, 164

В

Валиев Р.З. 26, 153
 Валиев Р.Р. 153
 Ващук Е.С. 97
 Визе Б. 71
 Виллумаит-Ремер Р. 71
 Власов Д.В. 81
 Волков А.Е. 51, 129
 Володько С.С. 28, 53, 175
 Воронов В.Д. 173

Г

Галкин С.П. 104
 Гамин Ю.В. 104, 120
 Главатских М.В. 102, 105, 154, 155
 Глезер А.М. 171, 173
 Глинка А.С. 116
 Горлов Л.Е. 40
 Горшенков М.В. 113
 Гостевская А.Н.¹ 151
 Григорьева Д.Д. 141
 Громов А.А. 174
 Громов В.Е. 97, 152, 161
 Губенко С.И. 121
 Гундеров Д.В. 52
 Гундырев В.М. 91
 Гурьянов А.М. 175
 Гусев А.Д. 77
 Гюнтер С.В. 55

Д

Дегтярев В.Н. 136
 Дементьев В.Б. 67
 Деркач М.А. 49, 52
 Добаткин С.В. 36, 71, 94, 98, 101, 159
 Добаткина Т.В. 100
 Долбачев А.П. 87
 Дородейко В.Г. 149
 Дриц А.М. 38, 41
 Дубинский С.М. 58, 60

- Е
- Евард М.Е. 129
Евстратов Е.В. 175
Ермишкин В.А. 96
Ефимов М.О. 152
- Ж
- Железный М.В. 83
Жердева М.В. 54
Жеребцов С.В. 78
Жиляков А.Ю. 43, 76
Жуков А.В. 92
Жучков Д.В. 181
- З
- Заворотнев Ю.Д. 177
Загуляев Д.В. 99, 161
Закирова Р.М. 82
Зеленина А.И. 79
Зельдович В.И. 91
Зорин И.А. 41
Зотов Б.О. 174
Зуйко И.С. 80
- И
- Иванов А.М. 51
Иванов К.О. 37
Иванов Ю.Ф. 161
Ипатов А.Г. 85
Истомина Т.Ю. 75
Ишкиняев Э.Д. 173
- К
- Калашников В.С. 63
Калетин А.Ю. 150
Калетина Ю.В. 150
Калиненко А.А. 80
Камаева Л.В. 82
Капланская Л.Ю. 108
Капуткин Д.Е. 75
Капуткина Л.М. 144
Карелин Р.Д. 63, 125, 126, 131, 132
Касимцев А.В. 28, 53, 175
Каюмова Э.М. 130
Кин Т.Ю. 120
Киселевский М.В. 36, 71, 94
Кищик А.А. 111
Кищик М.С. 109, 111
- Кляцкина Е.А. 147
Ковалёва М.А. 55
Коджаспиров Г.Е. 143
Кодиров Д.Ф. 30
Козьминская О.В. 128
Коледов В.В. 63
Колобов Ю.Р. 31, 160
Колотова Л.Н. 79
Колтыгин А.В. 94, 159
Комаров В.С. 59, 62, 125, 126, 127, 131, 132
Комиссаров А.А. 169, 170
Коновалов С.В. 38, 41, 44, 84
Конопацкий А.С. 56
Кормышев В.Е. 152
Короткова Н.О. 32
Котов А.Д. 95, 112, 176
Кривилев М.Д. 82, 85
Кругляков А.А. 115
Крюков Р.Е. 92
Кудря А.В. 30
Кудряшова А.А. 49
Кузнецов Р.В. 152
Кузнецова А.С. 113
Кузьмина А.О. 68
Курлевская И.Д. 50, 54
Кухарева А.С. 128
Кучин Д.С. 63
- Л
- Лазаренко Г.Ю. 132
Лайшева Н.В. 132
Лапшов М.А. 44
Лебедева Н.В. 115
Лезин В.Д. 81
Леонтьева-Смирнова М.В. 93
Летягин Н.В. 42
Ли А.В. 170
Ли Э.В. 118
Либман М.А. 173
Линник В.В. 93
Литовченко И.Ю. 93
Ломач М.С. 149
Луговская А.С. 80
Лукашевич К.Е. 49, 61
Лукьянова Е.А. 100
Луцко В.Ф. 149
- М
- Малинов В.Л. 138, 164, 166

