

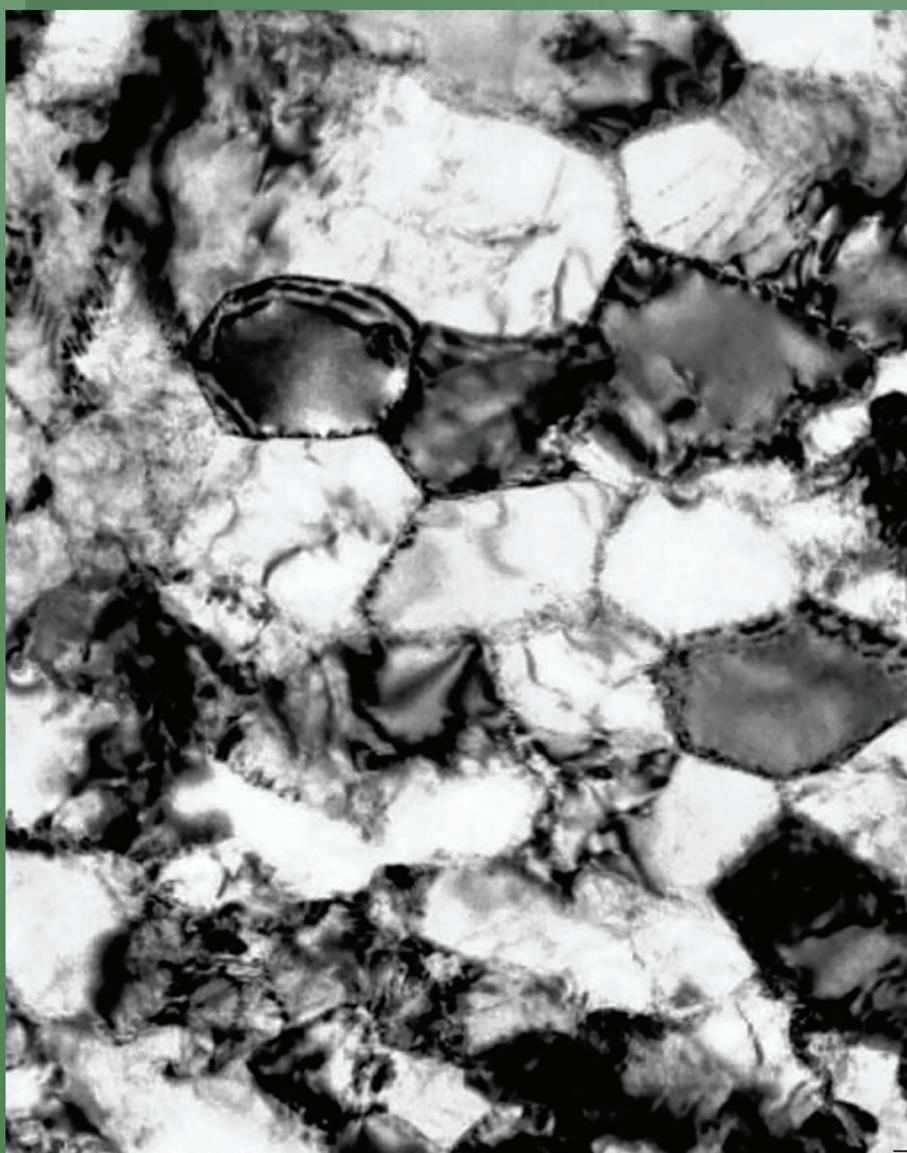
Б

бернштейновские Чтения

по термомеханической
обработке
металлических
материалов



Москва, 22-25 октября 2019 г.



ПРОГРАММА • ТЕЗИСЫ

БЕРНШТЕЙНОВСКИЕ ЧТЕНИЯ



**по термомеханической обработке
металлических материалов,
посвященные 100-летию
со дня рождения профессора М.Л. Бернштейна**

22-25 октября 2019 г.
НИТУ «МИСиС», Москва

УДК 620.17:620.181

ББК 22.2

Б51 Научно-технический семинар «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов». Москва. 22-25 октября 2019 г. Сборник тезисов. – М: НИТУ «МИСиС», 2019, 148 с.

ISBN 978-5-4465-2495-2

Материалы публикуются в авторской редакции.

© Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», 2019

ОРГАНИЗАТОРЫ:

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

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ:

**проф., д.ф.-м.н. Капуткина Л.М. – председатель
проф., д.т.н. Добаткин С.В. – зам. председателя
к.т.н. Дубинский С.М. – ученый секретарь**

Члены оргкомитета:

**проф., д.ф.-м.н. Прокошкин С.Д.
доц., к.т.н. Прокошкина В.Г.
доц., к.т.н. Хмелевская И.Ю.
доц., к.т.н. Рыклина Е.П.
с.н.с., к.т.н. Рыбальченко О.В.
к.ф.-м.н. Коротицкий А.В.
к.т.н. Шереметьев В.А.
к.т.н. Смарыгина И.В.
к.т.н. Полякова К.А.
к.т.н. Комаров В.С.
к.т.н. Жукова Ю.С.**

**Бернштейновские чтения
по термомеханической обработке
металлических материалов,
посвященные 100-летию
со дня рождения профессора М.Л. Бернштейна**

22-25 октября 2019 г



ПРОГРАММА

Регистрация участников: 22 октября с 14⁰⁰-18⁰⁰ и 23 октября с 9⁰⁰-18⁰⁰

Продолжительность докладов (включая обсуждение):

plenарных – 20 мин., секционных – 15 мин.

Стендовые доклады выставляются перед пленарным заседанием.

23 октября (Аудитория А-305)	24 октября (Аудитория А-312)
Открытие семинара 9 ³⁰ - 10 ⁰⁰	Секция 1 9 ³⁰ - 10 ¹⁵
Пленарное заседание 10 ⁰⁰ – 11 ⁴⁰	Секция 2 10 ¹⁵ - 11 ¹⁵
Кофе-пауза 11 ⁴⁰ – 12 ⁰⁰	Кофе-пауза 11 ¹⁵ - 11 ³⁵
Пленарное заседание 12 ⁰⁰ – 14 ⁰⁰	Секция 2 11 ³⁵ - 14 ⁰⁵
Обед 14 ⁰⁰ - 15 ⁰⁰	Обед 14 ⁰⁵ - 15 ⁰⁰
Секция 1 15 ⁰⁰ - 16 ⁴⁵	Секция 2 15 ⁰⁰ - 16 ⁴⁵
Кофе-пауза 16 ⁴⁵ - 17 ⁰⁰	Секция 3 16 ⁴⁵ - 17 ⁴⁵
Секция 1 17 ⁰⁰ - 19 ⁰⁰	Закрытие семинара 17 ⁴⁵ - 18 ¹⁵
	Товарищеский ужин 18 ³⁰

23 октября 2019 г.
среда

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

- председатель Оргкомитета,
проф. **Капуткина Л.М.**

Выступления

- проф. **Матросов Ю.И.**
- проф. **Шур Е.А.**
- проф. **Одесский П.Д.**

ПЛЕНАРНОЕ ЗАСЕДАНИЕ

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ:
Проф. Капуткина Л.М.
Проф. Одесский П.Д.

- 10:00 – 10:20 **1. ТЕРМИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ**
Е.А.Шур
АО «ВНИИЖТ», Москва
- 10:20 – 10:40 **2. ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ УПРОЧНЕННЫЕ СТРОИТЕЛЬНЫЕ СТАЛИ В УНИКАЛЬНЫХ ЗДАНИЯХ И СООРУЖЕНИЯХ**
П.Д. Одесский, С.В. Гуров
ЦНИИСК им. В.А. Кучеренко АО «НИЦ «Строительство», Москва
- 10:40 – 11:00 **3. A MECHANISM FOR EMBRITTLEMENT OF METALS BY SURFACTANTS**
G. Gavriljuk, S.M. Teus
G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, Kiev, Ukraine
- 11:00 – 11:20 **4. ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ХЛАДОСТОЙКИХ СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ**
Е.И. Хлусова, О.В. Сыч
НИЦ «Курчатовский институт – ЦНИИ КМ «Прометей», СПб
- 11:20 – 11:40 **5. ADDITIVE MANUFACTURING: INFLUENCE OF PROCESSING AND POST-PROCESSING PARAMETERS ON STRUCTURE, TEXTURE, AND FUNCTIONAL PROPERTIES OF BIOMEDICAL SHAPE MEMORY ALLOYS**
V.Brailovski
Ecole de Technologie Supérieure, Montréal, Canada
- 11:40 – 12:00 **КОФЕ – ПАУЗА**
- 12:00 – 12:20 **6. АЗОТИСТЫЕ И ВЫСОКОАЗОТИСТЫЕ СТАЛИ**
Л.М. Капуткина, А.Г. Свяжин, И.В. Смарыгина, В.Э. Киндоп

НИТУ «МИСиС»

12:20 – 12:40	7. МОДЕЛИРОВАНИЕ ТМО ИЗДЕЛИЙ СЛОЖНОЙ ФОРМЫ В ЦИКЛЕ РАЗРАБОТКИ ЦИФРОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ А.И.Рудской, Г. Е. Коджаспиров, А.А. Попович Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого
12:40 – 13:00	8. НОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СОСТОЯНИЙ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ Ю.Р. Колобов <i>Институт проблем химической физики РАН, г. Черноголовка, Россия Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова, г. Москва</i>
13:00 – 13:20	9. О МЕХАНИЗМАХ ПОДДЕРЖКИ ϵ- И S- ВОЛН ПРИ ФОРМИРОВАНИИ МАРТЕНСИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ М.П. Кащенко ^{1,2} , Н.М. Кащенко ¹ , В.Г. Чащина ^{1,2} ¹ Уральский федеральный университет, Екатеринбург ² Уральский государственный лесотехнический университет
13:20 – 13:40	10. ПРОМЫШЛЕННАЯ РЕАЛИЗАЦИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ РЕЖИМОВ ТМО ПРИ НЕПРЕРЫВНОЙ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ ЛИСТОВ Е.И. Поляк <i>ArcelorMittal Global R&D, USA</i>
13:40 – 14:00	11.ОБРАЗОВАНИЕ АУСТЕНИТА В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ВЗРЫВНОГО НАГРУЖЕНИЯ В.И. Зельдович, Н.Ю. Фролова, А.Э. Хейфец, И.В. Хомская <i>Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург</i>
14:00 – 15:00	ОБЕД

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

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ:
Проф. Добаткин С.В.
Проф. Гаврилюк В.Г.

15:00 – 15:15	1. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИСПЫТАНИЯ И РЕЖИМОВ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА НА ТРИП-ЭФФЕКТ В МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В.В. Столяров ¹ , В.Ф. Терентьев ² ¹ Институт машиноведения РАН, Москва ² Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
15:15 – 15:30	2. МЕХАНИЧЕСКАЯ И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ФАЗОВОГО СОСТАВА И СПЕЦИАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА АЗОТИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ

	Л.М. Капуткина, <u>И.В. Смарыгина</u> , А.Г. Свяжин, В.Э. Киндоп НИТУ «МИСиС»
15:30 – 15:45	3. ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ НА ЕЕ ЭВОЛЮЦИЮ В СПЛАВЕ СПЛАВА AL-4.5(CE, LA) ПОСЛЕ ИПД И ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГОВ <u>А.Е. Медведев</u> , М.Ю. Мурашкин Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет
15:45 – 16:00	4. ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННАЯ ОБРАБОТКА БИМЕТАЛЛОВ В АНОДНОМ ПРОЦЕССЕ В.Н.Дураджи ¹ , <u>Д.Е.Капуткин</u> ^{1,2} , Н.А.Капуткина ³ ¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» ² Московский государственный технический университет гражданской авиации ³ Московский авиационный институт (Национальный исследовательский университет)
16:00 – 16:15	5. EFFECT OF COLD ROLLING AND THERMAL CYCLING ON MARTENSITIC TRANSITION IN FE-MN-SI ALLOYS <u>S. Liying</u> ¹ , V.V. Cheverikin ¹ , M.Y. Zadorozhnyy ¹ , W.C. Cheng ² , A.M. Balagurov ^{3,4} , I.A. Bobrikov ³ , I.S. Golovin ¹ ¹ National University of Science and Technology “MISIS”, Moscow, Russia ² Dept. of Mechanical Engineering, NTUST, Taipei, Taiwan, Republic of China ³ Frank Laboratory of Neutron Physics, Joint Institute for Nuclear Research, Dubna, Russia ⁴ Lomonosov Moscow State University, 119991 Moscow, Russia
16:15 – 16:30	6. ПРЯМОЕ ЛАЗЕРНОЕ ВЫРАЩИВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА INCONEL 625 /TiC <u>К.О. Базалеева</u> , А.А. Александрова, Д.А. Коробейников АО «ВНИИНМ им.А.А. Бочвара», Москва
16:30 – 16:45	7. ВЛИЯНИЕ ДВОЙНИКОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЭКВИАТОМНЫХ ГЦК-ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ С НИЗКОЙ ВЕЛИЧИНОЙ ЭНЕРГИИ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ И.В. Киреева, Ю.И. Чумляков, <u>А.В. Выродова</u> , З.В. Победенная, В.В. Поклонов, И.В. Куксгаузен, Д.А. Куксгаузен Сибирский физико-технический институт Национального исследовательского Томского государственного университета, г. Томск
16:45 – 17:00	КОФЕ – ПАУЗА
17:00– 17:15	8. ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МОНО- И ПОЛИКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА FeMnCrNiSi ПРИ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЕМ <u>И.Г. Бессонова</u> , И.В. Куксгаузен, И.В. Киреева, Ю.И. Чумляков Национальный исследовательский Томский государственный университет
17:15– 17:30	9. О ВОЗМОЖНЫХ СЦЕНАРИЯХ ФОРМИРОВАНИЯ ЛИНЗОВИДНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ М.П. Кащенко ^{1,2} , <u>Н.М. Кащенко</u> ¹ , В.Г. Чащина ^{1,2}

¹ Уральский федеральный университет, Екатеринбург

² Уральский государственный лесотехнический университет

17:30– 17:45

10. ИЗУЧЕНИЕ КИНЕТИКИ РАСТВОРЕНИЯ ОКСИДНЫХ ПЛЁНОК НА ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ПРИ ОБРАБОТКЕ В ВАКУУМЕ

С.В. Скворцова, О.Н. Гвоздева, А.В. Шалин, А.С. Степушкин, Ф.В. Макаров
«Московский авиационный институт», Москва

17:45– 18:00

11. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ

Д.А. Коробейников, К.О. Базалеева, А.А. Александрова, А.А. Голубничий, М.С. Шеверяев, Д.М. Хватов
АО «ВНИИИМ им. А.А. Бочвара», Москва

18:00– 18:15

12. ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВО-СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ КОМПЛЕКСНОЛЕГИРОВАННЫХ 12%-НЫХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ

Ю.Ю. Понкратова, К.О. Базалеева, А.А. Голубничий, А.Д. Чернов
АО «ВНИИИМ им. А.А. Бочвара», Москва

18:15– 18:30

13. ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ РАВНОВЕСИЕ КУБИЧЕСКОГО И ТЕТРАГОНАЛЬНОГО МАРТЕНСИТА ИЛИ БЕЙНИТНОГО ФЕРРИТА В СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОД В СЛУЧАЕ ЗАПРЕТА НА ОБРАЗОВАНИЕ КАРБИДОВ

И.В. Булдашев, Д.А. Мирзаев
Южно-Уральский Государственный Университет, Челябинск

18:30– 18:45

14. ВЛИЯНИЕ КОМПЛЕКСНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ ОПЫТНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЛЮМИНИЯ

С.С. Слезов, А.А. Лиджиев, К.А. Сперанский
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)»

18:45– 19:00

15. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ ZnO-Ag, ПОЛУЧЕННОГО ТЕХНОЛОГИЕЙ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ

Д.А. Романов, С.В. Московский, В.Е. Громов, А.Д. Филяков, Е.А. Будовских
Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

24 октября 2019 г.
четверг

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

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ:
Проф. Коджаспиров Г.Е.
Проф. Колобов Ю.Р.

09:30– 09:45

16. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ, ПОЛУЧАЕМОЙ МУЛЬТИОСЕВОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ, НА БИОСОВМЕСТИМОСТЬ IN VITRO И IN VIVO МЕДИЦИНСКОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА WE43

Н.С. Мартыненко^{1,2}, Н.Ю. Анисимова³, М.В. Киселевский³, В.Н. Серебряный¹, Д.В. Просвирнин¹, В.Ф. Терентьев¹, Н.Ю. Юрченко⁴, Г.А. Салищев⁴, С.В. Добаткин^{1,2}, Ю.З. Эстрин^{5,6}

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

²*НИТУ «МИСиС», Москва*

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

⁴*НИУ «БелГУ», Белгород*

⁵*Университет им. Монаша, Мельбурн (Австралия)*

⁶*Университет Западной Австралии, Перт (Австралия)*

09:45– 10:00

17. ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ

О.В. Рыбальченко^{1,2}, А.А. Токарь^{1,2}, В.А. Лунев^{1,2}, А.Н. Беляков, В.И. Торганчук³, М.М. Морозов¹, В.С. Юсупов¹, С.В. Добаткин^{1,2}

¹*ИММет РАН, Москва*

²*НИТУ «МИСиС», Москва*

³*БелГУ, Белгород*

10:00– 10:15

18. СВОЙСТВА ИЗМЕЛЬЧЕННОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА WE43, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

П.Б. Страумал^{1,2}, Н. С. Мартыненко^{1,2}

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

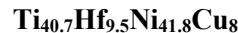
²*НИТУ «МИСиС», НИЛ «ГНМ», Москва*

Секция 2 «ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ»

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ:
Проф. Прокошкин С.Д.
Проф. Беляев С.П.

- 10:15 – 10:30 **1. CONTROL OF DENSITY AND MICROSTRUCTURE IN LASER POWDER BED-FUSED COMPONENTS USING A COMBINATION OF MELT POOL MODELING AND DESIGN OF EXPERIMENT APPROACHES**
M. Letenneur¹, A. Kreitberg¹, V. Brailovski¹
¹ LAMSI, École de technologie supérieure, Montréal, Canada
- 10:30 – 10:45 **2. PATIENT-SPECIFIC ENDOPROSTHESES FOR LIMB SPARING IN DOGS: DESIGN, MANUFACTURING, IN VITRO STUDY AND CLINICAL TRIAL**
A. Timercan¹, V. Brailovski¹, Y. Petit¹, B. Lussier², B. Séguin³
¹ LAMSI, École de technologie supérieure, Montréal, Canada
² Faculté de médecine vétérinaire, Université de Montréal, Saint-Hyacinthe, Canada
³ Flint Animal Cancer Center, Colorado State University, Fort Collins, USA
- 10:45 – 11:00 **3. ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ТЕРМОУПРУГОМ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ВЫДЕРЖКЕ**
С.П. Беляев¹, Н.Н. Реснина¹, Е.С. Демидова¹, А.М. Иванов¹, А.В. Шеляков³, В.А. Андреев^{4,5}
¹ Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург
³ Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ» (Московский инженерно-физический институт), Москва
⁴ ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва
⁵ Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Москва
- 11:00 – 11:15 **4. ОСОБЕННОСТИ ЭЛИНВАРНОГО ПОВЕДЕНИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОГО СПЛАВА Ti-Nb-Zr**
С.М. Дубинский¹, Г.В. Маркова², С.Д. Прокошкин¹, В. Браиловский³
¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва
² Тульский государственный университет, Тула
³ Ecole de technologie supérieure, Монреаль, Канада
- 11:15 – 11:35 **КОФЕ-ПАУЗА**

11:35 – 11:50

5. ВИБРОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АМОРФНОГО СПЛАВА

Н.Н. Реснина^{1,2}, В.В. Рубаник мл.^{3,4}, С.П. Беляев^{1,2}, В.В. Рубаник³, И.В. Поникарова¹, Е.С. Демидова¹, Е.В. Убыивовк¹, И.А. Касаткин¹, А.Н. Ужекина³, А.В. Шеляков⁵

¹Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург

²Петербургский институт ядерной физики НИЦ «Курчатовский институт», Гатчина

³Институт технической акустики НАН Беларусь, Витебск, Беларусь

⁴Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь

⁵Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ» (Московский инженерно-физический институт), Москва

11:50 – 12:05

6. ПОЛУЧЕНИЕ НИЗКОМОДУЛЬНЫХ СПЛАВОВ Ti(Zr)-Nb(Ta) МЕТОДАМИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

М.И. Петржик
НИТУ «МИСиС», Москва

12:05 – 12:20

7. ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ МЕХАНИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНА И НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

А.Ю. Токмачева-Колобова^{1,2}

¹Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва

²Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка

12:20 – 12:35

8. ОБРАЗОВАНИЕ НАНОДВОЙНИКОВ И ПРЕЦИПИТАТОВ Ti₃Ni₄ В СПЛАВЕ TiNi ПРИ МНОГОКРАТНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ И СТАРЕНИИ

А.А. Чуракова^{1,2}, Д.В. Гундеров^{1,2}

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа

²Институт физики молекул и кристаллов – обособленное структурное подразделение Уфимского федерального исследовательского центра РАН, г. Уфа

12:35 – 12:50

9. ФУНКЦИОНАЛЬНОЕ УСТАЛОСТНОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННЫХ ПРУТКОВ ИЗ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ

В.А.Шереметьев¹, А.А. Кудряшова¹, К.Е. Лукашевич¹, В.А. Андреев^{2,3}, С.П. Галкин¹, С.Д. Прокошкин¹, В. Брайловский⁴

¹НИТУ «МИСиС» (Москва, Россия)

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

³ИМЕТ РАН (Москва, Россия)

⁴Ecole de Technologie supérieure (Монреаль, Канада)

12:50 – 13:05

10. ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ ПОРОШКОВОГО СПЛАВА TiNi

Г.В. Маркова¹, С.С. Володько¹, А.В. Касимцев²

¹ФГБОУ ВО Тульский государственный университет,

² ООО «Метсинтез», г. Тула

13:05 – 13:20	11. ГЕНЕРАЦИЯ РЕАКТИВНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ СПЛАВА TiNi В РЕЖИМЕ КРУЧЕНИЯ <u>А.В. Сибирев</u> , Н.Н. Реснина, С.П. Беляев <i>Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург</i>
13:20 – 13:35	12. ПОЛУЧЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В ДЛИНОМЕРНЫХ ПРУТКАХ СПФ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА <u>Р.Д. Карелин</u> ^{1,2} , И.Ю. Хмелевская ¹ , В.А. Андреев ² , В.С. Комаров ¹ , В.С. Юсупов ² , С.Д. Прокошкин ¹ ¹ <i>Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва</i> ² <i>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва</i>
13:35 – 13:50	13. МОДЕЛИРОВАНИЕ И РАСЧЕТ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ Ti-Hf-Ni-Cu В РАМКАХ СТРУКТУРНО-АНАЛИТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ <u>Е.С. Демидова</u> , С.П. Беляев, А.Е. Волков, Ф.С. Беляев, Н.Н. Реснина <i>Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург</i>
13:50 – 14:05	14. ПОЛУЧЕНИЕ, ИЗУЧЕНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ОДНОРОДНОСТИ СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ti-Zr <u>А.С. Конопацкий</u> , В.А. Шереметьев, С.М. Дубинский, Ю.С. Жукова, М.Р. Филонов, С.Д. Прокошкин <i>НИТУ «МИСиС»</i>
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	15. ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СОСТАРЕННЫХ В СВОБОДНОМ СОСТОЯНИИ И ПОД СЖИМАЮЩЕЙ НАГРУЗКОЙ [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ CONIGA <u>И.В. Куксгаузен</u> , И.Г. Бессонова, З.В. Победенная, Ю.И. Чумляков, И.В. Киреева <i>Сибирский физико-технический институт Национального исследовательского Томского государственного университета</i>
15:15 – 15:30	16. ВЛИЯНИЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ, КАЛОРИМЕТРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА <u>К.А. Полякова</u> ¹ , Е.П. Рыклина ¹ , Н.Н. Реснина ² , С.Д. Прокошкин ¹

	¹ НИТУ «МИСиС», Москва, Россия
	² ФГБОУ ВО Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург
15:30 – 15:45	17. СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ, КАЛОРИМЕТРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-50,2 ат.% Ni Н.У. Абдураимова ¹ , Е.П. Рыклина ¹ , Н.Н. Реснина ² , С.Д. Прокошкин ¹ ¹ ФГАОУ ВО Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия ² ФГБОУ ВО Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург
15:45 – 16:00	18. ВЛИЯНИЕ СОЧЕТАНИЯ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ И РОТАЦИОННОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-18Zr-14Nb (В АТ. %) МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ А.А. Кудряшова ¹ , В.А. Шереметьев ¹ , К.Е. Лукашевич ¹ , С.П. Галкин ¹ , С.Д. Прокошкин ¹ , В. Браиловский ² ¹ НИТУ «МИСиС» (Москва, Россия) ² Ecole de Technologie supérieure (Монреаль, Канада)
16:00 – 16:15	19. ИЗУЧЕНИЕ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ti-Zr ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАТОВ Т.О. Теплякова, Ю.С. Жукова, А.А. Коробкова, Д.А. Подгорный НИТУ «МИСиС», Москва
16:15 – 16:30	20. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И КОРРОЗИОННО-ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО СПЛАВА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ Fe-30Mn-5Si П.О. Кадиров, Ю.С. Жукова, С.М. Дубинский, Ю.А. Пустов, С.Д. Прокошкин НИТУ «МИСиС», Москва
16:30 – 16:45	21. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЙ ТИТАН-ЦИРКОНИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ НА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВЫХ ИМПЛАНТАТОВ К.В. Соснин, Д.А. Романов, В.Е. Громов, А.Д. Филяков, Е.А. Будовских Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

Секция 3 «ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ»

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ:
Проф. Хлусова Е.И.
Проф. Столяров В.В.

16:45 – 17:00	1. THE EFFECT OF THERMOMECHANICAL TREATMENT ON MAGNETOSTRICTION OF TERNARY Fe-Ga-NbC ALLOY Y. Mansouri, A.N. Koshmin, V.A. Astakhov, V.V. Palacheva, V.V. Cheverikin, I.S. Golovin National University of Science and Technology "MISIS", Moscow
---------------	---

17:00 – 17:15

2. ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА БИМЕТАЛЛОВ ВИНТОВЫМ ОБЖАТИЕМ

В.Б. Дементьев, С.Д. Соловьев, М.Ю. Стерхов

Институт механики УдмФИЦ УрО РАН, г. Ижевск

17:15 – 17:30

3. ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССОВ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ ПРОКАТА СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ С УЧЕТОМ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИ МНОГОПРОХОДНОЙ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

И.Н. Куницкая¹, А.В. Климов², В.Е. Ольшанецкий²

¹АО «Мотор Сич», г. Запорожье, Украина, tb.ugmet@motorsich.com

¹ГП «УкрНИИспецсталь», г. Запорожье, Украина, uaispector@gmail.com

²Запорожский Национальный технический университет, г. Запорожье, Украина

17:30 – 17:45

4. ВЫСОКОПЛАСТИЧНЫЙ БУНТОВОЙ ПРОКАТ СВАРОЧНОГО НАЗНАЧЕНИЯ ИЗ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

О.В. Парусов, И.Н. Чуйко

Институт черной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины, г. Днепр

СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ*Стендовые доклады выставляются перед пленарным заседанием.***Секция 1 «СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ»**

1. **РАЗРАБОТКА СТАЛЕЙ С ЗАДАННОЙ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ ДЛЯ ОСНОВНЫХ ДЕТАЛЕЙ ИЗДЕЛИЙ ЭЛЕКТРООБОРУДОВАНИЯ ТРАНСПОРТНЫХ СРЕДСТВ**
А.А. Алиев
ФГУП НИИАЭ, г. Москва
2. **ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ФЕРРИТНОЙ СТАЛИ 08Х17Т ПОСЛЕ ОБЪЕМНОГО ГАЗОВОГО АЗОТИРОВАНИЯ И ОТПУСКА**
В.А. Белов, С.О. Рогачев, С.А. Никулин, В.М. Хаткевич
НИТУ «МИСиС», г. Москва
3. **ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В Cu-Cr-Hf СПЛАВАХ, ПРОТЕКАЮЩИЕ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**
Н.Р. Бочвар¹, О.В. Рыбальченко^{1,2}, Д.В. Шаньгина¹, С.В. Добаткин^{1,2}
¹*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва.*
²*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва*
4. **ТРАНСФОРМАЦИЯ БОРИДОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ПРОЦЕССЕ ПРОИЗВОДСТВА ТРУБ ДЛЯ АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ**
С.И. Губенко, В.Н. Бесспалько
Национальная metallurgicalская академия Украины, г.Днепр
5. **ФОРМИРОВАНИЕ МЕЗОСТРУКТУРЫ СТАЛЬНОЙ МАТРИЦЫ ВБЛИЗИ ВКЛЮЧЕНИЙ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ТРУБНЫХ СТАЛЯХ СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ**
С.И. Губенко
Национальная metallurgicalская академия Украины, г.Днепр
6. **ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ**
Т.Н. Голубенко, В.А. Луценко
Институт черной металлургии им.З.И. Некрасова НАН Украины, г.Днепр
7. **УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ СТАЛЕЙ ТИПА 20ГЛ МЕТОДАМИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**
Э.В. Ли, А.А. Труфанова, А.В. Ли
Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
8. **ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕХНОЛОГИЙ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ ПОЛУЧЕНИЕ У НИХ МНОГОФАЗНОЙ СТРУКТУРЫ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ**
Л.С. Малинов
ГВУЗ Приазовский государственный технический университет, Мариуполь, Украина

9. **СОЗДАНИЕ РЕГУЛЯРНЫХ МАКРОСКОПИЧЕСКИХ ГРАДИЕНТОВ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НА ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВОВ СПОСОБАМИ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ**
Л.С. Малинов
ГВУЗ Приазовский государственный технический университет, Мариуполь, Украина
10. **ПЕРСПЕКТИВНОЕ НАПРАВЛЕНИЕ ПО СОЗДАНИЮ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ САМОЗАКАЛКИ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ ИЛИ НАГРУЖЕНИИ**
Л.С. Малинов¹, В.Л. Малинов²
¹ ГВУЗ Приазовский государственный технический университет,
²ПИИ ООО Бюро Веритас, Мариуполь, Украина
11. **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДЛИТЕЛЬНЫХ ТЕРМИЧЕСКИХ ВЫДЕРЖЕК НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ С 12 % ХРОМА**
А.В. Моляров
НИТУ «МИСиС», Москва
12. **ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННЫЙ СЛОИСТЫЙ КОМПОЗИТ НА ОСНОВЕ СПЛАВА Fe-20Cr-5V И АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ СТАЛИ 08Х17Т, ПОЛУЧЕННЫЙ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ**
С.А. Никулин, В.М. Хаткевич, С.О. Рогачев, Е.Н. Токмакова
НИТУ «МИСиС», г. Москва
13. **ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СЛОИСТЫХ СТРУКТУР, СФОРМИРОВАННЫХ В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ ГИБРИДЕ МЕТОДОМ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ**
С.О. Рогачев, С.А. Никулин, В.М. Хаткевич, М.В. Игнатьева
НИТУ «МИСиС», г. Москва
14. **ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОКОНЧАНИЯ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ И ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ДЕЙСТВИТЕЛЬНОГО ЗЕРНА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ**
Э.В. Парусов
Институт черной металлургии НАН Украины, г. Днепр
15. **ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ МАГНИЯ С НЕОДИМОМ ПОСЛЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО СТАРЕНИЯ**
Л.Л. Рохлин, Т.В. Добаткина, И.Е. Тарытина, О.А. Овчинникова
Институт metallurgии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
16. **ФОРМИРОВАНИЕ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА «ПОКРЫТИЕ/ ПОДЛОЖКА» ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ НАПЫЛЕНИИ**
С.А. Невский, В.Д. Сарычев, Д.А. Романов, К.В. Соснин, В.Е. Громов
Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
17. **ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ВЫСОКОБОРИСТЫХ СПЛАВАХ Fe-B-C**
Е.В. Суховая
Днепровский национальный университет им. Олеся Гончара, г. Днепр

18. **ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ, ТЕКСТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ 2 И 4 % Ag**
Д.Р. Темралиева^{1,2}, Н.С. Мартыненко^{1,2}, В.Н. Серебряный¹, Н.Ю. Анисимова³, М.В. Киселевский³, Б. Визе⁴, Г.И. Рааб⁵, Р. Виллумайт-Ремер⁴, С.В. Добаткин^{1,2}, Ю.З. Эстрин^{6,7}
¹*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова 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*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*
⁶*Университет им. Монаша, Мельбурн (Австралия)*
⁷*Университет Западной Австралии, Перт (Австралия)*
19. **ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУР НАГРЕВА В ЗОНЕ ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ СОПОСТАВЛЕНИЕМ ВЕЛИЧИН K_c ДЛЯ ЛЕНТОЧНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ПЕЧНОГО И ЛАЗЕРНОГО ОТЖИГА**
В.А. Федоров, А.В. Яковлев, Т.Н. Плужникова, Д.Ю. Федотов, А.Д. Березнер
Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, г. Тамбов
20. **О ВОЗМОЖНЫХ ПРИЧИНАХ СБРОСОВ МЕХАНИЧЕСКОГО НАПРЯЖЕНИЯ В ЛЕНТОЧНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКЛАХ ПРИ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ**
В.А. Федоров, А.В. Яковлев, Т.Н. Плужникова, Д.Ю. Федотов
Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов
21. **ВЛИЯНИЕ КОРРОЗИОННЫХ СРЕД НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Со И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Fe ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ТОКОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ**
В.А. Федоров, Д.Ю. Федотов, С.А. Сидоров, Т.Н. Плужникова, А.В. Яковлев
Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, г. Тамбов
22. **ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ ЯВЛЕНИЙ В ФОРМИРОВАНИИ СВОЙСТВ ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ**
А.П. Чейлях, Я.А. Чейлях
ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», Мариуполь
23. **НОВЫЕ СПОСОБЫ МУЛЬТИПОВЕРХНОСТНОЙ МОДИФИКАЦИИ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СОСТОЯНИЙ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С ЭФФЕКТОМ САМОУПРОЧНЕНИЯ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ**
Я.А. Чейлях, А.П. Чейлях
Приазовский государственный технический университет, Мариуполь
24. **МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ФЕРРИТО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭП450 В ПРОЦЕССЕ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ**
А.Ю. Чурюмов
Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
25. **СПЕЦИАЛЬНЫЕ РАЗОРИЕНТАЦИИ В ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ БЕЙНИТЕ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ МАРГАНЕЦ-КРЕМНИСТОЙ СТАЛИ**
И.Л. Яковleva, Н.А. Терещенко, И.Г. Кабанова
Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург

Секция 2 «ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ»

- 1. ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ВЫДЕРЖКЕ СПЛАВА Ti₄₉Ni₅₁ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПОСЛЕ АКТИВНОГО НАГРУЖЕНИЯ**
А.Х. Габриелян¹, А.М. Иванов¹, С.П. Беляев¹, Н.Н. Реснина¹, В.А. Андреев^{2,3}
¹Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург
²ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва
³Институт metallургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Москва
- 2. МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ОБРАЗЦАХ СПЛАВА TiNi, ПОЛУЧЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ WAAM**
У.П. Карасева¹, Н.Н. Реснина¹, С.П. Беляев¹, I.A.Palani², SS. ManiPrabhu², M. Manikandan², S. Jayachandran²
¹Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург
²Indian Institute of Technology Indore, India
- 3. НЕОДНОРОДНОСТЬ СТРУКТУРЫ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА TiNi, ПОЛУЧЕННЫХ АДДИТИВНЫМ МЕТОДОМ WAAM**
П.С. Люльчак¹, Н.Н. Реснина¹, С.П. Беляев¹, I.A.Palani², SS. ManiPrabhu², M. Manikandan², S. Jayachandran², А.В. Сибирев¹, И.В. Поникарова¹
¹Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург
²Indian Institute of Technology Indore, India
- 4. ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВЕ Ti – 51 ат. % Ni ПОСЛЕ ОХЛАЖДЕНИЯ ПОД НАГРУЗКОЙ**
Т. М. Рахимов¹, С. П. Беляев¹, Н. Н. Реснина¹, В. А. Андреев^{2,3}
¹Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург
²ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва
³Институт metallургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Москва
- 5. ПОРОШКОВЫЙ ИНТЕРМЕТАЛЛИД Ti₂₈Ni₅₀Hf₂₂, ПОЛУЧЕННЫЙ КОНСОЛИДАЦИЕЙ МЕТАЛЛОТЕРМИЧЕСКОГО ПОРОШКА**
С.С. Володько
Тульский государственный университет
- 6. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi**
Е.Н. Япарова, С.П. Беляев, Н.Н. Реснина
Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург
- 7. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ ЭКВИАТОМНОГО СПЛАВА Ti-Ni С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ**
В.С. Комаров, И.Ю. Хмелевская, Р.Д. Карелин, С.Д. Прокошкин

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

8. ПОВЫШЕНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ ПОРОШКОВЫХ БЕСПОРИСТЫХ СПЛАВОВ Ti-22Nb-6Ta и Ti-22Nb-6Zr

И.А. Алимов

Тульский государственный университет

9. ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА СМЕЩЕНИЕ ТЕМПЕРАТУР ОБРАТНОГО МАРТЕНСИТНОГО ПЕРЕХОДА В СПЛАВЕ Ti-50.0 ат. % Ni

А.Б. Иванова, Н.Н. Реснина, С.П. Беляев, Е.Н. Япарова, И.В. Поникарова

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург

Секция 3 «ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ»

1. ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНОГО ИЗМЕНЕНИЯ ТЕРМИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛА ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ТОЛСТОЛИСТОВОГО ТРУБНОГО ПРОКАТА В ЛИНИИ ТЛС

В.Н. Дегтярев, Н.В. Урцев, Е.Д. Мокшин, А.В. Шмаков

Исследовательско-технологический центр «Аусфэрр», Магнитогорск

2. ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩАЯ ТЕРМООБРАБОТКА С НАГРЕВОМ В МЕЖКРИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ ТЕМПЕРАТУР КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Л.С. Малинов, Д.В. Бурова, В.Д. Гоманюк

ГВУЗ Приазовский государственный технический университет Мариуполь, Украина

3. НОВЫЙ СПОСОБ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ И СТУПЕНЧАТОЙ ЗАКАЛКИ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ, ВКЛЮЧАЮЩИЙ ПОСЛЕ АУСТЕНИТИЗАЦИИ ОХЛАЖДЕНИЕ И ВЫДЕРЖКУ ПРИ ПОСТОЯННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ ПО СХЕМЕ ВОДА-ПЕЧЬ

Л.С. Малинов, Д.В. Бурова, В.Д. Гоманюк

ГВУЗ Приазовский государственный технический университет, Мариуполь, Украина

4. НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫЕ МАРГАНЦОВИСТЫЕ СТАЛИ - НОВЫЙ КЛАСС ЦЕМЕНТИРУЕМЫХ СТАЛЕЙ, В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ КОТОРЫХ ПОЛУЧАЮТ МЕТАСТАБИЛЬНЫЙ АУСТЕНИТ, АРМИРОВАННЫЙ КАРБИДАМИ

Л.С. Малинов¹, В.Л. Малинов¹, И.Е. Малышева¹, Д.В. Бурова²

¹ГВУЗ Приазовский государственный технический университет,

²ПИИ ООО Бюро Веритас, Мариуполь, Украина

5. ОБРАБОТКИ СТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ, ПОЗВОЛЯЮЩИЕ ИСПОЛЬЗОВАТЬ ИХ ПО НОВОМУ НАЗНАЧЕНИЮ

Л.С. Малинов, Д.В. Бурова, И.Е. Малышева

ГВУЗ Приазовский государственный технический университет, Мариуполь, Украина

6. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА УПРОЧНЕНИЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ

А.А. Кругляков¹, С.А. Никулин², С.О. Рогачев², А.П. Баранова²,
Хоан Суан Нгуен², Н.В. Лебедева³, Г.А. Панова⁴

¹Научно-коммерческая фирма WBH, г. Берлин, Германия

²НИТУ «МИСиС», г. Москва

³НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург

⁴СПбГМТУ, г. Санкт-Петербург

7. ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ БЕСШОВНЫХ ТРУБ В УСЛОВИЯХ ПАО «ЧТПЗ»

И.В. Смарыгина¹, В.А. Романец¹, В.Н. Еремин², А.Н. Маковецкий²

¹НИТУ «МИСиС»

²ПАО «ЧТПЗ»

8. МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛИ Cr – Cu – Ni С ЦЕЛЬЮ УЛУЧШЕНИЯ КАЧЕСТВА ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ

Д.В. Тен, А.А. Комиссаров, А.В. Ли

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

СБОРНИК ТЕЗИСОВ

ПЛЕНАРНАЯ СЕКЦИЯ



ТЕРМИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ**Шур Е.А.**

АО «ВНИИЖТ»

shurea@mail.ru

Как и работы М.Л.Бернштейна в области термомеханической обработки, носящие пионерский характер в мировом металловедении, так и промышленное внедрение термического упрочнения железнодорожных рельсов на отечественных металлургических заводах происходило раньше, чем за рубежом. Массовый выпуск термоупрочненных рельсов на заводе в Днепродзержинске начался в 1959 г., на заводе в Нижнем Тагиле – в 1966 г., и на заводе в Новокузнецке – в 1979 г. Широкое внедрение термического упрочнения рельсов за рубежом произошло в 1980-1990-х годах. В настоящее время термически упрочненные рельсы выпускают 19 заводов в мире.

На 14 из этих 19 заводов выпускаются рельсы длиной 72 – 150 м, на 5 – длиной только 25 м. На 15 заводах используют закалку с прокатного нагрева, на 3 – с отдельного перекристаллизационного индукционного нагрева, на одном – с отдельного печеного нагрева. На подавляющем большинстве (16) заводов используют струйное (спрейерное) охлаждение и только на 3 – охлаждение погружением. При этом на 8 заводах в качестве охлаждающей среды применяется воздушный поток, на 6 – распыленную воду, на 2 – водо-воздушную смесь, на 2 – водный раствор полимеров и на 1 – масло. На 11 заводах применяют непрерывно-последовательное охлаждение и на 8 – камерное.