- Малинов Л.С. 117, 137, 138, 139, 163, 164, 165
 Малофеев С.С. 80
 Мамзурина О.И. 162
 Манохин С.С. 160
 Маркидонов А.В. 151
 Маркова Г.В. 28, 53, 58, 77
 Мартыненко Н.С. 36, 94, 98
 Мартыненко Н.С.¹ 71, 101, 159
 Марченко Е.С. 55
 Масленников К.Б. 136
 Махнева Т.М. 67
 Метлов Л.С. 177
 Минина Н.А. 96
 Миронов С.Ю. 80
 Михайловская А.В. 35, 107, 108, 109, 110, 111, 112, 162, 176
 Михно А.Р. 92
 Мокшин Е.Д. 136
 Молчанов С.А. 81
 Моляров А.В. 181
 Моляров В.Г. 140
 Морозов М.М. 98
 Московский С.В. 86
 Мочуговский А.Г. 107, 108
 Мурыгин С.Р. 59
 Мухамеджанова А.Б. 107
- Н
- Наумова Е.А. 68
 Нгуен С.З. 104
 Неласов И.В. 160
 Несоломенов А.В. 63
 Никитин А.В. 181
 Никитин Ю.Н. 135
 Никулин С.А. 119, 142
 Новоскольцев Н.С. 72
- О
- Овчинникова О.А. 100
 Ожерелков Д.Ю. 174
 Озеров М.С. 78, 167
 Осинцев А.В. 173
- П
- Палий Н.А. 96
 Панченко Е.Ю. 50, 54, 103
 Панченко И.А. 152
 Пархоменко М.С. 106, 114
- Пахомов М.А. 147
 Пелевин И.А. 174
 Пермьякова Д.В. 57
 Пермьякова И.Е. 171
 Петренко А.Г. 177
 Петржик М.И. 48
 Петров Д.Г. 178
 Петрова А.Н. 70
 Петровский В.Н. 173
 Платов С.И. 136
 Плужникова Т.Н. 157, 172
 Поварова И.Б. 128
 Поздняков А.В. 40, 102, 105, 154, 155
 Полехина Н.А. 93
 Полякова К.А. 59, 62, 127
 Попкова Д.С. 43
 Попов А.А. 25
 Попов Н.А. 25
 Попович А.А. 143
 Постников И.А. 125, 127
 Постникова М.Н. 95, 110
 Потапова Е.Д. 109
 Почетуха В.В. 179, 180
 Преферансов Д.И. 75
 Приуполин Д.В. 115
 Прокошкин С.Д. 49, 52, 56, 58, 60, 61, 131
 Просвирнин Д.В. 94, 98, 159
 Просвиряков А.С. 162
 Прудников А.Н. 161
 Пушин В.Г. 156
 Пырин Д.В. 76
- Р
- Рааб Г.И. 52, 71
 Рагазин А.А. 38
 Распоиенко Д.Ю. 70
 Резяпова Л.Р. 153
 Реснина Н.Н. 27, 29, 47, 51
 Рогачев С.О. 68, 113, 115, 119, 142
 Романов Д.А. 180
 Россина Н.Г. 25
 Рохлин Л.Л. 100
 Рубаник В.В. 149
 Рубаник В.В.мл. 149
 Рудской А.И. 143
 Рыбальченко Г.В. 36
 Рыбальченко О.В. 36, 94, 98, 101, 159
 Рыклина Е.П. 59
 Рябичева Л.А. 135

Ряховских И.В. 75

Федотов Д.Ю. 172

Филяков А.Д. 179

С

Сазонов Ю.Б. 169

Свирид А.Э. 156

Сергеев М.И. 30

Серебряный В.Н. 71

Сибирев А.В. 27, 47

Симонов Д.С. 178

Ситников Д.С. 160

Смарыгина И.В. 144

Соколов П.Ю. 115

Соколовская Э.А. 30

Соколовский В.С. 167

Солопаев М.В. 44

Соснин К.В. 148, 168

Стариков С.В. 79

Степанова В.А. 75

Столяров В.В. 39, 132, 147

Страумал Б.Б. 177

Страумал П.Б. 177

Сухих А.А. 67

Сыч О.В. 72

Т

Табачкова Н.Ю. 36

Тайсумова А.Л.-А. 170

Тарыгина И.Е. 100, 101

Темралиева Д.Р. 71, 159

Тен Д.В. 113, 169

Теплякова Т. О. 56

Тихомиров Е.О. 120

Токарь А.А. 36

Томашевская Е.Ю. 177

Томенко А.К. 96

Тохметова А.Б. 50, 54

У

Убыйвовк Е.В. 27

Угурчиев У.Х. 132

Урцев Н.В. 136

Усманов Э.И. 153

Ф

Федоров В.А. 157, 172

Федосеева А.Э. 69

Х

Халил А.М. 106

Харанжевский Е.В. 82, 85

Хлусова Е.И. 72

Хмелевская И.Ю. 125, 127, 131

Хомутов М.Г. 105, 154

Ч

Чачина А.Е. 118

Чевеикин В.В. 106

Черкасов В.В. 125, 126, 132

Черкасов С.О. 32

Чернов В.М. 93

Чинов В.Ю. 84

Чудина О.В. 178

Чумляков Ю.И. 54

Чумляков Ю.И. 50, 103

Чуракова А.А. 52

Чуракова А.А.^{1,2} 130

Ш

Шавров В.Г. 63

Шереметьев В.А. 49, 52, 61, 81

Шляров В.В. 99, 161

Шлярова Ю.А. 152, 161

Шплис Н.В. 119, 142

Щ

Щетинин И.В. 36

Э

Эстрин Ю.З. 71

Ю

Юдин С.Н. 28, 53, 175

Юсупов В.С. 98, 131

Я

Яковлева А.О. 70

Яковцева О.А. 35, 110, 112, 162

Янушоните Э.И. 103

СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ

Научно-технический семинар «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов»

Материалы опубликованы в авторской редакции

**Отпечатано в типографии Издательского Дома НИТУ «МИСиС»,
119049, Москва, Ленинский пр-т, 4 стр.1
Тел. 8 (495) 638-44-16, 8 (495) 638-44-43**