Сравнительное исследование структуры и свойств термоупрочненных различными способами рельсов, изготовленных из эвтектоидных сталей, показало, что среднее межпластиночное расстояние у них $\Delta=80-200$ нм, а средний диаметр действительного аустенитного зерна $D=13-35$ мкм. При этом твердость на глубине 10 мм от поверхности составляла HB 361-388, на глубине 22 мм HB 341-363, $\sigma_b=1300-1360$ Н/мм², $\sigma_{0,2}=890-950$ Н/мм², $\delta=11-13\%$, $\varphi=30-41\%$, $KCU=15-50$ Дж/см², $K_{Ic}=37-43$ МПа \sqrt{m} . Скорость роста усталостных трещин при $\Delta K=10$ МПа \sqrt{m} составляла менее 17 м/ 10^9 циклов, а при $\Delta K=13,5$ МПа \sqrt{m} – менее 55 м/ 10^9 циклов. Использование непрерывной разливки рельсовой стали, внепечной обработки и вакуумирования обеспечивают высокое металлургическое качество рельсовой стали, характеризуемое низким содержанием кислорода (<5-20 ppm), алюминия (<0,004%) и неметаллических включений.

Большое влияние на эксплуатационную стойкость рельсов оказывают остаточные напряжения I рода, в наибольшей степени определяющиеся режимами холодной правки на роликоправильных машинах после термического упрочнения. В стандартах на рельсы предусмотрен периодический контроль величины остаточных напряжений в средней части подошвы тензометрическим методом, а также технологической пробой, лимитирующей величину раскрытия паза после продольного разреза шейки менее 1,5 мм. Показатели остаточных напряжений лучше у способов термоупрочнения, обеспечивающего дифференцированное упрочнение по элементам профиля рельсов. Отдельный перекристаллизационный нагрев при термоупрочнении обеспечивает существенный выигрыш в связи с получением более мелкого зерна по ударной вязкости

и трещиностойкости по сравнению с закалкой с прокатного нагрева. Частично это преимущество может быть скомпенсировано понижением температуры конца прокатки в сочетании с микролегированием ванадием и азотом.

Российские железные дороги с начала 21 века до настоящего времени остаются единственными железными дорогами в мире, где термически упрочненные рельсы уложены на 100% протяженности главных путей в то время, когда за рубежом они используются в основном на кривых участках пути.

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ УПРОЧНЕННЫЕ СТРОИТЕЛЬНЫЕ СТАЛИ В УНИКАЛЬНЫХ ЗДАНИЯХ И СООРУЖЕНИЯХ

Одесский П.Д., Гуров С.В.

ЦНИИСК им. В.А. Кучеренко АО «НИЦ «Строительство», Москва
odesskiy@cstroy.ru

Работы по применению термомеханической обработки (ТМО) при производстве проката для строительных конструкций начались по инициативе профессора М.Л. Бернштейна в начале семидесятых годов прошлого века. В настоящее время ТМО является наиболее эффективным методом получения строительных сталей повышенной и высокой прочности с $\sigma_t=350\ldots700$ Н/мм² в условиях листового металлургического производства: такое упрочнение вписывается в поток станов с минимальными энергетическими затратами при обеспечении высокого комплекса эксплуатационных свойств, в том числе высокого сопротивления разрушениям различной природы.

Научный и практический интерес на сегодняшний день представляет использование сталей, упрочненных по различным схемам ТМО, при возведении уникальных сооружений (высотные здания, конструкции больших стадионов и т.п.), где требуется применение изделий высокой прочности в больших толщинах.

При строительстве уникальных сооружений начали использоваться в качестве элементов конструкций двутавровые балки с параллельными гранями полок толщиной до 140 мм с пределом текучести до 490Н/мм², листы толщиной до 120 мм с предельной текучести вплоть до 700Н/мм², трубы большого диаметра до 1420 мм с толщиной стенки до 50 мм из штрипса упрочненного ТМО.

Работоспособность крупной сварной конструкции определяется, прежде всего, прочностью сварного соединения указанных выше элементов.

Известно, что сочетание больших толщин и высокой прочности оказывает негативное влияние на трещиностойкость сварных соединений. Было показано, что соединения из рассматриваемых видов проката с высокодисперсной структурой и высокой чистотой по вредным примесям и газам обладают хорошей трещиностойкостью, а именно, сопротивлением горячим, холодным и слоистым трещинам, а также хладостойкостью (при соблюдении определенных технологических мероприятий). Вместе с тем, горячекатаный и даже нормализованный прокат аналогичной прочности и толщины свариваются плохо.

Также исследования обсуждаемых видов проката показали перспективность его применения при специфических для строительных конструкций воздействий в сейсмически активных районах, при пожаре, в условиях Арктики и Крайнего Севера и т.п.

Высокие эксплуатационные свойства обсуждаемых сталей обусловлены специфической многослойной структурой, разнообразной по морфологии, часто с наличием зубчатых границ. Наблюданное разнообразие структур ТМО и механизм их формирования с достаточной полнотой описывается разработанными М.Л. Бернштейном и его сотрудниками диаграммами структурных превращений при горячей деформации.

A MECHANISM FOR EMBRITTLEMENT OF METALS BY SURFACTANTS

Gavriljuk G., Teus S.M.

G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, Kiev, Ukraine

gavr@imp.kiev.ua, teus@imp.kiev.ua

Prehistory of liquid metal brittleness discovered by Johnson in 1879 is briefly presented.

The nature of mechanical degradation of metals caused by surface-active elements, surfactants, is studied based on the effects of iodine and gallium in the austenitic steels and using *ab initio* calculations and experimental measurements of electronic structure, X-ray diffraction, mechanical spectroscopy, and mechanical tests.

A significant increase in the density of electron states at the Fermi level for iodine in f.c.c. iron is shown, which is consistent with the measurements of the increased concentration of free electrons caused by iodine in austenitic steels.

Consequently, the increase in mobility of dislocations by iodine and gallium in austenitic steels is revealed. The localization of the enhanced plastic deformation is discussed as a precondition for brittleness.

The obtained results are at variance with the widely spread opinion about the determining role of surface energy in a liquid metal brittleness and, instead, are interpreted based on the correlation between atomic interactions and dislocation properties.

A conclusion is made that mechanism for embrittlement of metals by surfactants is similar to that of hydrogen embrittlement and amounts to the locally enhanced plasticity resulting in localization of plastic deformation, which manifests itself as macrobrittle fracture.

**ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЛИСТОВОГО ПРОКАТА
ХЛАДОСТОЙКИХ СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ**
Хлусова Е.И., Сыч О.В.

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

Термомеханическая обработка (ТМО) листового проката судостроительных сталей используется сравнительно недавно, с начала 2000-х годов. Тем не менее, к настоящему времени до 80% объема листового проката судосталей поставляется после ТМО. Значимый вклад в создание новых технологий внесли совместные работы ЦНИИ КМ «Прометей» с ПАО «Северсталь» и ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат».

По сравнению со сталью для труб большого диаметра к высокопрочным судосталям предъявляются несколько иные требования, в первую очередь по виду излома крупногабаритных технологических проб толщиной, равной толщине листа, при статическом изгибе при комнатной температуре (расщепления в изломе не допускаются). Кроме того, судостали с гарантированным пределом текучести более 355 МПа отличаются более высоким уровнем легирования (никелем, хромом, молибденом), но более низким легированием марганцем и более низким содержанием микролегирующих элементов. Это требует учета влияния легирования на процессы динамической и статической рекристаллизации при горячей пластической деформации, на фазовые превращения при охлаждении и механические свойства толстолистового проката (толщиной до 100 мм) для получения после ТМО квазизотропной дисперсной структуры по всей толщине листов хладостойких судостроительных сталей, что и составляло цель работы.

Для судостроительных сталей всех категорий прочности (от 315 до 750 МПа) и хладостойкости (для работы при температурах от 0 до -40÷-50 °C) разработаны технологические режимы ТМО и закалки с прокатного нагрева с отпуском на основе изучения процессов рекристаллизации, фазовых превращений и взаимосвязи структуры (в т.ч. с использованием EBSD-анализа) с механическими свойствами и характеристиками работоспособности (температуру вязко-хрупкого перехода, определяемых на крупногабаритных пробах, и трещиностойкости).

Представлены результаты разработки и внедрения в промышленных условиях совокупности научно-технологических приемов при ТМО и закалке с прокатного нагрева с высокотемпературным отпуском, обеспечивающих формирование структуры допустимой степени неоднородности и анизотропии по различным морфологическим и кристаллографическим параметрам по всей толщине листового проката до 100 мм из низколегированных сталей с пределом текучести не менее 315-460 МПа и до 60 мм из экономнолегированных сталей с пределом текучести не менее 500-750 МПа. Приведена структура листового проката, обеспечивающая получение гарантированных характеристик прочности, хладостойкости (работы удара KV при температуре испытаний -60...-80°C, критических температур вязко-хрупкого перехода T_{cb} и нулевой пластичности NDT) и трещиностойкости по критерию CTOD при низких температурах в соответствии с требованиями «Правил...» РМРС к стали с индексом «Arc40».

**ADDITIVE MANUFACTURING: INFLUENCE OF PROCESSING AND POST-
PROCESSING PARAMETERS ON STRUCTURE, TEXTURE, AND FUNCTIONAL
PROPERTIES OF BIOMEDICAL SHAPE MEMORY ALLOYS**

Brailovski V.

Ecole de Technologie Supérieure, Montréal, Canada

vladimir.brailovski@etsmtl.ca

Additive manufacturing (AM) technologies are gaining a lot of interest in the biomedical field thanks to the possibility of manufacturing complex engineered components, which would otherwise be unfeasible or prohibitively expensive. In the laser powder bed fusion AM technology (LPBF), a thin layer of powder is spread on a platform and a laser beam selectively fuses powder particles to form one layer of the component at a time, in conformity with a 3D model of the component. Following the general overview of the AM technologies, the effect of LPBF parameters on the density, phase composition, structure, and texture of a selected biomedical Ti-Zr-Nb alloy will be presented. Based on the results obtained, the LPBF parameters leading to the fabrication of fully dense Ti-Zr-Nb components will be exposed. Next, influence of different post-processing treatments on the alloy structure, texture, static and fatigue mechanical properties will be revealed. Finally, examples will be given to illustrate how the LPBF technology can be employed to produce personalized and functionally-graded biomedical implants with enhanced biomechanical compatibility.

АЗОТИСТЫЕ И ВЫСОКОАЗОТИСТЫЕ СТАЛИ

Капуткина Л.М., Свяжин А.Г., Смарьгина И.В., Киндоп В.Э.

НИТУ «МИСиС»

karutkina@mail.ru

В настоящее время легированные азотом стали различных структурных классов (аустенитные, мартенситные и многофазные) применяются в атомной и тепловой энергетике, химической, медицинской промышленности, авиации, автостроении, судостроении, общем машиностроении, горном деле и оборонной технике.

При любом способе ввода азота в сталь содержание его в металле будет определяться давлением газовой фазы. Поэтому целесообразно различать легированные азотом стали в зависимости от давления азота при их выплавке: микролегированные азотом, азотистые и высокоазотистые стали. Технология объемного насыщения стали азотом в твердом состоянии не получила развития. Легирование азотом в настоящее время производится в жидком состоянии при выплавке. Микролегированные азотом и азотистые стали выплавляются при нормальном давлении по традиционной технологии. В промышленном масштабе используются три технологии производства высокоазотистых сталей: плазменнодуговой переплав, электрошлаковый переплав под давлением и плавка под давлением в индукционной печи.

При кристаллизации с образованием δ-феррита возможно образование азотных пузырей и пористости в слитке. При аустенитной кристаллизации стали весь азот, растворенный в жидком металле, переходит в твердый раствор. В этом случае нет опасности образования пузырей. Для получения в ферритной или двухфазной стали

высокого содержания азота его давление в системе при разливке должно быть выше, чем при насыщении.

При высоком давлении образуются высокотемпературные нитриды азота, полностью не растворяющиеся после термообработки по обычному режиму. Для растворения этих нитридов требуются высокие температуры и длительные выдержки, которые сопровождаются ростом зерна и деазотацией поверхностных слоев металла.

Высокая эффективность упрочнения азотом достигается реализацией всех механизмов упрочнения: деформационного, твердорастворного, дисперсионного и зернограничного. Твердорастворное упрочнение азотом выше, чем углеродом. Структурное или зернограничное упрочнение в азотсодержащих сталях также может быть более эффективным, так как нитриды могут до более высоких температур, чем карбиды, сохранять мелкое зерно.

Коррозионная стойкость азотсодержащих сталей чувствительна к их структурному состоянию в слабо агрессивных средах соответствует коррозионной стойкости стали X18H10, поэтому они могут применяться как высокопрочные нержавеющие стали. Перспективно легирование сталей азотом с целью создания новых сталей со специальными функциональными свойствами: стойкость в биоактивных средах, бактерицидность, высокая стойкость при специальных видах воздействия и др.

В целом, легирование азотом применяется для сталей различного состава и назначения (конструкционных, инструментальных, коррозионностойких, криогенных и др.).

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТМО ИЗДЕЛИЙ СЛОЖНОЙ ФОРМЫ В ЦИКЛЕ РАЗРАБОТКИ ЦИФРОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

Рудской А.И., Коджаспиров Г.Е., Попович А.А.

Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого
gkodzhaspirov@yandex.ru

В последнее десятилетие Россия активно приступила к разработке современных изделий машиностроения, созданию летательных аппаратов различного назначения, для которых требуются детали с повышенным эксплуатационным ресурсом. При изготовлении данной продукции используется достаточно большое количество металлических компонентов сложной формы, получаемых методами пластического деформирования. Очевидно, что решение поставленных задач требует применения не только специальных технологий и технических средств, но и разработки специальных способов управления структурой и свойствами материалов конструкций. В этой связи возникла необходимость разработки научно-технологических основ управления структурой металлических материалов с использованием цифровых технологий, применимых для изготовления изделий с необходимыми эксплуатационными свойствами. Поэтому создание моделей управления структурой и физико-механическими свойствами сталей и сплавов при реализации различных технологических процессов изготовления изделий пластическим деформированием представляет собой одну из важнейших задач в области современного материаловедения. В настоящее время хорошо известно, что заданные физические, механические и эксплуатационные свойства практически всех металлических материалов обеспечиваются размером зерна, фазовым и химическим составом,

субструктурой и текстурой. Для построения управляемого с применением цифровых технологий процесса изготовления полуфабриката с использованием высокотемпературного пластического деформирования требуется количественная оценка структурно-фазового состояния и его взаимосвязь с физико-механическими свойствами. Основной проблемой при производстве изделий сложного профиля является разнозернистость в различных частях сечения детали. В связи с вышеизложенным возрастает интерес в исследованиях, связанных с обеспечением контроля и управлением размера зерна по всему сечению сложно-профильной продукции. Качество изделий определяется целым набором параметров, многие из которых могут быть предсказаны, проверены и улучшены с помощью комбинированных методов физического и математического моделирования. Так, для оптимизации технологии ТМО представляет интерес сочетание применения метода планирования эксперимента и конечно-элементного моделирования, что в конечном итоге позволит разработать цифровые технологии.

С помощью совместного анализа напряженно-деформированного состояния при физическом моделировании в сочетании с оценкой кинетики структурообразования и использованием метода конечных элементов можно оценивать эволюцию структуры в различных частях сечения заготовки детали, оптимизировать технологический процесс пластического формообразования при изготовлении изделий со сложным профилем сечения с использованием цифровых технологий и, как следствие, предсказать механические и функциональные свойства.

НОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СОСТОЯНИЙ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

Колобов Ю.Р.

Институт проблем химической физики РАН, г. Черноголовка, Россия

Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова, г. Москва

kolobov@icp.ac.ru

Проведен обзор оригинальных и опубликованных в литературе результатов исследований изменений структуры, фазового состава, механических и других свойств металлических материалов при интенсивных внешних воздействиях, в том числе в условиях обработки давлением с реализацией большой (интенсивной) и мегапластической деформации, а также при ударно-волновом воздействии, в том числе, инициируемом лазерным облучением ультракороткими (фемтосекундными) импульсами.

Рассматриваются физические факторы, определяющие развитие процессов измельчения зерено-субзеренной структуры в ходе деформирования металлических материалов до высоких степеней пластической деформации и обращается специальное внимание на то, что в большинстве известных экспериментов с применением воздействия интенсивной пластической деформацией (ИПД) имеет место заметный общий или локальный разогрев образцов деформируемого материала. По-видимому, нельзя исключать даже при криогенных температурах связанный с деформацией значительный разогрев в локальных микрообъемах (полосах обычного и некристаллографического сдвига), формирующихся в близких к адиабатическим условиях.

Промышленные способы измельчения структуры металлических материалов методами термо-механической (ТМО) и механико-термической обработок (МТО) используются многие десятилетия. К ним, в частности, относятся: метод ступенчатых деформаций, высокотемпературная механико-термическая обработка (ВМТО), многократная МТО (ММТО) и другие. По-видимому, по общим признакам сочетания термического и силового воздействий все упомянутые выше виды обработок (различные модификации методов ИПД, воздействие большой (мегапластической) и другими способами пластической деформации (кручение со сдвигом, винтовая экструзия и другие) по физическим условиям воздействия на деформированный материал соответствуют общей классификации термомеханических или механико-термических обработок.

В докладе рассматриваются новые возможности существенного повышения прочности с сохранением, а в некоторых случаях и увеличением пластичности, достигаемые не только путем измельчения зеренной структуры металлических материалов методами ИПД (главными из них считаются равноканальное угловое прессование (РКУП) и кручение под высоким давлением), но и в ряде случаев с большим успехом и при существенно более низких затратах с использованием указанных выше традиционных методов обработки металлов давлением в сочетании с известными и новыми способами поперечно-винтовой и сортовой прокатки. Специальное внимание удалено новым возможностям значительного измельчения зеренной структуры иnanoструктурирования при высокоскоростной деформации и фемтосекундном лазерном облучении.

О МЕХАНИЗМАХ ПОДДЕРЖКИ ℓ - И S- ВОЛН ПРИ ФОРМИРОВАНИИ МАРТЕНСИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ

Кащенко М.П.^{1,2}, Кащенко Н.М.¹, Чашина В.Г.^{1,2}

¹ Уральский федеральный университет

² Уральский государственный лесотехнический университет

mpk46@mail.ru

В сплавах на основе железа прямое (при охлаждении) γ - α мартенситное превращение (МП) протекает в существенно неравновесных условиях, причем скорость роста кристаллов превышает скорость продольных звуковых волн. В динамической теории мартенситных превращений габитусные плоскости описываются суперпозицией относительно длинных ℓ -волн, а описание тонкой структуры двойников превращения достигается включением в состав управляющего волнового процесса (УВП) коротких s-волн, действующих согласованно с ℓ -волнами [1-3]. Именно в таком сочетании волн обеспечивается перенос трехмерной пороговой деформации, инициирующей деформацию Бейна. Ранее [1] для кристаллов пакетного мартенсита (с габитусами близкими к {557}), не обладающего двойниковой структурой (ДС), допускалось, что пороговая волновая деформация двумерна, а недостающая деформация в третьем направлении возникает из-за электронных корреляций, восстанавливающих симметрию пространственного распределения электронов. Однако этот сценарий можно дополнить, используя представления о вырожденной двойниковой структуре (ВДС) [4], что позволяет интерпретировать и формирование кристаллов с габитусами вблизи {557} как следствие распространения УВП, несущего трехмерную пороговую деформацию. Неравновесность электронной подсистемы, характеризуется на стадии быстрого роста

значительными градиентами температуры и химического потенциала в межфазной области, порождающей электронные потоки. В потоковом состоянии всегда существуют пары инверсно населенных состояний. Если число таких пар велико, то ℓ -волны могут генерироваться (усиливаться) неравновесными электронами в режиме фононного мазера. Однако, согласно оценкам, условие генерации для s-волн в мазерном режиме выполнить труднее, из-за более высокого затухания s-волн (особенно для сравнительно высокотемпературного пакетного мартенсита). Тем не менее, поддержка s-волн неравновесными электронами может реализоваться в режиме сверхизлучения Диже. Указанная возможность открывает дополнительные резервы интерпретации особенностей МП.

Список литературы

1. Кащенко М. П. Волновая модель роста мартенсита при γ - α превращении в сплавах на основе железа. Изд. 2-е. испр. и дополн. М. – Ижевск: НИЦ “Регулярная и хаотическая динамика”, Ижевский институт компьютерных исследований, 2010. 280 с.
2. Кащенко М. П., Чащина В. Г. // УФН. 2011. Т.181. № 4. С. 345-364.
3. Кащенко М.П., Чащина В.Г. Динамическая модель формирования двойникованных мартенситных кристаллов при γ - α превращении в сплавах железа. Екатеринбург: УГЛТУ, 2009. 98 с.
4. Kashchenko M. P., Kashchenko N.M., Chashchina V. G. // Letters on materials. 2018. V 8. №4. P. 424–429.

ПРОМЫШЛЕННАЯ РЕАЛИЗАЦИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ РЕЖИМОВ ТМО ПРИ НЕПРЕРЫВНОЙ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ ЛИСТОВ

Поляк Е.И.

ArcelorMittal Global R&D, USA
evgueni.poliak@arcelormittal.com

Получение комплекса высоких механических свойств при использовании высокотемпературных схем ТМО (ВТМО, ВТМИзО и их модификаций) обеспечивается созданием в горячедеформированном аустените равномерной и максимально совершенной субструктурой динамической полигонизации (ДП) и ее наследованием в ходе фазового превращения в мартенсит или бейнит при последующем ускоренном охлаждении. До недавнего времени одним из основных препятствий для промышленной реализации этих технологий являлась невозможность ускоренного охлаждения больших объемов металла до достаточно низких температур, обеспечивающего наследование субструктурой ДП аустенита. Однако установки контролируемого ускоренного охлаждения на отводных рольгангах современных непрерывных листовых станов горячей прокатки уже позволяют проводить охлаждение полос по сложным одно- и многоступенчатым траекториям практически до комнатной температуры (закаливать на мартенсит) и далее сматывать полосы в рулоны. В результате стало возможным получать горячекатаные полосы с мартенситной или бейнитной структурой в зависимости от химического состава и режима охлаждения. Такие полосы можно подвергать отпуску как в колпаковых печах, так и в линиях непрерывного отжига. Таким образом, современные прокатные станы позволяют в промышленных масштабах реализовывать технологии ВТМО и ВТМИзО для производства горячекатанных сталей. Важным аспектом разработки таких технологий является тщательный подбор химического состава сталей, причем для конкретного прокатного стана. Состав стали должен не только гарантировать

конечные свойства горячекатаной стали после заключительной операции, но и обеспечивать деформируемость стали с учетом силовых параметров данного агрегата при температурах начала чистовой прокатки ниже критической температуры динамической рекристаллизации, минимизировать влияние ускорения (повышения скорости деформации) и падения температуры металла в ходе прокатки на субструктуру, обеспечивать полное подавление статической рекристаллизации после последнего прокатного прохода, а также гарантировать полное прохождение мартенситного или бейнитного превращения на отводном рольганге (частичная статическая рекристаллизация и неполное фазовое превращение при ускоренном охлаждении непопустимы!). Кроме того, химический состав и параметры обработки необходимо подбирать таким образом, чтобы обеспечивались требуемые качество поверхности, размеры и форма (планшетность) полос как при прокатке, так и при ускоренном охлаждении (закалке), а также минимизировалось воздействие отрицательных факторов, присущих непрерывной листовой горячей прокатке – неравномерности структуры и свойств по длине и в особенности по ширине полос, появление высоких остаточных напряжений и растрескивание при быстрым охлаждении (закалке) до низких температур и смотке. Несмотря на указанные сложности, высокотемпературные схемы ТМО разрабатываются и достаточно успешно внедряются на ArcelorMittal для производства тонкого горячекатаного листа для автомобильной промышленности. Детальные исследования микроструктуры промышленных сталей подтверждают основные принципы ТМО, установленные в работах под руководством М.Л. Бернштейна.

ОБРАЗОВАНИЕ АУСТЕНИТА В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ВЗРЫВНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Хомская И.В.

Институт физики металлов им. М.Н. Мухеева УрО РАН, Екатеринбург
zeldovich@imp.uran.ru

Эксперименты по схождению металлических цилиндрических оболочек (труб) под действием взрыва позволяют осуществлять высокоскоростную деформацию с большой степенью обжатия. Деформация происходит практически в адиабатических условиях. Энергия деформации почти полностью переходит в теплоту, и металл испытывает сверхбыстрый нагрев до высоких температур.

Цилиндрическая оболочка из стали 20 с исходной феррито-перлитной структурой наружным диаметром 118 мм и толщиной стенки 5.7 мм была окружена слоем ВВ толщиной 35 мм. Инициирование взрыва осуществлялось с торца слоя ВВ, в результате вдоль оболочки распространялась скользящая детонационная волна. Она вызывала в материале оболочки ударную волну и создавала импульс для схождения оболочки к оси симметрии. В результате схождения был получен сплошной цилиндр диаметром около 50 мм.

В поперечном сечении цилиндра были обнаружены четыре кольцевые зоны с измененной структурой, что свидетельствует об осесимметричном характере радиальной деформации. Во второй (считая от поверхности) зоне была обнаружена необычная структура, в которой мартенситоподобная структура, возникшая в свободном феррите, существовала с деформированным перлитом. Такая мартенсито-перлитная структура имела повышенную микротвердость. Следовательно, в свободном феррите произошел цикл $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ превращений. В третьей зоне в результате превращений образовалась

мелкозернистая структура на месте свободного феррита, и в перлите также происходило образование аустенита. В этой зоне микротвердость уменьшалась до значений твердости отожженной стали.

Наблюдаемые структурные изменения обусловлены, главным образом, повышением температуры при высокоскоростной пластической деформации. Степень и скорость деформации сильно возрастают от поверхности к оси цилиндра. На поверхности истинная деформация $e = 1$, вблизи оси $e = 5$. Скорость деформации возрастает, соответственно, от $\sim 0.3 \times 10^5 \text{ с}^{-1}$ до $\sim 1.7 \times 10^5 \text{ с}^{-1}$. При таких скоростях энергия деформации переходит в теплоту, и металл испытывает сверхбыстрый нагрев до высоких температур. Температуры вблизи оси превышают 1000°C , скорость нагрева достигает $3 \times 10^7 \text{ К/с}$. При таком нагреве структурные составляющие стали (феррит и перлит) превращаются в аустенит независимо. Превращение свободного феррита в аустенит происходит без участия диффузии, а для превращения перлита необходимы диффузионные процессы растворения цементита. Превращение перлита в аустенит при сверхбыстром нагреве тормозится, а превращение феррита, наоборот, облегчается вследствие действия высокого давления.

Таким образом, в данном эксперименте обнаружены два новых эффекта: 1) необычная последовательность образования аустенита, при которой сначала превращается свободный феррит, а потом перлит; 2) закалка в свободном феррите (баротермическая закалка), при которой получается мартенсито-перлитная структура.

Работа выполнена по теме «Структура» (№ AAAA-A18-118020190116-6).

СЕКЦИЯ 1

«СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ»



ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИСПЫТАНИЯ И РЕЖИМОВ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА НА ТРИП-ЭФФЕКТ В МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Столяров В.В.¹, Терентьев В.Ф.²

¹*Институт машиноведения РАН*

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

vlstol@mail.ru

Метастабильные аустенитные ТРИП стали давно используются для изготовления ответственных деталей автомобилей и вертолетов. Ряд внешних и внутренних факторов влияют на мартенситное превращение и, следовательно, на ТРИП эффект, который заключается в одновременном повышении прочности и пластичности таких сталей. Традиционно деформационное поведение ТРИП сталей изучают в условиях растяжения при комнатной температуре, которая, как правило, выше температуры Ms (в отсутствие напряжения) остаточного аустенита. Однако для ряда применений важно знать температурные границы проявления ТРИП эффекта. Кроме того, в технологии получения тонких лент из ТРИП стали заметную роль может играть электропластический эффект (ЭПЭ). Настоящее исследование направлено на изучение влияния ЭПЭ и температурной зависимости ТРИП эффекта на механические свойства и фазовый состав метастабильной аустенитной ТРИП стали.

Исследовали холоднокатаную ленту ($\varepsilon=40\%$, $\delta=0,3$ мм, сталь 23Х15Н5АМ3-Ш) в аустенитно-мартенситном состоянии 50/50. Испытания на растяжение выполняли в температурном интервале $-120\dots+400$ °C со скоростью деформации $\dot{\varepsilon}=8,3\times10^{-4}$ с⁻¹. Режим импульсного тока при растяжении варьировали за счет плотности, длительности и частоты импульсов. Фазовый состав определяли методом РСА.

Снижение температуры в интервале $-120 - +20$ °C повышает деформационное упрочнение, увеличивающееся с ростом деформации, что приводит к исчезновению ТРИП эффекта и зуба текучести ниже -100 °C. Исчезновение зуба текучести и площадки текучести может свидетельствовать о росте количества мартенсита и реализации одного из бездиффузионных механизмов деформации – мартенситного превращения [1]. Интересно, что относительное удлинение при этом сохраняется на достаточно высоком уровне (~ 20-25 %).

Повышение температуры в интервале 20-400 °C приводит к исчезновению площадки текучести (при 100 °C) и двукратному снижению прочности (при 400 °C). Количество мартенсита деформации уменьшается вдвое. Влияние ТРИП эффекта на механические свойства снижается уже при температуре 50 °C и практически отсутствует при температурах выше 100 °C.

Влияние на ТРИП эффект импульсного тока зависит от его режимов. С повышением интенсивности воздействия (плотности тока, частоты, длительности импульса), т.е. преимущественно теплового вклада, происходит подавление A→M превращения, деградация и исчезновение ТРИП эффекта.

В целом температурные границы проявления ТРИП эффекта связаны с термической стабильностью аустенитной фазы.

1. Вираховский Ю.Г., Георгиева И.Я., Гуревич Я.Б., Замбржицкий В.Н., Максимова О.П., Ногаев М.А., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Использование мартенситного превращения, вызываемого деформацией, для повышения пластичности аустенитных сталей, упрочненных темпным наклепом // ФММ. 1971. Т. 32. № 2. С. 348 – 363.

**МЕХАНИЧЕСКАЯ И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ФАЗОВОГО СОСТАВА
И СПЕЦИАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА АЗОТИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ
КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ**

Капуткина Л.М., Смарыгина И.В., Свяжин А.Г., Киндоп В.Э.

НИТУ «МИСиС»

kaputkina@mail.ru

Коррозионностойкие аустенитные стали являются универсальным материалом, используемым в качестве теплостойкого для изделий и конструкций, работающих при повышенных температурах, или хладостойкого и криогенного для работы в условиях низких температур.

Применяемые в настоящее время базовые системы легирования аустенитных сталей: Cr–Ni, Cr–Mn, Cr–Ni–Mn с дополнительным комплексным микролегированием Nb, Ti, V и др. или добавкой других легирующих элементов (Mo, Cu, Al, N и др.) для получения требуемых специальных свойств.

Азот – аустенитообразующий элемент, часто используется в качестве заменителя никеля. Возможно создание безникелевых аустенитных коррозионностойких сталей. В отличие от углерода азот повышает прочность без снижения коррозионной стойкости стали. Регулируемое выделение нитридной фазы с весьма малыми размерами расширяет возможности создания высокопрочных сталей различного применения.

Особенности азота как легирующего элемента определяют технологию и оборудование, необходимые для выплавки и получения качественного слитка. Предельное содержание азота ограничено давлением газовой фазы.

Сбалансированность состава сталей по основным легирующим элементам, включая азот, обеспечивает технологичность при выплавке, разливке, горячей и холодной обработке.

На основе теоретических расчётов и экспериментальных исследований механических, физических и специальных свойств были разработаны новые конструкционные высокопрочные коррозионностойкие аустенитные азотистые стали и предложены режимы их обработки.

Разработанные стали отличаются высокой конструкционной прочностью в широком диапазоне температур при статическом и динамическом нагружении; термической (более 500–1000 циклов в интервале -100°C – $(+100)^{\circ}\text{C}$) и механической (более 10^6 циклов при $\sigma_{\max} = 0,9\sigma_{0,2}$) стабильностью структуры и свойств; высокой коррозионной стойкостью в неорганических хлоридсодержащих средах (скорость коррозии в морской воде $< 0,01 \text{ мм/год}$) и биологически активных средах сульфатредуцирующих бактерий; высокой кавитационной стойкостью; особыми физическими свойствами (немагнитные с низкой магнитной проницаемостью μ_0 не более 1,002); хорошей свариваемостью.

При использовании в качестве теплостойких материалов стали могут быть дополнительно упрочнены в результате регламентированного старения.

Стали могут быть использованы взамен стали типа X18H9 и произведены на существующем оборудовании для производства продукции в литейном и деформируемом вариантах различного сортамента.

**ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ НА ЕЕ ЭВОЛЮЦИЮ В СПЛАВЕ
СПЛАВА AL-4.5(СЕ, LA) ПОСЛЕ ИПД И ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГОВ**
Медведев А.Е., Мурашкин М.Ю.

Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет
deckard@list.ru

Легирование чистого алюминия приводит к повышению его механической прочности за счет образования твердого раствора и/или его распада. В то же время, наиболее значимым фактором, вызывающим снижение электропроводности, являются растворенные атомы [1,2]. Нерастворимые системы на основе Al, такие как Al-PЗМ, перспективны в качестве электрических проводников, поскольку эти легирующие элементы почти не оказывают отрицательного влияния на электропроводность [3]. Высокая стоимость добавок РЗМ ограничивает их использование в алюминиевых сплавах. Более того, Могучева и соавт. [4] показали, что отжиг в интервале 500-600 °C изменяет морфологию интерметаллической фазы в сплаве Al-8% РЗМ, повышая пластичность сплава и уменьшая его механическую прочность. Такое фазовое морфологическое преобразование может изменить протекание микроструктурных изменений во время ИПД, поэтому была проведена предварительная термообработка исследуемого сплава.

В данном исследовании было показано, что относительно небольшого добавления легирующих элементов РЗМ (~4,5%) достаточно для получения хорошей комбинации механической прочности (500 МПа) и электропроводности (52,2% IACS) с помощью интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) с последующим отжигом при 280 °C;

Было показано, что сфероидизирующая термообработка (СО, 550°C в течение 3 часов) перед ИПДК позволяет снизить температуру отжига после деформации до 230°C для получения наилучшего сочетания прочности (430 МПа) и проводимости (55,9% IACS);

Кроме того, было обнаружено, что СО до ИПД оказывает влияние как на свойства, так и на морфологию фазы как до, так и после деформации. СО изменяет микроструктуру сплава, превращая интерметаллидные пластины в сферические частицы;

Список литературы

- [1] M.Y. Murashkin, I. Sabirov, A.E. Medvedev, N.A. Enikeev, W. Lefebvre, R.Z. Valiev, X. Sauvage, *Materials & Design* **90** (2016) 433-442.
- [2] S. Kasap, P. Capper (eds) Springer handbook of electronic and photonic materials, Springer, Wurzburg, 2006.
- [3] R.Z. Valiev, M.Y. Murashkin, I. Sabirov, , *Scripta Materialia* **76** (2014) 13-16.
- [4] I. Matveeva, N. Dovzhenko, S. Sidelnikov, L. Trifonenkov, V. Baranov, E. Lopatina, , Light Metals 2012 - TMS 2013 Annual Meeting and Exhibition, March 3, 2013 - March 7, 2013, Minerals, Metals and Materials Society, San Antonio, TX, United states, 2013, pp. 443-447.

ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННАЯ ОБРАБОТКА БИМЕТАЛЛОВ В АНОДНОМ ПРОЦЕССЕ

Дураджи В.Н.¹, Капуткин Д.Е.^{1,2}, Капуткина Н.А.³

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

² Московский государственный технический университет гражданской авиации

³ Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)
kaputkin@mail.ru

Электролитно-плазменные процессы являются новыми высокоэффективными и экологически чистыми методами обработки поверхности металлов и сплавов и могут быть использованы для термической и химико-термической обработки, для полирования и очистки металлических поверхностей. Настоящая работа связана с изучением режимов, устанавливающихся на активном электроде из биметалла при анодном процессе, и использования этих режимов для термической и химико-термической обработки одной из поверхности биметалла, а также для синхронной полировки его поверхностей.

Процессы на активном аноде в электролитической ячейке в зависимости от приложенного напряжения можно подразделить на пять режимов [1]. А именно: 1) низковольтного электролиза; 2) коммутационный режим; 3) режим нагрева; 4) электрогидродинамический (ЭГД) режим; 5) режим контактных электрических разрядов. Для различных металлов, входящих в состав биметалла, можно подобрать такие электролиты и рабочие напряжения, чтобы для одного металла реализовался, например, режим нагрева, а для другого – ЭГД режим. В этом случае можно проводить поверхностную термическую или химико-термическую обработку первого металла без нагрева второго (Табл. 1). Также возможно реализовывать одинаковый режим и проводить, например, одновременную полировку обоих металлов (Табл. 2), что часто сложно реализовать другими способами.

Таблица 1. Параметры обработки биметаллических изделий

Биметалл	Нагреваемый металл	Температура в зоне нагрева, °C	Температура в зоне ЭГД режима, °C	Напряжение на электродах, В
Титан-сталь	сталь	620	80	300
Молибден-сталь	сталь	630	90	300
Алюминий-сталь	сталь	720	90	180
Алюминий-сталь	сталь	850	90	220
Алюминий-латунь	латунь	850	90	210

Таблица 2. Влияние времени обработки в ЭГД режиме на коэффициент отражения биметалла сталь-алюминий.

Материал	Исходное состояние	Время обработки, мин.			
		2	4	6	8
Сталь 12Х18Н10Т	0,005	0,278	0,292	0,343	0,424
Al сплав АД31	0,022	0,211	0,278	0,338	0,411

1. Duradji, V. N., Kaputkin, D. E. Metal surface treatment in electrolyte plasma during anodic process electrochemical engineering. *Journal of The Electrochemical Society*, **163** (3) E43-E48 (2016).

**EFFECT OF COLD ROLLING AND THERMAL CYCLING ON MARTENSITIC
TRANSITION IN FE-MN-SI ALLOYS**

**Living S.¹, Cheverikin V.V.¹, Zadorozhnyy M.Y.¹, Cheng W.C.², Balagurov A.M.^{3,4},
Bobrikov I.A.³, Golovin I.S.¹**

¹*National University of Science and Technology “MISIS”, Leninsky ave. 4, 119049 Moscow,
Russia*

²*Dept. of Mechanical Engineering, NTUST, Taipei, Taiwan, Republic of China*

³*Frank Laboratory of Neutron Physics, Joint Institute for Nuclear Research, 141980 Dubna,
Russia
liying.sun@mail.ru*

The microstructural changes, volume fraction of co-existent phases and internal friction of cold rolled Fe-22Mn-3Si (wt.%) and Fe-26Mn-4Si (wt.%) alloys have been studied during thermal cycling over the phase transition by using *in situ* neutron diffraction, scanning and transmission electron microscopes, DSC and mechanical spectroscopy. The typical microstructure of these alloys at room temperature after various heat treatments contains a mixture of γ -austenite (FCC) and ϵ -martensite (HCP) phases. After several thermal cycles, volume fraction of ϵ -martensite in the annealed Fe-22Mn-3Si increases, while volume fraction of ϵ -martensite in the cold rolled Fe-26Mn-4Si decreases. These results explain the changes in the hardness with thermal cycling by increasing the ratio ϵ/γ in the Fe-22Mn-3Si sample and by decreasing the ratio ϵ/γ in the Fe-26Mn-4Si sample. From *in situ* neutron diffraction tests, we found that microstrains are isotropic in the γ -austenite in the samples, whereas microstrains in the ϵ -martensite are pronouncedly higher and strongly anisotropic. During thermal cycles, the internal friction and DSC peak for the direct martensitic transformation shifts in the direction of a lower temperature, for the reverse martensitic transformation shifts to a higher temperature, enhancing the thermal hysteresis ΔT . The transmission electron microscope and neutron diffraction results demonstrate that lattice defects accumulation in the γ -austenite and ϵ -martensite phases due to the volume difference of the transformed phases. They explain corresponding increase in the martensitic transformation hysteresis.

**ПРЯМОЕ ЛАЗЕРНОЕ ВЫРАЩИВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА
INCONEL 625 /TiC**

Базалеева К.О., Александрова А.А., Коробейников Д.А.

АО «ВНИИНМ им.А.А. Бочвара», Москва

bazaleevak@mail.ru

Прямое лазерное выращивание (лазерная наплавка) является одной из аддитивных технологий, основанной на послойном синтезе объекта путем синхронной и коаксиальной подачи порошкового материала и лазерного излучения в заданную точку пространства. Лазерное излучение формирует на кристаллической подложке ванну расплава, куда подается порошковый материал, и там он претерпевает перекристаллизацию при высоких скоростях нагрева и охлаждения. В настоящее время прямое лазерное выращивание рассматривается, в том числе как перспективный способ получения композиционных металлических материалов.

Объектом данного исследования является композиционный материал, полученный из порошков никелевого сплава Inconel 625 и карбида TiC; содержание карбида

составляет 20 %. Синтез проводился при следующих значениях технологических параметров: мощность лазера варьировалась в интервале от 400 до 1000 Вт, скорость сканирования поверхности лазером – 500 мм/мин, диаметр фокусирующего пятна – 1 мм, стратегия плавления – продольная. Порошковая смесь подавалась в зону лазерного воздействия потоком Ar, расход порошка составлял 3 г/мин, в качестве подложки использовалась сталь Ст3. Известно, что структура и свойства наплавленного объекта существенно зависят от большого количества параметров процесса; в данной работе исследовалось влияние исходного состояния порошковой смеси. При синтезе материала в качестве исходных использовались смеси, полученные путем отдельной подачи порошков никелевого сплава и карбида титана; их предварительного смешивания в гравитационном смесителе при вращении с частотой 60 об/мин в течение 4-х часов; и их предварительного смешивания в планетарной шаровой мельнице (шары из стали ШХ15 диаметром 6 мм) в течение 20 минут с частотой вращения 400 об/мин.

Показано, что не зависимо от мощности лазера только при использовании предварительного смешивания порошков в планетарной шаровой мельнице удается получить наплавленный слой Inconel 625/TiC без трещин. Установлено, что трещинообразование в исследуемом композиционном материале зависит от морфологии карбидных частиц после перекристаллизации порошкового материала: трещины зарождаются в зоне с дендритной структурой карбида TiC и отсутствуют в зоне с карбидами сферической формы. Разная форма карбидных частиц в наплавленном слое при использовании одних и тех же мощностей лазера объясняется разным исходным состоянием порошковой смеси: предварительное смешивание в планетарной шаровой мельнице приводит к образованию карбидного слоя на поверхности порошинок никелевого сплава, что существенно меняет теплофизические свойства порошка и влияет на процесс их перекристаллизации.

ВЛИЯНИЕ ДВОЙНИКОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЭКВИАТОМНЫХ ГЦК-ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ С НИЗКОЙ ВЕЛИЧИННОЙ ЭНЕРГИИ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ

Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Выродова А.В., Победенная З.В., Поклонов В.В.,
Куксгаузен И.В., Куксгаузен Д.А.

Сибирский физико-технический институт Национального исследовательского
Томского государственного университета, г. Томск
wirodowa@mail.ru

На монокристаллах эквиатомных ГЦК - высокотропийных сплавов (ВЭС) Co₂₅Cr₂₅Fe₂₅Ni₂₅ и Co₂₀Cr₂₀Fe₂₀Mn₂₀Ni₂₀ (ат. %) с низкой величиной энергии дефекта упаковки $\gamma_0=0.019-0.022$ Дж/м², ориентированных вдоль [111]-, [144]-, [011]-, [123]- направлений, при деформации растяжением исследованы протяженность стадии линейного упрочнения, коэффициент деформационного упрочнения $\Theta_{II}=d\sigma/d\varepsilon$ и пластичность в зависимости от числа действующих систем двойникования при температуре испытания 296 и 77К.

1. Установлено, что при 296К в монокристаллах эквиатомных ГЦК-ВЭС основным механизмом пластической деформации, который определяет стадийность кривых течения, $\Theta_{II}=d\sigma/d\varepsilon$ и пластичность является скольжение. $\Theta_{II}=d\sigma/d\varepsilon$ в исследуемых ориентациях на стадии линейного упрочнения не зависит от ориентации оси кристалла,

как и в ГЦК чистых металлах и их сплавах замещения. Двойникование, которое в $\bar{[11]}$ - , $\bar{[144]}$ - , $[011]$ - кристаллах развивается после небольшой деформации 5-10% одновременно со скольжением не играет определяющей роли в упрочнении. Пластичность при развитии скольжения в нескольких системах достигает 55-60%, а в одной 75-80%.

2. При 77К за счет сильной температурной зависимости τ_{kp}^{ck} (77K)/ τ_{kp}^{ck} (296K)=1.8-1.95 и уменьшения величины энергии дефекта упаковки γ_0 с понижением температуры испытания двойникование в монокристаллах эквивалентных ГЦК-ВЭС является конкурирующим со скольжением механизмом деформации. При 77К стадийность кривых течения, протяженность стадии линейного упрочнения и $\Theta_H=d\sigma/d\varepsilon$ на этой стадии определяются числом развивающихся систем двойникования. При развитии двойникования преимущественно в одной системе одновременно со скольжением деформационное разупрочнение оказывается значительно меньше, чем при развитии двойникования одновременно в нескольких системах. Максимальный эффект деформационного упрочнения при развитии двойникования в двух системах наблюдается в $\bar{[11]}$ - и $\bar{[144]}$ -кристаллах. Установлено, что подавление процессов поперечного скольжения и образование шейки по условию Консidera при развитии двойникования в одной системе одновременно со скольжением увеличивает протяженность стадии линейного упрочнения и пластичность по сравнению с комнатной температурой испытания. В $\bar{[123]}$ - кристаллах пластичность при 77К при развитии двойникования в одной системе составляет 115% и оказывается в 2 раза больше, чем при 296К. В $\bar{[144]}$ -кристаллах развитие двойникования в нескольких системах при 77К, напротив, сопровождается уменьшением пластичности в 2 раза по сравнению с 296К, когда двойникование развивается преимущественно в одной системе.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 19-19-00217.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МОНО- И ПОЛИКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА FeMnCrNiSi ПРИ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЕМ

Бессонова И.Г., Куксгаузен И.В., Киреева И.В., Чумляков Ю.И.

Национальный исследовательский Томский государственный университет
79516284172@yandex.ru

В настоящей работе представлены результаты исследования $\sigma(\varepsilon)$ - кривых течения при температуре 208 К для $\bar{[144]}$ - монокристаллов и поликристаллов сплава Fe – 15 % Mn – 10 % Cr – 8 % Ni – 4 % Si (масс. %) при деформации растяжением. Для однородного распределения элементов по образцу после роста и выплавки моно- и поликристаллов, соответственно, были проведены высокотемпературные гомогенизационные отжиги при $T = 1373$ К в течение 14 часов в атмосфере гелия. Для исследования выбраны монокристаллы, ориентированные вдоль $\bar{[144]}$ – направления с максимальным значением фактора Шмида для γ - ϵ мартенситного превращения и поликристаллы с крупным размером зерна от 1000 до 1500 мкм.

На кривых течения при температуре 208 К в поликристаллах можно выделить стадии деформации с разными коэффициентами деформационного упрочнения $\theta = d\sigma/d\varepsilon$. Начало пластического течения в монокристаллах происходит при

напряжениях 237 МПа, а в поликристаллах - при 267 МПа с появлением зуба текучести, свидетельствующего о неустойчивости развития пластической деформации. После зуба текучести наблюдается срыв нагрузки в монокристаллах на 23 МПа, а в поликристаллах на 13 МПа, далее следует плато с θ равным нулю – полоса Людерса: в [144] – ориентации плато развивается до $\varepsilon \approx 9\%$, а в поликристаллах до $\varepsilon \approx 3\%$. При этом металлографически наблюдается ϵ -мартенсит в одной системе. С увеличением деформации $\varepsilon > 9\%$ в монокристаллах, и $\varepsilon > 3\%$ в поликристаллах, идет стадия упрочнения с коэффициентом деформационного упрочнения $\theta = 1300$ МПа и $\theta = 210$ МПа, соответственно. Стадия упрочнения связана с развитием $\gamma - \epsilon$ превращения в двух системах, что подтверждается металлографически. В [144] – монокристалле в интервале $176\% < \varepsilon < 187\%$ на $\sigma(\varepsilon)$ кривой наблюдается динамическая нестабильность, связанная с развитием $\gamma - \epsilon - \alpha$ превращения. В поликристаллах такая нестабильность, с последующим разрушением образца, наблюдается в интервале $10.6\% < \varepsilon < 20\%$.

Монокристаллы [144] – ориентации при деформации растяжением обладают пластичностью ε равной 190 %, что в 9.5 раз больше, чем $\varepsilon = 20\%$ в поликристаллах. В ходе пластической деформации достигаются напряжения разрушения, которые в монокристаллах равны 610 МПа, а в поликристаллах равны 266 МПа.

Таким образом, показано, что при деформации растяжением при $T = 208$ К поведении $\sigma(\varepsilon)$ кривой на ранних стадиях деформации (до 20%) в моно- и поликристаллах оказывается близким. Монокристаллы характеризуются большей пластичностью и высоким пределом прочности по сравнению с поликристаллами с крупным размером зерна.

О ВОЗМОЖНЫХ СЦЕНАРИЯХ ФОРМИРОВАНИЯ ЛИНЗОВИДНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ

Кащенко М.П.^{1,2}, Кащенко Н.М.¹, Чащина В.Г.^{1,2}

¹ Уральский федеральный университет

² Уральский государственный лесотехнический университет
mpk46@mail.ru

Как известно [1], в сплавах на основе железа кристаллы с габитусами $\{259\}_\gamma - \{31015\}_\gamma$ имеют линзовидную форму. Центральная тонкопластинчатая часть кристаллов (мидриб) полностью двойникова. В настоящее время формирование тонкоплатинчатых кристаллов, включая неоднородность двойниковой структуры (ДС), адекватно описывается динамической теорией мартенситных превращений [2-4], как результат согласованного действия коротковолновых (s) и относительно длинноволновых (ℓ) смещений. Согласно [5], к мидрибу прилегает частично двойникованная зона, с которой контактирует дислокационный мартенсит, содержащий винтовые дислокации, а мартенсит периферийной зоны содержит дислокационные клубки. Судя по известным изображениям, частично двойникованная зона возникла как результат первичного прорастания микрокристаллов мартенсита (с толщиной порядка толщины основных компонент ДС). С учетом того, что граница раздела двойников определяется парой s -волн, габитусы микрокристаллов должны принадлежать семейству $\{110\}_\gamma$. Поскольку деформация сдвига в кристалликах с габитусами $\{110\}_\gamma$ происходит в направлении $<1-10>_\gamma$, указанные сдвиги могут порождать зону винтовых дислокаций в мартенсите. Не исключено, что в процесс формирования винтовых дислокаций вносит

вклад механизм перехода к вырожденной структуре двойников превращения, объясняющий, в частности, образование винтовых дислокаций в кристаллах пакетного мартенсита [6].

Возможен и сценарий, при котором в процессе формирования центральной двойникованной зоны торцы основных компонент ДС играют роль источников «затравочных» волн, формирующих линзовидный фронт единой макроволны. Эта макроволна вместе с многочисленными спонтанными $s-\ell$ ячейками способна в режиме ВДС породить в линзовидной области и мартенсит, и дислокации.

Список литературы

Г.В. Курдюмов, Л.М. Утевский, Р.И. Энтин. Превращения в железе и стали / – М.: Наука, 1977. – 240 с.

Кащенко М. П., Чащина В. Г., Динамическая модель сверхзвукового роста мартенситных кристаллов // УФН. 2011. Т.181. № 4. С. 345-364.

Kashchenko, M.P., Kashchenko N.M., Chashchina, V. G. // Materials Today: Proceedings. -2017. –V. 4. –P. 4605-4610

A. Shibata, S. Morito, T. Furuhashi, T. Maki. Morphology and Crystallography of Martensite in Ferrous Alloys (presentation). Kyoto University, Japan.

Кащенко М. П., Кащенко Н.М., Чащина В.Г.// ФТТ. 2020. Т.62. №1. (в печати).

Кащенко М.П., Чащина В.Г. Динамическая модель формирования двойниковых мартенситных кристаллов при $\gamma - \alpha$ превращении в сплавах железа. Екатеринбург: УГЛТУ, 2009. 98 с.

ИЗУЧЕНИЕ КИНЕТИКИ РАСТВОРЕНИЯ ОКСИДНЫХ ПЛЁНОК НА ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ПРИ ОБРАБОТКЕ В ВАКУУМЕ

Скворцова С.В., Гвоздева О.Н., Шалин А.В., Степушин А.С., Макаров Ф.В.

«Московский авиационный институт», Москва
gon7133@mail.ru

Комплекс механических свойств титановых сплавов зависит от условий эксплуатации полуфабрикатов и изделий и определяется типом их структуры. В частности, на уровень пластических и прочных характеристик большое влияние оказывает морфология и размер структурных составляющих. Нередко материал должен обладать сочетанием свойств, уровень которых обеспечивается разными типами структуры, тогда в полуфабрикатах или изделиях создают бимодальную структуру, в которой структурные составляющие одной фазы имеют разную морфологию. Другой путь – это создание объёмной градиентной структуры, в которой наблюдается плавный переход от одного типа структуры на поверхности к другому в центре. В некоторых случаях существует потребность в создании по сечению полуфабрикатов «линейной» градиентной структуры, т.е. когда изменения в структуре происходит от одной стороны полуфабриката или изделия до противоположной. «Линейное» преобразование структуры может быть осуществлено с помощью обратимого легирования водородом, но для этого необходимо «изолировать» три стороны полуфабриката или изделия от возможности проникновения водорода. Известно, что оксидная плёнка, образующаяся на поверхности титана, препятствует проникновению водорода, но она растворяется при нагреве в вакууме.

Поэтому целью исследований было изучить стойкость оксидных плёнок, сформированных при термической обработке в воздушной атмосфере, в процессе

последующего вакуумного отжига. Исследования проводили на образцах из промышленного сплава ВТ6 с пластинчатым типом структуры.

На первом этапе работы для формирования на поверхности образцов оксидных плёнок они подвергались изотермической выдержки в течение от 1 до 4 часов в интервале температур $600^{\circ} - 900^{\circ}\text{C}$ с последующим охлаждением на воздухе. После проведения термических обработок внешний вид оксидной пленки оценивался визуально и по привесу, а толщина оксидной плёнки и альфированного слоя – измерением микротвёрдости. Анализ полученных результатов показал, что при низкотемпературной обработке ($600^{\circ} - 700^{\circ}\text{C}$) на поверхности образцов формируются сплошные очень тонкие оксидные плёнки. Толщина таких плёнок и альфированного слоя не превышает 15 мкм. Высокотемпературное окисление так же приводит к образованию сплошных, но в тоже время достаточно хрупких оксидных плёнок. Их толщины вместе с альфированным слоем составляет около 150 мкм.

На следующем этапе работы для оценки устойчивости сформированных оксидных плёнок при обработке в вакууме все образцы были подвергнуты вакуумному отжигу при температуре 800°C в течение 1 часа. Установлено, что вакуумный отжиг приводит к полному растворению оксидных плёнок, сформированных при температурах $600^{\circ} - 700^{\circ}\text{C}$, частичному растворению – при нагреве в интервале $750^{\circ} - 800^{\circ}\text{C}$ и полному сохранению оксидных плёнок на поверхности образцов при нагреве выше 800°C .

Таким образом, проведённые исследования показали, что оксидные плёнки, сформированные при термической обработки в воздушной атмосфере при температурах выше 800°C могут быть использованы как способ защиты от проникновения водорода при последующем наводороживающем отжиге.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ

Коробейников Д.А., Базалеева К.О., Александрова А.А., Голубничий А.А.,

Шевердяев М.С., Хватов Д.М.

АО «ВНИИНМ им. А.А. Бочвара», Москва

Korobeynikov.83@mail.ru

Объектом данного исследования является $(\alpha+\beta)$ -титановый сплав ВТ6 (Ti-6%Al-4%V), полученный методом прямого лазерного выращивания (ПЛВ). ПЛВ является одним из методов аддитивных технологий, при котором энергетический поток и порошковый материал подаются одновременно и коаксиально в конкретную точку построения детали.

Целью работы является выявление взаимосвязи между параметрами процесса ПЛВ и структурой наплавленного объекта.

Объекты сплава ВТ6 получены по 3 следующим режимам ПЛВ:

- 1 – мощность лазера $P = 1300$ Вт с охлаждением каждого наплавляемого слоя;
- 2 – $P = 1300$ Вт без охлаждения наплавляемых слоёв;
- 3 – $P = 1800$ Вт без охлаждения наплавляемых слоёв.

Образцы имели форму вертикальных пластин с приблизительными размерами $Д50 \times В50 \times Ш2$ мм, выращенных на подложке из сплава ВТ6.

Известно, что объекты, полученные методом ПЛВ, обладают некоторыми структурными особенностями, а именно, они имеют повышенную пористость; из-за

высоких скоростей охлаждения в них могут формироваться остаточные напряжения, приводящие к возникновению трещин; кроме того, их структура имеет неравновесный характер.

Методом рентгеновского фазового анализа установлено, что в структуре сплава присутствуют α - и β -фазы; количество β -фазы 7÷10 %. Вне зависимости от режима ПЛВ первичные β -кристаллы имели столбчатую, вытянутую вдоль направления роста форму. Внутреннее строение β -зерен представляет собой видманштеттову ($\alpha+\beta$)-структуру. Размеры первичных кристаллов зависят от режима процесса ПЛВ: максимальный размер зерна наблюдался при мощности лазера 1800 Вт; дополнительное охлаждение наплавленных слоев на размеры зерен особого влияния не оказывало.

Рентгеновским методом « $\sin^2\psi$ » в наплавленных объектах сплава ВТ6 определены остаточные напряжения. Исследования показывают, что при использовании режимов без охлаждения наплавленных слоев в поверхностном слое сплава фиксировались растягивающие напряжения порядка 100 МПа, а при режиме с охлаждением в пределах погрешности эксперимента напряжения отсутствовали.

Методом гидростатического взвешивания показано, что исследуемые объекты сплава ВТ6 имеют пористость немного больше 1 %.

На образцах, полученных по разным режимам, также определена микротвердость: минимальным значением твердости (~ 390 НВ) обладает пластина, полученная при мощности лазерного излучения 1800 Вт, при Р = 1300 Вт микротвердость составляла ~ 420 НВ.

ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВО-СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ КОМПЛЕКСНОЛЕГИРОВАННЫХ 12%-НЫХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ

Понкратова Ю.Ю., Базалеева К.О., Голубничий А.А., Чернов А.Д.

АО «ВНИИНМ им. А.А. Бочвара», Москва

person13girl@list.ru

При термическом анализе ферритно-мартенситных сталей системы Fe-12%Cr-Ni-Mo-W-Nb-V-B в некоторых исследованиях была зафиксирована аномалия мартенситного превращения. В процессе охлаждения из высокотемпературной γ -области со скоростями ~ 10 К/мин. в интервале температур 200÷300 °C протекает единственное фазовое превращение: $\gamma \rightarrow \alpha'$ (α' – мартенсит). Однако экспериментально установлено, что соответствующий мартенситному превращению термический эффект в сталях данной системы легирования на кривых температурной зависимости теплофизических характеристик имеет раздвоенный характер (эффект расщепления мартенситного пика). Так как структурные особенности материала могут оказывать существенное влияние на его эксплуатационные характеристики, то установление природы эффекта расщепления и интервалов режимов закалки, в которых он наблюдается, имеет большое практическое значение.

В ходе исследования был проведен дилатометрический анализ стали с использованием различных температурных режимов, а именно, нагрев до температур в интервале от 750 до 1350 °C, выдержка 1 ч и охлаждение до комнатной температуры, а также нагрев до 1200 °C и последующее охлаждение без выдержки и с выдержками 1 и 3 ч. Анализ проводился в потоке Ar, скорость нагрева и охлаждения составляла 15

К/мин., для каждого термического режима была построена корректировочная кривая на стандартном алундовом образце.

Структурный анализ образцов после дилатометрии проводился металлографическим и рентгеноструктурным методами, распределение карбидной фазы изучалось с помощью растровой электронной микроскопии. Также определялись значения микротвердости стали.

В работе было показано, что температура нагрева и выдержка в высокотемпературной γ -области оказывают влияние на эффект расщепления мартенситного пика. Данный эффект наблюдается при нагреве стали до температур в интервале от 900 до 1250 °C, причем максимальный эффект соответствует температуре нагрева 1000 °C, дальнейшее увеличение температуры приводит к уменьшению эффекта, а при температуре 1300 °C он полностью исчезает. Увеличение выдержки оказывает такое же влияние на величину эффекта расщепления мартенситного пика, как и увеличение температуры нагрева. Полученные результаты позволяют утверждать, что эффект расщепления мартенситного пика является следствием негомогенности состава аустенитного твердого раствора: вероятно, после прохождения через двухфазную $(\alpha+\gamma)\square$ -область в структуре присутствуют обогащенный и обедненный легирующими элементами аустенит, для которых значения мартенситных точек отличаются, что и приводит к эффекту расщепления. В процессе гомогенизации аустенитного твердого раствора эффект расщепления исчезает.

Также было показано, что в сталях данной системы легирования при скорости охлаждения 15 К/мин. распад аустенита может идти в два этапа: при температурах 600÷700 °C наблюдается диффузионный этап распада аустенита, а при температурах ниже 400 °C – мартенситный.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ РАВНОВЕСИЕ КУБИЧЕСКОГО И ТЕТРАГОНАЛЬНОГО МАРТЕНСИТА ИЛИ БЕЙНИТНОГО ФЕРРИТА В СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОД В СЛУЧАЕ ЗАПРЕТА НА ОБРАЗОВАНИЕ КАРБИДОВ

Булдашев И.В., Мирзаев Д.А.

Южно-Уральский Государственный Университет, Челябинск

buldashev.ivan@mail.ru

В работе [1], основываясь на теории Зинера-Хачатурияна [2], были рассчитаны химические потенциалы железа и углерода в твердых растворах Fe-C с тетрагональной и кубической решетками. На основе этого анализа получены уравнения равновесия кубического и тетрагонального бейнитного феррита или мартенситных фаз:

$$RT \left(\ln \left(\frac{x_C^T}{3 - 4x_C^T} \right) - \ln \left(\frac{x_C^\alpha}{3 - 4x_C^\alpha} \right) \right) - \frac{2}{3} \frac{x_C^T}{1 - x_C^T} \left(N_0 \lambda_0 \eta^2 + \frac{1}{3} {}^0 L_{Fe:Va,C}^{bcc} \right) + \\ + \frac{2}{9} \left(\frac{x_C^\alpha}{1 - x_C^\alpha} \right) {}^0 L_{Fe:Va,C}^{bcc} + \frac{RT}{3} [2(1 - \eta) \ln(1 - \eta) + (1 + 2\eta) \ln(1 + 2\eta)] = 0 \quad (1)$$

$$3RT \left(\ln \left(\frac{3 - 4x_C^T}{3(1 - x_C^T)} \right) - \ln \left(\frac{3 - 4x_C^\alpha}{3(1 - x_C^\alpha)} \right) \right) + \frac{1}{3} \left(\frac{x_C^T}{1 - x_C^T} \right)^2 \left(N_0 \lambda_0 \eta^2 + \frac{1}{3} {}^0 L_{Fe:Va,C}^{bcc} \right) - \frac{1}{9} \left(\frac{x_C^\alpha}{1 - x_C^\alpha} \right)^2 {}^0 L_{Fe:Va,C}^{bcc} = 0 \quad (2)$$

где x_C^α и x_C^T - атомные доли углерода в кубической α - и T – тетрагональной фазах. N_0 – количество атомов железа, λ_0 – параметр деформационного взаимодействия, а η – параметр порядка в теории Хачатуриана. Величина ${}^0L_{FeVa,C}^{bcc}$ в модели Хиллерта-Стадфонсона эквивалентна энергии смешения атомов углерода и октаэдрических пор. Критика Агреном значения этой величины у Густафсона и сделанные Маклелланом и Бхадешиа поправки привели в итоге нас к величине 1300 кДж/моль, которая использовалась при совместном решении уравнений (1) и (2). Результаты расчета представлены на Рис.1 в виде диаграммы, из которой видно, что при 300 К кубический мартенсит, содержащий 0,24 масс. % С находится в равновесии с тетрагональным мартенситом с концентрацией 0,57 масс.% С. Приблизительно в этом интервале наблюдается нарушение линейности отношения c/a в зависимости от содержания углерода по Г.В. Курдюмову [3].

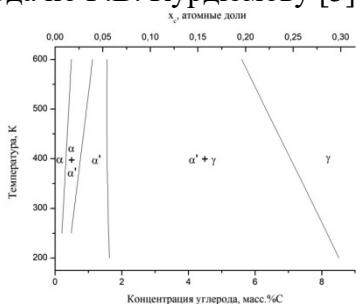


Рис.1. Низкотемпературная метастабильная диаграмма фазового равновесия Fe-C.

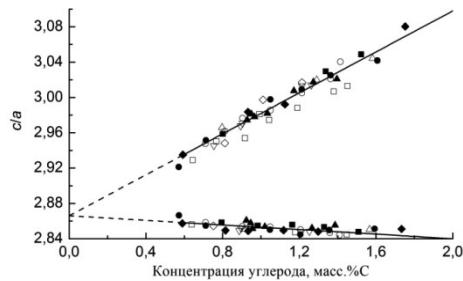


Рис.2. Зависимость отношения параметров решетки c/a углеродистого мартенсита от содержания углерода по Курдюмову.

Список литературы:

1. Мирзаев Д.А., Мирзоев А.А., Булдашев И.В., Окишев К.Ю. // ФММ. 2017. Т. 118. № 6. С.547-553.
2. Хачатуян А.Г. Теория фазовых превращений и структура твердых растворов. М.: Наука, 1974. 384 с.
3. Курдюмов Г.В. Явления закалки и отпуска. М., Металлургиздат, 1960. 64 с.

ВЛИЯНИЕ КОМПЛЕКСНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ ОПЫТНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЛЮМИНИЯ

Слезов С.С., Лиджиев А.А., Сперанский К.А.

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)»

slezov93@mail.ru, arslang@bk.ru, speranski.konstantin@mail.ru

Разработка новых материалов для создания режущего медицинского инструмента, применяемого в травматологии и ортопедии, является актуальной задачей. Использование прочного, коррозионностойкого, износостойкого инструмента является неотъемлемой частью проведения качественных и высокоточных операций. Именно

поэтому применение высокомодульных титановых сплавов с повышенным содержанием алюминия является перспективным для данных целей.

В данной работе представлены результаты исследования влияния термоводородной обработки, пластической деформации и вакуумного ионно-плазменного азотирования на фазовый состав, структуру, кристаллографическую текстуру и твердость опытного ($\alpha+\beta$) - титанового сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2,0Mo с повышенным модулем упругости.

Наводороживающий отжиг образцов проводили в установке Сивертса по двухступенчатому режиму до концентраций 0,3 и 0,6% (масс.) при температурах 850–750°C. Дополнительное легирование водородом до выбранных концентраций не изменяет фазового состава сплава при нормальной температуре, приводя только к увеличению объемной доли более пластичной β -фазы.

Осадку образцов в торец осуществляли при температурах 800 и 850°C. Результаты испытаний на осадку показали, что водород приводит к снижению предела текучести сплава на 130 и 200 МПа. Это позволяет осуществлять горячую пластическую деформацию по режимам, принятым для промышленных конструкционных титановых сплавов.

Вакуумный отжиг образцов после осадки проводили по двум режимам:

- 1) двухступенчатый: 550°C, 1,5 часа + 650°C, 4 часа;
- 2) одноступенчатый при температуре 850 °C в течение 3 часов.

При реализации первого режима формируется структура бимодального типа. Она содержит первичную α -фазу, сформировавшуюся при пластической деформации, с размером 2–5 мкм и вторичную мелкодисперсную α -фазу в β -матрице. Вакуумный отжиг по второму режиму приводит к формированию типичной глобуллярной ($\alpha+\beta$)-структуры со средним размером α -частиц около 5 мкм.

Вакуумное ионно-плазменное азотирование цилиндрических образцов проводили в модернизированной установке «Булат-6Т» при температуре 600 °C в течение 1 часа в смеси азота и аргона. Установлено, что средняя микротвердость поверхности азотированного образца без термоводородной обработки увеличилась на 230 ед.HV_{0,05}, образца, азотированного после термоводородной обработки на 250 ед.HV_{0,05}. Общая глубина упрочненного поверхностного слоя этих образцов составила, соответственно, около 100 мкм и около 150 мкм.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ ZnO-Ag, ПОЛУЧЕННОГО ТЕХНОЛОГИЕЙ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ

Романов Д.А., Московский С.В., Громов В.Е., Филяков А.Д., Будовских Е.А.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
romanov_da@physics.sibsiu.ru

В работе впервые получены электроэррозионностойкие покрытия системы ZnO-Ag методом электровзрывного напыления. Структура покрытий изучена методом атомно-силовой микроскопии и сканирующей электронной микроскопии. Сформированное покрытие является однородным по структуре композиционным материалом, состоящим из серебряной матрицы и расположенных в ней включений ZnO. На границе покрытие/подложка обнаружены поверхностные периодические структуры.

Методами сканирующей электронной микроскопии проведены исследования структуры и элементного состава поперечного шлифа системы «покрытие/подложка» сформированной электровзрывным методом. Анализ полученных результатов показывает, что сформированное покрытие является однородным по структуре композиционным материалом. По морфологии структуры и контрасту травления формирующееся покрытие состоит из светлой серебряной матрицы и темных включений ZnO с размерами, изменяющимися в пределах от 0,3 до 0,5 мкм. Элементный состав покрытия анализировали методами микрорентгеноспектрального анализа. Концентрации меди, кислорода и серебра в покрытии незначительно изменяются по его толщине. Этот факт также свидетельствует о структурной однородности полученного покрытия.

Удалось выявить важный структурный элемент – глобулу ZnO, частицу сферической формы диаметром от 2 до 5 нм. Налицо многоуровневая иерархическая структура покрытия системы ZnO-Ag в основе которой лежат однотипные сферические частицы ZnO диаметром от 2 до 5 нм. Единая структурная единица, из которой состоят включения ZnO, расположенные в серебряной матрице – очень важный аргумент в пользу фрактального механизма формирования электровзрывного покрытия. Такие частицы составляют первый иерархический уровень структуры электровзрывного покрытия системы ZnO-Ag. Второй иерархический уровень составляют глобулы крупные частицы различной формы с размерами от 10 до 15 нм, которые в свою очередь, формируют седимент частицы микронных размеров неправильной формы, выявленные методом сканирующей электронной микроскопии.

На границе раздела между покрытием и медной подложкой различимы темные впадины размером от 10 до 15 нм. Из них выкрошились крупные частицы ZnO, о которых речь шла выше. Кроме того, на границе раздела покрытие/подложка в серебряной матрице возникают поверхностные периодические структуры (ППС). Механизм сборки такого сложного многоуровневого ZnO в серебряной матрице можно представить следующим образом. Единый размер r_1 сферических частиц ZnO первого уровня иерархии может быть объяснен в рамках модели диффузионно-лимитированной агрегации по механизму диффузионно-лимитируемой агрегации «частица-клuster». В кластер, который превратится затем в сферу диаметром от 2 до 5 нм.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 18-79-00013).

**ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ, ПОЛУЧАЕМОЙ МУЛЬТИОСЕВОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ,
НА БИОСОВМЕСТИМОСТЬ *IN VITRO* И *IN VIVO* МЕДИЦИНСКОГО
МАГНИЕВОГО СПЛАВА WE43**

**Мартыненко Н.С.^{1,2}, Анисимова Н.Ю.³, Киселевский М.В.³, Серебряный В.Н.¹,
Просвирнин Д.В.¹, Терентьев В.Ф.¹, Юрченко Н.Ю.⁴, Салищев Г.А.⁴,
Добаткин С.В.^{1,2}, Эстрин Ю.З.^{5,6}**

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

²*НИТУ «МИСиС», Москва*

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

⁴*НИУ «БелГУ», Белгород*

⁵*Университет им. Монаша, Мельбурн (Австралия)*

⁶*Университет Западной Австралии, Перт (Австралия)*

nataliasmartyenko@gmail.com

Сплав WE43 в настоящее время является одним из наиболее перспективных медицинских магниевых сплавов. При этом легирование магния редкоземельными металлами (РЗМ) улучшает его коррозионную стойкость, что позволяет считать данный сплав перспективным материалом для создания биорезорбируемых ортопедических имплантатов. Кроме того, добавка РЗМ также позволяет повысить прочностные характеристики сплава WE43, однако, к сожалению, не в достаточной мере. Поэтому измельчение структуры сплава вплоть до ультрамелкозернистого состояния является перспективным, так как позволяет повысить прочностные характеристики, не снижая коррозионную стойкость.

В данной работе ультрамелкозернистое состояние сплава WE43 ($Mg-3,56\%Y-2,20\%Nd-0,47\%Zr$, %масс.) было получено методом мультиосевой деформации (МОД). Было показано, что МОД позволяет измельчить зерно в сплаве с ~ 65 мкм в исходном состоянии до $0,93 \pm 0,29$ мкм. При этом в структуре сплава также наблюдали частицы $Mg_{41}Nd_5$ со средним размером $0,34 \pm 0,21$ мкм. Измельчение структуры приводит к тому, что прочность сплава растет по сравнению с исходным состоянием, а активность призматического скольжения после МОД повышает его пластичность. Предел прочности сплава возрастает с 234 до 300 МПа, условный предел текучести – с 161 до 210 МПа при росте относительного удлинения с 9 до 17,2%. Кроме того, стоит отметить, что измельчение структуры привело к росту предела усталости сплава с 90 до 165 МПа. Также немаловажным результатом является и то, что изменения в структуре, вызванные МОД, не приводят к ухудшению стойкости сплава к электрохимической коррозии, но приводят к уменьшению скорости химической коррозии.

При этом изучение биосовместимости *in vitro* показало, что измельчение зерна с помощью МОД замедляет гемолиз эритроцитов, повышает жизнеспособность лейкоцитов и улучшает пролиферацию мультипотентных мезенхимальных стромальных клеток (ММСК). Кроме того, МОД приводит к значительному замедлению скорости *in vivo* биодеградации при имплантации сплава в линейных мышах. Потеря массы сплава в исходном состоянии после 6 недель имплантации составила $\sim 46\%$ от исходной массы, в то время как сплав после МОД потерял только $\sim 7\%$ от своей исходной массы.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (Грант №17-13-01488).

**ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И
ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ
КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ**

Рыбальченко О.В.^{1,2}, Токарь А.А.^{1,2}, Лунев В.А.^{1,2}, Беляков А.Н.³, Торганчук В.И.³,
Морозов М.М.¹, Юсупов В.С.¹, Добаткин С.В.^{1,2}

¹ ИМЕТ РАН, Москва

² НИТУ «МИСиС», Москва

³ БелГУ, Белгород

tokarb2005@mail.ru

Известно, что интенсивная пластическая деформации проявляется не только в значительном повышении прочности при удовлетворительной пластичности, но и в одновременном повышении других эксплуатационных характеристик. Данная работа представляет собой исследование структуры и свойств аустенитной метастабильной стали 08Х18Н10Т после равноканального углового прессования (РКУП) и последующего отжига с целью определения оптимального режима термомеханической обработки для получения наилучшего сочетания прочности при статических и циклических нагрузках. Исследовались режимы получения преимущественно двойникованной структуры.

В ходе механических испытаний на растяжение стали 08Х18Н10Т после РКУП и последующего отжига при различных температурах в диапазоне 450-600 °С и выдержках (1 ч, 20 ч) выявлено повышение предела прочности σ_b с 1300 МПа до 1700 МПа и уменьшение относительного удлинения δ деформированных образцов с 15 % до 5 % при нагреве на температуры ниже 600 °С. Даны количественные характеристики структуры. В ходе ПЭМ анализа структуры стали 08Х18Н10Т после РКУП с 3 проходами при комнатной температуре наблюдали ориентированную структуру с размером структурных элементов 100-300 нм. После отжига при температуре 550 °С и выдержке 1ч выявлены более четкие и ровные границы структурных элементов, часто с двойным контрастом по границам и точечными рефлексами на дифракционной картине, что указывает на большеугловую разориентировку границ зерен. Средний размер выявленных зерен - 100±3 нм. Двойники, наблюдаемые в структуре размером 81,5±7 нм, длиной 500 нм с дислокационными перемычками и вторичными двойниками.

Кроме того, в диапазоне температур 450-550 °С было обнаружено выпадение специальных карбидов TiC. В данном случае интенсивная пластическая деформация методом РКУП меняет условия выделения карбидных фаз и сдвигает температурный диапазон выделения специальных карбидов в сторону меньших температур. Видимо эти частицы являются причиной повышения прочности и уменьшения пластичности при отжигах в интервале температур 450 -600 °С.

Двадцатичасовой отжиг ведет к образованию аустенитной рекристаллизованной структуры с двойниками отжига, что значительно повышает предел усталости стали вплоть до 800 МПа.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы президиума РАН 37П.

**СВОЙСТВА ИЗМЕЛЬЧЕННОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА WE43,
ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ**
Страумал П.Б.^{1,2}, Мартыненко Н.С.^{1,2}

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

² НИТУ «МИСиС», НИЛ «ГНМ», Москва

pstrau mal@yandex.ru, nataliasmartynenko@gmail.com.

Сплав WE43, содержащий редкоземельные металлы (РЗМ), является одним из самых популярных медицинских магниевых сплавов. Легирование с помощью РЗМ улучшает коррозионную стойкость магния, а также увеличивает его прочность. Другим методом повышения прочностных характеристик является ИПД, приводящая к образованию ультрамелкозернистой структуры (УМЗ) в магнии и его сплавах. Такая структура обеспечивает значительное упрочнение, а также приводит к повышению коррозионной стойкости и уменьшению выделения газа. Ранее был успешно изготовлен композит из сплава WE43 и нанокристаллических пленок оксидов алюминия, цинка, магния и титана. Для нанесения этих пленок сплав измельчался, его частицы покрывались оксидом и далее композит компактировался и деформировался путем кручения под высоким давлением (КВД).

Целью представленной работы является исследовать наличие и степень влияния механического измельчения сплава WE43 перед КВД на процесс старения по сравнению с литым состоянием до КВД. Ранее наши коллеги выполнили работу в которой исследовали старение литого сплава WE43 после обработки КВД. Это дало нам возможность сравнить результаты для литого и измельченного состояния до КВД.

Сплав измельчали до стружки с размером частиц порядка 0,5-1 мм. После измельчения магниевого сплава, его подвергли ИПД путем КВД. Для этого стружку насыпали на нижний боек и прессовали, после чего повторяли операцию. После добавления 4 порции стружки образцы деформировались под давлением 6ГПа на 10 оборотов при скорости 1 об/мин.

Термическая стабильность микроструктуры сплава, подвергнутого КВД была исследована путем наблюдения за его микротвердостью и старением.

Механическое измельчение и последующая обработка путем КВД при комнатной температуре вызвала существенное упрочнение измельченного сплава WE43. Прочность подвергнутого КВД сплава WE43 была дополнительно повышена путем последующего старения. Было обнаружено, что термическая стабильность упрочнения, вызванного КВД сохранялась до 200°C. Было получено экстраординарно высокое значение микротвердости в 1557 ± 25 МПа.

Судя по более высокой электропроводности образцов по сравнению с исходно не измельченными образцами, эффект упрочнения обуславливается сегрегацией редкоземельных металлов на дополнительных поверхностях раздела, образованных поверхностями отдельных частиц измельченного сплава.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (проект № 17-72-10304).

СЕКЦИЯ 1

СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ



**РАЗРАБОТКА СТАЛЕЙ С ЗАДАННОЙ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ ДЛЯ
ОСНОВНЫХ ДЕТАЛЕЙ ИЗДЕЛИЙ ЭЛЕКТРООБОРУДОВАНИЯ
ТРАНСПОРТНЫХ СРЕДСТВ**

Алиев А.А.

ФГУП НИИАЭ, г. Москва

test-eng@mail.ru

Исследования надежности работы автомобильной техники, проведенные в Евросоюзе и России, показали, что электрооборудования имеет наихудшую надежность по сравнению с другими системами и составляет 30...35 % от их отказов.

Многофакторный анализ отказов изделий электрооборудования показал, что основными причинами их возникновения являются неоптимальные химический состав, структура и свойства сталей, низкий уровень технологий термической обработки (ТО) и химико-термической обработки (ХТО), применяемых в основном производстве и, возможно, нарушение режимов их эксплуатации.

Для устранения отказов и повышения эксплуатационных характеристик изделий электрооборудования требовалось, на основании разработанной методологии, разработать новые или усовершенствовать существующие стали с целью получения новых сталей с заданными структурой и свойствами для основных деталей с учетом способов их изготовления, условий работы в изделиях.

В результате проведенных исследований в условиях листопрокатного цеха ЛПЦ № 8 ПАО «ММК» получили экспериментальную сталь с химическим составом (%): C = 0,03...0,04, Mn = 0,20...0,30, Si = 0,010...0,020, S = 0,011...0,015, P = 0,012...0,015, Al = 0,027...0,050. Была изготовлена холоднокатаная 1 толщиной 1 – 3мм. Специальная технология ее ТО способствовала получению структуры с величиной зерна феррита 7...8 баллов (ГОСТ 5639) и механическими свойствами: $\sigma_b = 310...330$ МПа, $\sigma_{0,2} = 185...215$ МПа, $\delta > 35,5...41\%$, HRB 46...52 с технологической пластичностью $\sigma_{0,2}/\sigma_b = 0,60...0,65$. Экспериментальная сталь по химическому составу соответствует марке 035Ю (Патент № 118636) и применяется для изготовления деталей генераторов, стартеров и др. холодной штамповкой. Разработана новая сталь марки 25Х с химсоставом (%): C=0,22-0,26, Cr=0,9-1,1 Mn = 0,50...0,80; Si = 0,17...0,29 и A0,010...0,050. S = 0,025 и P = 0,025. Экспериментальная сталь по химическому составу соответствовала марке 25Х.

На калиброванном прокате Ø22,3 мм после специальной ТО на линии ТВЧ получили заданную структуру: величину зерна 9 баллов и свойствами: $\sigma_b = 580...590$ МПа; $\sigma_{0,2} = 370...375$ МПа, $\delta_5 = 28...30\%$; HB 163, необходимыми для изготовления цилиндрических деталей- валов на автоматической линии фирмы «FELSS»(ФРГ). На сталь 25Х получен патент №2299263 и разработаны ТУ14-1-5502 и зарегистрированы в ЦССМ ЦНИИЧЕРМЕТ.

Разработана бессвинцовая автоматная сталь с химсоставом (%): C=0,32-0,38; Mn=1,37-1,65; Si=0,18-0,35; S=0,15-0,22; P=0,040-0,050 и Ca=0,0025- 0,0040 и Al=0,010 - 0,050. По химсоставу экспериментальная сталь соответствует марке А35Г2. Последующая сложная ТО калиброванного проката, обеспечила требуемую структуру, состоящую из феррита, пластинчатого и до 15% зернистого перлита с баллом зерна 8-9,

и свойств σв =680-720МПа; δ 5=19-22% и HB=197-207, что близко к свойствам стали АС45Г2.

Внедрение стали А35Г2 на ЗАО «МЗАТЭ-2» (г.Москва) показало, что при обработке на станках-автоматах обеспечивается требуемая шероховатость Ra =1,25 – 0,63 мкм поверхности валика и на шлицах после протяжки, что повышает срок службы валика. На сталь А35Г2 получен патент РФ на изобретения № 2433200 от 05.12.2008г. Сталь А35Г2 использовали для изготовления кулаков распределителей зажигания с применением закалки ТВЧ с самоотпуском. В результате обеспечили заданную глубину закалки 1,7-2,0мм с твёрдостью HRC 42- 47. Трудоёмкость снизилась больше чем в 3 раза и сэкономлено 1250 квт/ч электроэнергии в каждом цикле.

ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ФЕРРИТНОЙ СТАЛИ 08Х17Т ПОСЛЕ ОБЪЕМНОГО ГАЗОВОГО АЗОТИРОВАНИЯ И ОТПУСКА

Белов В.А., Рогачев С.О., Никиulin С.А., Хаткевич В.М.

НИТУ «МИСиС», г. Москва

nikulin@misis.ru

Объемное газовое азотирование позволяет эффективно повысить прочностные свойства коррозионностойких ферритных сталей типа 08Х17Т, что позволяет рассматривать их в качестве конструкционного материала, работающего в жестких условиях (высокие механические напряжения, повышенные температуры, агрессивные среды). Известно, что температура отпуска объемно-азотированных стали 08Х17Т существенно влияет на их прочностные и пластические свойства. Цель данной работы – исследование влияния объемного газового азотирования и отпуска на статическую трещиностойкость и характер разрушения тонколистовых образцов стали 08Х17Т.

Процесс азотирования плоских образцов стали 08Х17Т толщиной 0,5 мм проводили в среде чистого азота при температуре 1075 °С в течение 4 часов. После азотирования осуществляли отпуск образцов при температурах 585, 625 и 700 °С в течение 5 часов.

Испытания на статическую трещиностойкость проводили при растяжении плоских прямоугольных образцов (длина 100 мм, ширина 20 мм и толщина 0,5 мм) с центральным надрезом шириной 6 мм в соответствии с ГОСТ 25.506-85. У краев центрального надреза наносили два концентратора длиной 1 мм и толщиной 0,1 мм (перпендикулярно растягивающей нагрузке). Испытание на одноосное растяжение проводили на универсальной испытательной машине INSTRON 5569 с записью диаграмм деформации и одновременной регистрацией пиковых сигналов акустической эмиссии (АЭ). АЭ регистрировалась в течение всего времени проводимого испытания с параллельной записью диаграммы деформации.

Трещиностойкость оценивали по параметру линейной механики разрушения – коэффициенту интенсивности напряжения K_c . Расчет значений K_c проводился в соответствии с ГОСТ 25.506-85. Нагрузку P_Q , соответствующую достижению критической интенсивности напряжений, определяли в момент появления первого сигнала АЭ большой амплитуды (V_p).

Анализ изломов образцов проводили на сканирующем микроскопе JSM-IT500 JEOL при увеличениях до ×1000.

Исследование состава фаз проводили на рентгеновском дифрактометре RIGAKU Ultima IV с монохроматизированным излучением СоKa. Анализ рентгеновских дифрактограмм и определение объемной доли фаз проводили в программе PDXL.

Показано, что тонколистовые образцы стали 08Х17Т после азотирования при 1075 °C в течение 4 ч и отпуска при температурах 585–700 °C характеризуются высоким сопротивлением разрушению. При этом значение критического коэффициента интенсивности напряжений K_{IC} было достигнуто только для состояния после азотирования и отпуска при 585 °C.

Acknowledgement: авторы выражают благодарность аспиранту кафедры металловедения и физики прочности НИТУ «МИСиС» Хоану Суану Нгуену за помощь в подготовке АЭ-измерений.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В Cu-Cr-Hf СПЛАВАХ, ПРОТЕКАЮЩИЕ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Бочвар Н.Р.¹, Рыбальченко О.В.^{1,2}, Шангина Д.В.¹, Добаткин С.В.^{1,2}

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

²Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва.
nbochvar@imet.ac.ru

Дисперсионно твердеющие сплавы на основе меди используются в качестве электродов контактной сварки. К ним относятся Cr-, Cr-Zr-бронзы, а также Cr-Hf бронзы. Хорошее сочетание физических, механических и эксплуатационных свойств достигается в этих сплавах после термомеханической обработки. Использование интенсивной пластической деформации (ИПД) вместо традиционной холодной пластической деформации между закалкой и старением приводит к значительному повышению прочностных свойств за счет получения ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры материала. Были исследованы сплавы Cu-0,7%Cr, Cu-0,9%Hf и Cu-0,7%Cr-0,9%Hf, которые после выплавки в дуговой вакуумной печи были прокованы на прутки, диаметром 10 мм, закалены в холодную воду после нагрева в течение 1 ч при 900-1000°C в зависимости от состава и подвергнуты РКУП с 6 проходами при комнатной температуре по маршруту B_c с углом пересечения каналов $\phi = 90^\circ$. Определения последовательности и температур выделения фаз в процессе линейного нагрева с постоянной скоростью 10°/мин проводили в интервале 20-900°C, используя дифференциальную сканирующую калориметрию (ДСК) на приборе DSC 404 F3 Pegasus в защитной атмосфере аргона в корундовых Al₂O₃ тиглях. В закаленном сплаве Cu-0,7%Cr при старении наблюдался экзотермический пик при температуре 475 °C, соответствующий выделению частиц Cr, а в сплаве Cu-0,9%Hf достаточно широкий пик с максимальной интенсивностью при температуре 572°C, соответствующий выделению частиц Cu₅Hf. В тройном сплаве Cu-0,7%Cr-0,9%Hf наблюдались 2 пика, соответствующие выделениям частиц Cr (472 °C) и Cu₅Hf (545°C). РКУП приводило к смещению температуры начала распада твердого раствора к более низким температурам. В хромовой бронзе температура смещалась до 452 °C, понижаясь на 23°C. В Cu-Hf-бронзе РКУП сдвигало температуру выделения Cu₅Hf до 402°C, понижая ее на 143°C. Изменялся порядок выделения частиц и в тройном сплаве: частицы Cu₅Hf выделялись еще до момента выделения хрома, а температура выделения хрома была близка к температуре его выделения в двойном сплаве Cu-0,7%Cr (465 и 452°C). Результаты ДСК анализа довольно хорошо согласовались с данными, полученными по микротвердости (HV) и электропроводности в процессе старения исследованных сплавов. Кривые

изменения HV и электропроводности Cu-0,7%Cr-0,9%Hf сплавов в зависимости от температуры старения после закалки и РКУП показали максимальные значения микротвердости и электропроводности при температурах, характеризующих выделения частиц упрочняющих фаз (Cr и Cu₅Hf) согласно данным ДСК.

Работа выполнялась по государственному заданию № 075-00746-19-00

ТРАНСФОРМАЦИЯ БОРИДОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ПРОЦЕССЕ ПРОИЗВОДСТВА ТРУБ ДЛЯ АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ

Губенко С.И., Беспалко В.Н.

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепр

sigubenko@gmail.com

Разработка и совершенствование конструкционных материалов для оборудования нового поколения АЭС повышенной безопасности и ресурса является актуальной задачей. Из высокохромистой стали с бором изготавливают шестигранные трубы, которые используют в качестве чехлов отработанных топливных кассет атомных электростанций. Введение в сталь бора способствует появлению боридов, которые оказывают неблагоприятное влияние на горячую технологическую пластичность. Свойства получаемых труб во многом определяются качеством, структурой исходной трубной заготовки и в первую очередь, содержанием неметаллических включений. Целью работы было исследование поведения боридных включений при пластической деформации и их влияние на технологические свойства стали 04Х14Т3Р1Ф на всех этапах производства горячекатаных труб.

Исследования проводили на образцах стали 04Х14Т3Р1Ф, отобранных от трубных заготовок, а также от горячекатаных труб на различных этапах их производства. Деформацию осуществляли в интервале температур 1000...1150°C (через 50°C), при угле подачи 5°30', число оборотов валков – 40 об/мин. Микроструктуру стали изучали с помощью оптического микроскопа «Neophot - 21». Для определения состава боридов использовали микроанализатор РЭММА 102-02.

В результате исследований установили наличие в стали 04Х14Т3Р1Ф боридов на основе хрома, железа и титана. Анализ диаграмм состояния двойных и многокомпонентных систем Fe-B, Cr-B, Ti-B, Fe-B-Cr, Ti-B-Cr и других показал, что в исследуемой стали при температурах горячей деформации возможны фазовые превращения не только в матрице, но и в самих боридах, которые могут оказывать влияние на технологические свойства стали. С помощью рентгеновского спектрометра анализировали содержание элементов в боридах и ферритной матрице. Исследованы закономерности изменения морфологии, размеров и химико-минералогического состава боридов в процессе пластической деформации [1]. Определены размеры и распределение боридов в исходной трубной заготовке, гильзе после первой прошивки и готовых горячекатаных трубах. Показано влияние боридов на технологическую пластичность стали 04Х14Т3Р1Ф. Обосновано их влияние на зарождение разрушения стали 04Х14Т3Р1Ф на разных стадиях производства труб для атомной энергетики. Использование полученных результатов позволило уточнить технологические режимы деформации стали 04Х14Т3Р1Ф на разных этапах получения труб для атомной энергетики.

Литература

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

**ФОРМИРОВАНИЕ МЕЗОСТРУКТУРЫ СТАЛЬНОЙ МАТРИЦЫ ВБЛИЗИ
ВКЛЮЧЕНИЙ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ТРУБНЫХ СТАЛЯХ
СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

Губенко С.И.

*Национальная металлургическая академия Украины, г.Днепр
sigubenko@gmail.com*

Изучено влияние неметаллических включений на локализацию деформации и формирование фрагментированной мезоструктуры в матрице сталей 08Х18Н10Т, 12Х18Н10Т, ШХ15 в условиях деформации растяжением (25...1200°C), горячей прокатки (1200...800°C) и холодной деформации (ε 35...75%). Исследования проводили на микроскопах «Neophot-21», «Tesla», JEM 100CX.

Нагружение гетерофазного материала (стали с включениями) характеризуется резко неоднородным распределением напряжений и деформаций, что определяет формирование разных уровней деформации в структурно-неоднородной среде [1]. Вблизи частиц включений при нагружении возникают дальнодействующие моментные и асимметричные напряжения, что предполагает появление поля тензор-спина (вихревого движения), который связан с тензором моментов напряжений. С точки зрения мезомеханики наряду с локализацией пластического течения в зонах стесненной деформации вблизи включений, при низких температурах 25...600°C проявляется скольжение по границам включение-матрица, которое сопровождается возникновением вблизи частиц периодических аккомодационных сдвигов. Такое поведение границ включение-матрица связано с кластерным механизмом массопереноса в этих границах, который обусловлен определенным распределением растягивающих и сжимающих напряжений и деформаций на границах включение-матрица, что способствует, так называемому, холодному проскальзыванию вдоль указанных границ. При высокотемпературной деформации вдоль границ включение-матрица развивается проскальзывание, связанное с движением граничных дислокаций. Вблизи включений появляются мезополосы локализованной деформации. Исследование деформационного поведения сталей специального назначения вблизи неметаллических включений с точки зрения физической мезомеханики структурно-неоднородных сред показало активную роль включений и межфазных границ включение-матрица в развитии локализации деформации и формировании фрагментированной мезоструктуры при разных условиях нагружения. Установлено, что основными процессами и факторами, определяющими характер локализации деформации вблизи включений, являются дальнодействующие поля напряжений вблизи включений, появление моментных напряжений, уровень пластичности неметаллических включений, формирование мезополос локализованной деформации вблизи включений, развитие низкотемпературного и высокотемпературного проскальзывания вдоль границ включение-матрица.

Литература

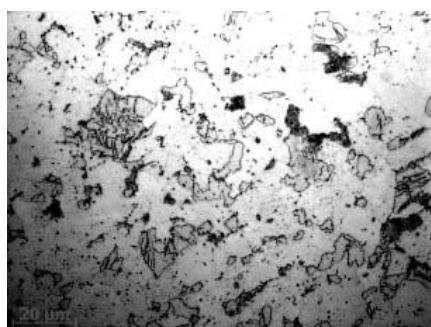
1. Губенко С. И., Ошкадеров С. П. Неметаллические включения в стали. — Киев: Наукова думка, 2016. — 528 с.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

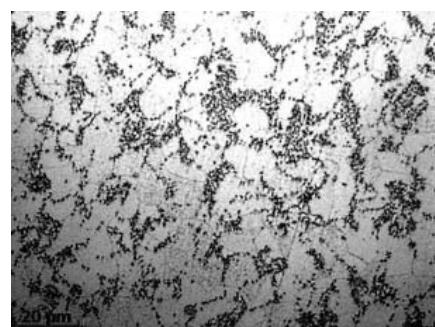
Голубенко Т.Н., Луценко В.А.

*Институт черной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины, г. Днепр
sumer@i.ua*

Рассмотрены особенности термомеханической обработки (ТМО) и влияния температурно-временных параметров разупрочняющей термической обработки (РТО) на изменение структуры и свойств низкоуглеродистой кремнемарганцевой стали сварочного назначения. Легированная кремнием (0,73...0,76 %) и марганцем (1,85...1,88 %) низкоуглеродистая (0,08...0,09%) сталь после ТМО имеет структуру, состоящую из феррита, перлита и бейнито-мартенситных участков в количестве до 35 % (рисунок), что обуславливает повышение прочности, снижение пластичности и препятствует прямому волочению проката. Проведение разупрочняющей термической обработки с нагревом до температур Ac_1 -(30...80) °C показало, что наличие бейнито-мартенситных участков способствует прохождению структурных превращений. После нагрева до Ac_1 -80°C с выдержкой 1...1,5 часа в исследуемой стали морфология карбидов изменяется на зернистую, а предел прочности при этом уменьшается на ~ 32 %. В структуре стали присутствует до 5...10 % перлитных зерен, сохранивших исходную пластинчатую морфологию. С повышением длительности выдержки до 2,5 часов количество не превращенных зерен уменьшается до 1 % (следы), а с повышением температуры на 50 °C структурные превращения проходят в полном объеме и структура кремнемарганцевой стали состоит из феррита и зернистых карбидов, что снижает прочность еще на 5 %. Таким образом, повышение скорости охлаждения при ТМО проката из кремнемарганцевой стали с повышенным содержанием марганца способствует формированию бейнито-мартенситной структуры, что позволяет сократить длительность разупрочняющей термической обработки (уменьшение длительности выдержки с 6 до 2 часов), понизив при этом температуру нагрева. Образовавшаяся зернистая структура (см. рисунок) повышает технологическую пластичность стали для дальнейшего волочения, позволяя без затруднений изготавливать сварочную проволоку диаметром 0,8...1,2 мм.



а



б

а – после ТМО; б – после РТО (нагрев Ac_1 -30°C, выдержка 2 часа);
Рисунок – Структура низкоуглеродистой кремнемарганцевой стали

**УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ СТАЛЕЙ ТИПА 20ГЛ
МЕТОДАМИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**
Ли Э.В., Труфанова А.А., Ли А.В.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
li_elina2787@mail.ru*

В настоящее время являются актуальными исследования, направленные на совершенствование технологии термической обработки крупногабаритных деталей из сталей типа 20ГЛ, установление взаимосвязей между фазовыми и структурными превращениями в перлитном и промежуточном интервалах для формирования мелкозернистой дисперсной структуры.

В работе были изучены структура, механические свойства и изломы образцов из стали типа 20ГЛ в исходном нормализованном состоянии, после закалки быстроводяющимся потоком воды, а также после отпуска при температурах 150 и 550 °C.

Методы оптической микроскопии позволили выявить изменение структуры по сечению образцов: из исходного феррито-перлитного состояния структура приобрела градиентный характер с мартенситным слоем у поверхности закаленных образцов и сорбитным в сердцевине. Низкотемпературный отпуск значимо не повлиял на структуру образцов, в отличие от высокотемпературного, который привел к формированию структуры сорбита отпуска в поверхностном слое.

Влияние структурных изменений на механические свойства было проанализировано с помощью измерения микротвердости и испытаний на растяжение. Измерение микротвердости проводилось по сечению образцов при нагрузке 100 г с шагом 200 мкм. Для испытаний на одноосное растяжение вырезались пропорциональные плоские образцы типа I толщиной 3,5 мм по ГОСТ 1497-84 из поверхностного слоя. Испытания проводились на универсальной испытательной машине Instron 150LX со скоростью 5 мм/мин.

Закалка быстроводяющимся потоком воды привела к увеличению твердости в 1,5 раза по сравнению с исходным состоянием (200 HV). Низкотемпературный отпуск привел к небольшому снижению твердости в поверхностном слое, в то время как высокотемпературный отпуск снизил микротвердость до значений порядка 165-175 HV.

Результаты испытаний на растяжение подтвердили данные микроструктурного анализа и измерений микротвердости. В наиболее упрочненном состоянии оказались образцы после закалки ($\sigma_B = (1045 \pm 10)$ МПа, $\delta = (9 \pm 1) \%$). Наибольшей пластичностью обладали образцы после высокотемпературного отпуска и нормализации, 16,5 и 14,7 % соответственно.

**ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ ПРИМЕНЕНИЕМ
ТЕХНОЛОГИЙ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ ПОЛУЧЕНИЕ У НИХ МНОГОФАЗНОЙ
СТРУКТУРЫ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ**

Малинов Л.С.

ГВУЗ Приазовский государственный технический университет,

Мариуполь, Украина

malinov_l_s@pstu.edu

Автором предложено и развивается направление по использованию внутреннего ресурса самого материала, суть которого заключается в получении многофазных структур (мартенсит, феррит, бейнит, карбиды, карбонитриды, интерметаллиды и их разнообразное сочетание), обязательной составляющей которых является метастабильный аустенит. Он повышает механические свойства и износостойкость, если его количество и стабильность оптимизированы с учетом исходного химического и фазового составов сплавов, а также условий испытаний и эксплуатации. При этом важно использовать сочетание различных механизмов упрочнения и сопротивления разрушению. Во многих случаях целесообразно применять известные способы термообработки. Однако для обеспечения оптимального количества аустенита в структуре и степени его стабильности режимы их должны быть скорректированы с учетом исходных химического и фазового составов применительно к конкретным условиям нагружения. Повышение до определенного уровня температуры нагрева под закалку высокоуглеродистых сталей и чугунов, особенно легированных, за счет получения в их структуре метастабильного аустенита увеличивает абразивную износостойкость. Следует использовать эффект стабилизации аустенита за счет уменьшения скорости охлаждения в интервале температур мартенситного превращения, выдержки в нем или несколько выше мартенситной точки. Получать остаточный аустенит в сплавах следует применением изотермической и ступенчатой закалок, В том числе, включающих нагрев в межкритический интервал температур (МКИТ). Предложена технология упрочнения, предусматривающая перед или после выдержки в МКИТ проведение нагрева в аустенитную область, обеспечивающего завершение $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, и измельчение зерна аустенита, но исключающего гомогенизацию аустенита, если нагрев проводится после выдержки в МКИТ. Важную роль в повышении свойств сталей и чугунок, подвергнутых ступенчатой и изотермической закалкам, наряду с мартенситом или бейнитом играет метастабильный аустенит, претерпевающий динамическое деформационное мартенситное превращение (ДДМП) при испытаниях свойств или эксплуатации. Отпуск, проводимый после закалки, не только уменьшает уровень внутренних напряжений, формирует требуемую структуру, но является важным средством регулирования количества и стабильности аустенита. Получение в структуре аустенита возможно химико-термической обработкой с последующей закалкой с повышенных температур. При абразивном, ударно-абразивном изнашивании, трении скольжения в условиях больших контактных давлений также необходимо иметь в структуре оптимальное количество метастабильного аустенита и степень его стабильности. Применение обработок с использованием концентрированных источников энергии обеспечивает наиболее высокий уровень износостойкости сплавов, в том числе, за счет получения в структуре метастабильного остаточного аустенита.

**СОЗДАНИЕ РЕГУЛЯРНЫХ МАКРОСКОПИЧЕСКИХ ГРАДИЕНТОВ
СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НА ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВОВ
СПОСОБАМИ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ**

Малинов Л.С.

ГВУЗ Приазовский государственный технический университет,

Мариуполь, Украина

malinov_l_s@pstu.edu

Одним из перспективных направлений получения на поверхности сплавов градиентов структурно-фазового состояния является использование предложенных автором еще в 70-е годы прошлого века способов дифференцированной обработки. Принцип их проведения заключается в сочетании общего (объемного) и локального (местного) воздействия на материал. Последнее возможно тогда, когда механические, тепловые и другие поля распределяются не равномерно по объему изделия, а локализуются в его отдельных участках или слоях. В результате фазовые и структурные превращения протекают не одновременно, а в разной последовательности и степени. Задачи общего и локального воздействий различны. Рассмотрим различные способы дифференцированной обработки. Отжигом, нормализацией, улучшением и др. на всей поверхности материала или в объеме получают структуры невысокой твердости и прочности, но имеющие высокую пластичность. В ряде случаев это может быть обеспечено в литом или горячедеформированном состоянии. Последующее локальное (местное) воздействие должно обеспечить получение в заданных участках структуры: с высокой твердостью и прочностью. Для этого применяют следующие локальные (местные) способы воздействия: пластическую деформацию, химико-термическую (цементацию, азотирование, борирование и др.) и последующую термообработку. Эффективно использование источников концентрированной энергии. В ряде случаев на всей поверхности материала или в объеме получают высокую твердость и прочность, а локальным воздействием создают мягкие пластичные структуры невысокой твердости и прочности. Может быть получено полосчатое, сетчатое или точечное расположение участков с различными свойствами. Рассмотренные способы создания регулярной макронеоднородной структуры применимы к материалам любой формы. Дифференцированная обработка позволяет в заданных участках осуществлять расплавление поверхности, изменяя химический состав, структуру и свойства материала. В зависимости от вида источника концентрированной энергии и режимов обработки глубина упрочненных участков может изменяться от 0,5 до 4,0 мм. Заключительной обработкой при необходимости может быть отпуск для снятия внутренних напряжений или для дисперсионного твердения. Наиболее просто создать градиенты структурно фазового состояния можно, используя локальную обработку неплавящимся угольным электродом. Разработаны способы дифференцированной обработки, позволяющие получать слои с различными свойствами по сечению изделия. Новые возможности в получении градиентов структурно-фазового состояния открывает использование физических полей (магнитного, радиационного и др.). В последние годы получение регулярных градиентов структурно-фазового состояния способами дифференцированной обработки все шире применяется в промышленности для повышения долговечности различных деталей машин и инструмента, что обеспечивает ресурсосбережение. Поскольку дифференцированной обработке подвергается не вся поверхность, а только ее часть, снижаются энергозатраты на ее проведение.

**ПЕРСПЕКТИВНОЕ НАПРАВЛЕНИЕ ПО СОЗДАНИЮ
ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ САМОЗАКАЛКИ ПРИ
ОХЛАЖДЕНИИ И/ИЛИ НАГРУЖЕНИИ**

Малинов Л.С.¹, Малинов В.Л.²

¹*ГВУЗ Приазовский государственный технический университет,*

²*ПИИ ООО Бюро Веритас, Мариуполь, Украина*

Обобщены результаты исследований в перспективном направлении по созданию инновационных ресурсосберегающих сплавов многоцелевого назначения, обеспечивающих повышенный уровень механических свойств и износостойкости за счет создания метастабильной структуры, управляемо самотрансформирующейся при охлаждении на воздухе и/или нагружении в процессе испытаний механических свойств и эксплуатации (эффект самозакалки). Рассматриваемое направление развивает высказанную и реализованную И.Н. Богачева и Р.И. Минцем идею по использованию мартенситных превращений, реализуемых не при упрочняющих обработках сплавов с метастабильным аустенитом, как это было обычно принято, а при нагружении в процессе испытаний механических свойств и эксплуатации. Мартенситные превращения, протекающие при деформации, являются не только механизмом упрочнения, но и релаксации напряжений, а также адаптации сплавов к внешним нагрузкам. На мартенситные превращения расходуется значительная часть энергии внешнего воздействия и, соответственно меньшая ее доля идет на разрушение материала. При этом необходимо управлять структурой и развитием мартенситных превращений, оптимизируя их применительно к конкретным требованиям, предъявляемым к материалам, и условиям нагружения. Указанный подход позволил создавать сплавы различных структурных классов и назначения, не содержащие дорогих легирующих элементов или имеющие их в значительно меньших количествах, чем в применяемых. Основными легирующими элементами в разработанных сталях и чугунах являются марганец, хром, кремний. Дополнительно могут быть введены азот и сильные карбидо- и нитридообразующие элементы. Такие дорогие элементы как никель, молибден, вольфрам, медь используются в сравнительно небольших количествах только в тех случаях, когда без них нельзя обойтись. В разработанных материалах обеспечивается хорошая технологичность, повышенный уровень прочностных свойств при достаточной пластичности и ударной вязкости, а также высокие эксплуатационные свойства. Ниже приведены разработанные экономнолегированные материалы.

1. Низко- и малоуглеродистые стали общего и специального назначения с эффектом самозакалки преимущественно при охлаждении с небольшим количеством в структуре метастабильного аустенита.

2. Стали и чугуны с эффектом самозакалки при охлаждении и нагружении. Они имеют мартенситно-аустенитную, аустенитно-мартенситную, аустенитно-ферритную основу, в которой могут содержаться α , ϵ -мартенсит или $(\alpha+\epsilon)$ мартенситы, феррит, упрочняющие фазы: карбиды, нитриды, карбонитриды, бориды, интерметаллиды и др.

3. Низко-, средне-, высокоуглеродистые сплавы, с эффектом самозакалки при нагружении (аустенитные метастабильные стали и чугуны, а также наплавленный металл), в том числе склонные к дисперсионному твердению). Новые материалы не только экономичны, но и технологичны. Они обеспечивают ресурсосбережение за счет повышения долговечности деталей машин и инструмента.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДЛИТЕЛЬНЫХ ТЕРМИЧЕСКИХ ВЫДЕРЖЕК НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ С 12 % ХРОМА**Моляров А.В.**

НИТУ «МИСиС», Москва

amolyarovv_875@mail.ru

В процессе длительной эксплуатации в условиях повышенных температур стали претерпевают структурные изменения, которые характеризуются обеднением твердого раствора легирующими элементами в результате выделения из него других фаз и изменением фазового состава уже существующих структурных составляющих. Дисперсные выделения фаз, которые формируются в структуре при распаде пересыщенных твердых растворов, являются препятствиями для движения дислокаций, вследствие чего происходит упрочнение матрицы. Однако постепенно с увеличением времени выдержки при повышенных температурах развиваются процессы коагуляции упрочняющих частиц, сфероидизации продуктов распада упрочняющей фазы, а также происходит перераспределение дислокаций и изменение их плотности. Все процессы, происходящие в структуре сталей, вызывают изменения ее механических свойств.

В результате для сталей, предназначенных для длительной работы при повышенных температурах, критическим фактором является термическая стабильность их структуры и механических свойств.

Проведенные исследования по определению степени стабильности на экспериментальных ферритно-мартенситных сталях с содержанием хрома 12 % и обладающих высоким уровнем легированности (типа 12Х12М2БФР) показали, что мартенситная составляющая в структуре всех сталей не может быть охарактеризована как абсолютно устойчивая к процессам разупрочнения. С увеличением времени и температуры выдержки наблюдается ускорение распада мартенсита с образованием сорбикообразной структуры в виде зерен феррита и распределенных в них многочисленных частиц карбидов и интерметаллидов сложного химического состава.

При этом основным фактором, определяющим степень устойчивости структуры таких сталей в условиях длительного термического воздействия, является количественное содержание δ -феррита в их исходной структуре. В сталях с исходно большим содержанием феррита снижение прочностных характеристик (σ_t , σ_b , HV) в опытах по длительным высокотемпературным выдержкам меньше по сравнению со сталями, имеющими преобладание мартенситной составляющей, а в полностью ферритных сталях снижение прочности вообще не наблюдается.

Так, снижение предела текучести при испытании на сжатие при 20 °C для экспериментальных сталей с содержанием феррита в их структуре 10, 20 и 50 % за время выдержки 1500 ч составляет 37, 24 и 15 % от первоначального уровня прочности образцов тех же сталей, но подвергнутых после закалки стандартному высокому отпуску при температуре 720 °C в течение 2 ч. Полностью ферритные стали в случае применения длительных термических выдержек на первоначальном этапе (до 1500 ч) даже показывают некоторый прирост прочности на 15-20 %, что связано с выделением в матрице упрочняющих частиц. Однако прочность сталей с большим содержанием феррита почти никогда не достигает прочности сталей с преимущественно мартенситной структурой.

**ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННЫЙ СЛОИСТЫЙ КОМПОЗИТ НА ОСНОВЕ СПЛАВА
Fe–20Cr–5V И АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ СТАЛИ 08Х17Т,
ПОЛУЧЕННЫЙ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ**

Никулин С.А., Хаткевич В.М., Рогачев С.О., Токмакова Е.Н.

НИТУ «МИСиС», г. Москва

csaap@misis.ru

В работе предложен способ твердофазного азотирования ванадийсодержащих сплавов путем отжига слоистого композита, состоящего из чередующихся стальных слоев с низким и высоким содержанием азота.

Плоский образец 11-ти слойного композита толщиной 2.75 мм и диаметром 19 мм на основе стали 08Х17Т с содержанием азота 0.8 % и сплава Fe–20Cr–5V с содержанием азота менее 0.02 % был получен горячим прессованием на установке Gleeble 3800. После горячего прессования композита проводили его отжиги при 700; 750; 800 и 850 °C в течение 10 и 20 ч.

Отжиг композита после горячего прессования приводит к перераспределению азота между слоями в результате его диффузии из слоев азотированной стали 08Х17Т в слои сплава Fe–20Cr–5V, образованию в слоях из сплава Fe–20Cr–5V диффузационных зон, содержащих дисперсные нитриды ванадия типа VN, а в слоях из стали 08Х17Т – зон с пониженным содержанием азота. При отжиге в интервале температур с 700 до 850 °C средняя толщина диффузационной зоны в слоях из сплава Fe–20Cr–5V увеличивается с 15 до 77 мкм, а размер нитридов – с 0.8×0.2 до 2.7×0.4 мкм.

После прессования микротвердость слоев из сплава Fe–20Cr–5V составила ~200 HV, а слоев из стали 08Х17Т – 420–470 HV. Отжиг при температурах 700–850 °C приводит к снижению микротвердости слоев из стали 08Х17Т и к повышению микротвердости слоев из сплава Fe–20Cr–5V вблизи границы раздела слоев (в диффузационной зоне). Отжиг при 750 °C длительностью 10 ч обеспечивает размер нитридов 1.2×0.2 мкм, толщину диффузационной зоны 21 мкм с твердостью 300–370 HV. Увеличение времени отжига при 750 °C с 10 до 20 ч приводит к увеличению толщины диффузационных зон в ~2 раза.

Отжиг композита при 750 °C, 20 ч повышает пластичность и снижает прочность материала по сравнению с состоянием после горячего прессования: относительное удлинение увеличилось почти в 6 раз (до 30 %), в то время как предел текучести уменьшился почти в 2 раза (до 450 МПа), а предел прочности – в 1.5 раза (до 660 МПа) при вязком разрушении образца композита. Дисперсные нитриды ванадия, выделившиеся в диффузационной зоне в слоях сплава Fe–20Cr–5V при отжиге (750 °C, 20 ч), повышают прочность композита на 15%.

Полученные результаты позволяют создавать новые жаропрочные дисперсноупрочненные композиты (например, методами пакетной прокатки) за счет выбора оптимальных толщин слоев и их сквозного насыщения азотом с одновременным формированием структуры с дисперсными нитридами ванадия.

Acknowledgement: *The work was carried out with financial support from the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation in the framework of Increase Competitiveness Program of NUST «MISiS» (№ K2-2019-008), implemented by a governmental decree dated 16th of March 2013, N 211.*

**ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СЛОИСТЫХ СТРУКТУР,
СФОРМИРОВАННЫХ В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ ГИБРИДЕ МЕТОДОМ КРУЧЕНИЯ
ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ**

Рогачев С.О., Никулин С.А., Хаткевич В.М., Игнатьева М.В.

НИТУ «МИСиС», г. Москва

csaap@misis.ru

Использование больших пластических деформаций (SPD) перспективно для повышения прочности и создания уникального комплекса свойств различных металлов и сплавов. В последние годы развивается направление по применению таких деформаций для соединения разнородных металлов и их объединения в гибрид с одновременным формированием ультрамелкозернистой структуры в его компонентах с целью дополнительного повышения прочности. Например, ранее методом кручением под высоким давлением (КВД) были получены металлические нанокристаллические гибриды с характерной многослойной «вихревой» структурой. Однако известно, что металлические наноструктурные материалы, полученные методами больших пластических деформаций, являются термическими нестабильными. В тоже время термическая стабильность нанокристаллических материалов, обладающих многослойной структурой, полученных методом КВД, ранее не изучалась.

В данной работе проведено сравнительное исследование термической стабильности гибрида на примере композиции «сталь / ванадиевый сплав» и его компонентов, полученных кручением под высоким давлением.

Трехслойный образец «сталь 08Х17Т / ванадиевый сплав V-10Ti-5Cr / сталь 08Х17Т» диаметром 10 мм и исходной толщиной 1 мм был подвергнут совместной деформации методом КВД в установке типа камеры Бриджмена с нижней профилированной наковальней, при давлении 6 ГПа, пяти оборотах наковальни, скорости вращения 1 об/мин и температуре 20 °С. Для сравнения плоские образцы сплава V-10Ti-5Cr и стали 08Х17Т диаметром 10 мм и исходной толщиной 1 мм подвергали деформации методом КВД по такому же режиму.

КВД трехслойного образца «сталь / ванадиевый сплав / сталь» привело к «перемешивание» слоев стали и ванадиевого сплава и формированию ультратонкой мультислоистой структуры. С увеличением расстояния от центра образца к его периферии число слоев увеличивается, а их толщина уменьшается. В структуре гибрида преобладают слои толщиной 0,12–0,5 мкм. Значения микротвердости гибридного образца и его компонентов после КВД увеличились в 2,0–3,5 раза.

Установлено, что гибрид «сталь / ванадиевый сплав», полученный КВД, обладает более высокой термической стабильностью вплоть до температуры 700 °С по сравнению с компонентами гибрида (сталь и ванадиевый сплав) после КВД, термическая стабильность которых не превышает 400–450 °С. Повышенная термическая стабильность гибридного образца является следствием формирования в нем ультратонкой мультислоистой структуры, которая сохраняется неизменной при нагревах до температуры 700 °С. Наличие такой структуры способствует упрочнению образца в соответствии с соотношением Холла-Петча (тонкие слои являются аналогом зерен в поликристаллическом теле).

Acknowledgement: the work was carried with financial support from the grant of President of the Russian Federation (No. MK-6239.2018.8).

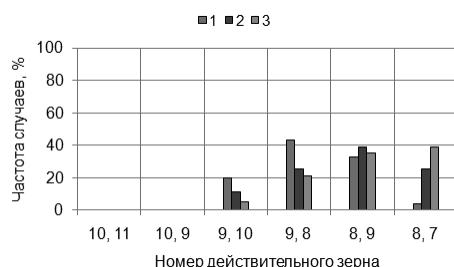
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОКОНЧАНИЯ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ И ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ДЕЙСТВИТЕЛЬНОГО ЗЕРНА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Парусов Э.В.

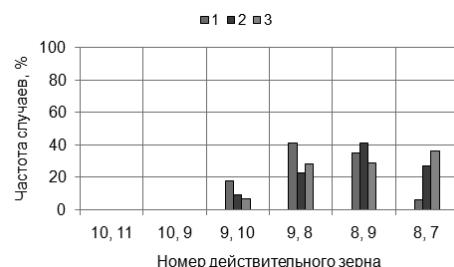
Институт черной металлургии НАН Украины, г. Днепр

tometal@ukr.net

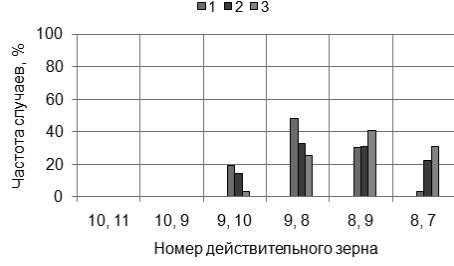
Исследованы особенности влияния температуры окончания горячей деформации и легирующих элементов на формирование величины действительного зерна в структуре бунтового проката \varnothing 8,0...11,0 мм из сталей C82D^{Cr}, C82D^V, C82D^{CrV} (EN ISO 16120-1:2011). Для сравнительного анализа использован бунтовой прокат из нелегированной углеродистой стали C82D. Исследуемые партии проката были изготовлены при постоянстве параметров режима деформационно-термической обработки: температура окончания деформации 1040 ± 15 °C, длительность последеформационной паузы $\leq 7,0$ с, средняя скорость непрерывного охлаждения $\sim 15 \dots 20$ °C/с. Значимой разницы в распределении действительных зерен по группам профилеразмеров проката из исследуемых сталей не выявлено (рисунок), а влияние барьерного механизма (карбиды, нитриды) для указанных условий обработки несущественно. Установлено, что повышение температуры окончания горячей деформации сталей легированных хромом и/или ванадием до 1040 ± 15 °C (на 100...120 °C выше общепринятых в металлургической практике) оказывает дополнительное влияние на повышение устойчивости аустенита перед началом непрерывного охлаждения и соответственно на рост величины действительного зерна в структуре проката.



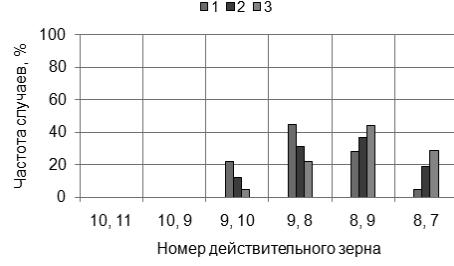
а



б



в



г

а – сталь C82D; б – C82D^{Cr}; в – C82D^V; г – C82D^{CrV}; 1 – \varnothing 8,0 мм; 2 – \varnothing 10,0 мм; 3 – \varnothing 11,0 мм;

Рисунок – Распределение номеров действительных зерен в зависимости от диаметра и химического состава бунтового проката

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ МАГНИЯ С НЕОДИМОМ ПОСЛЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО СТАРЕНИЯ

Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В., Тарытина И.Е., Овчинникова О.А.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
rokhlin@imet.ac.ru

Научная деятельность профессора М.Л.Бернштейна в значительной степени была посвящена термомеханической обработке. В случае магниевых сплавов наиболее удачным применение термомеханической обработки, сочетающей пластическую деформацию и старение (отпуск), оказалось для сплавов, содержащих в качестве основной легирующей добавки редкоземельный металл – неодим. Достоинством этих сплавов являются более высокие, чем у большинства других магниевых сплавов, прочностные свойства при повышенных (до 300°C) температурах. Диаграмма состояния сплавов Mg-Nd характеризуется небольшой, но существенной растворимостью неодима в твердом магнии (до 3,6 мас.%), что определяет возможность образования пересыщенного твердого раствора путем закалки от высоких температур и последующего его распада при старении, сопровождающегося упрочнением. При этом холодная пластическая деформация осуществляется между закалкой и старением и приводит к дополнительному упрочнению. Так горячепрессованный сплав Mg-3%Nd после закалки и старения при 200°C до максимума прочностных свойств имел при комнатной температуре σ_в 247 МПа, σ_{0,2} 102 МПа, δ 18,2%, а после закалки и старения с холодным растяжением между ними на 18% имел σ_в 257 МПа, σ_{0,2} 231 МПа, δ 5,4%. Более высокие прочностные свойства после термомеханической обработки наблюдались также после длительного старения и повышенных температурах испытаний [1].

Исследования микроструктуры сплавов, в том числе с использованием просвечивающей электронной микроскопии, показали, что повышение прочностных свойств сплавов магния с неодимом в результате пластической деформации между закалкой и старением обусловлено образованием в большом количестве дополнительных дефектов кристаллической решетки: двойников, границ блоков, дислокаций. Эти дефекты становятся местами предпочтительного выделения дисперсных упрочняющих частиц при распаде магниевого твердого раствора, делая более высоким упрочнение сплавов и сдерживая их разупрочнение при увеличении продолжительности старения и повышении температуры. Типичная структура сплава с дисперсными частицами, выделившимися при термомеханической обработке, приведена на рисунке 1.

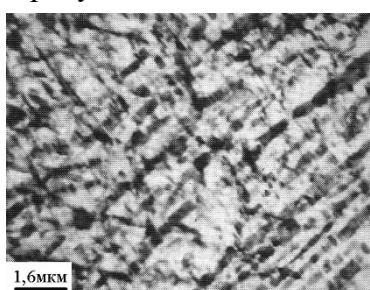


Рис.1. Микроструктура сплава Mg-2,8%Nd. Закалка + деформация 1% + старение 300°C, 1 ч.

1. Rokhlin L.L. Magnesium Alloys Containing Rare Earth Metals. Structure and Properties. - London and New York: Taylor and Francis. 2003. 245 p.

Работа выполнялась по государственному заданию № 075-00746-19-00

ФОРМИРОВАНИЕ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА «ПОКРЫТИЕ/ ПОДЛОЖКА» ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ НАПЫЛЕНИИ

Невский С.А., Сарычев В.Д., Романов Д.А., Соснин К.В., Громов В.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
nevskiy.sergei@yandex.ru*

В современной медицине широко используются искусственные материалы для замены поврежденных тканей и органов. Они должны функционировать в течение длительного времени, не подвергаться эрозионному износу и не содержать токсичных элементов. Объемное легирование для улучшения свойств имплантируемых материалов не всегда оправдано, так как деградация материала начинается с его поверхности. С учетом этого в первую очередь необходимо упрочнять поверхность изделия, например, с помощью нанесения износостойкого покрытия методом электрического взрыва проводников. С помощью этого метода можно создавать композиционные покрытия, обладающие высокой адгезией и стойкостью к механической эрозии. Для более широкого использования этого метода и поиска режимов обработки, обеспечивающих развитый рельеф границы раздела покрытие/подложка необходимо знать механизм формирования этого рельефа. В настоящей работе предложен механизм образования волнообразного рельефа поверхности раздела, основанный на представлении о развитии комбинированной неустойчивости Рэлея-Тейлора и Кельвина-Гельмгольца на границе раздела покрытие/подложка. Для каждого слоя записывались уравнения Навье-Стокса и граничные условия. Полученная система уравнений решалась методом конечных элементов для системы «титановая подложка/циркониевое покрытие». На рисунке 1 показаны распределение плотности Zr в титане при значении поперечной скорости 0 м/с (а) и 10 м/с (б).

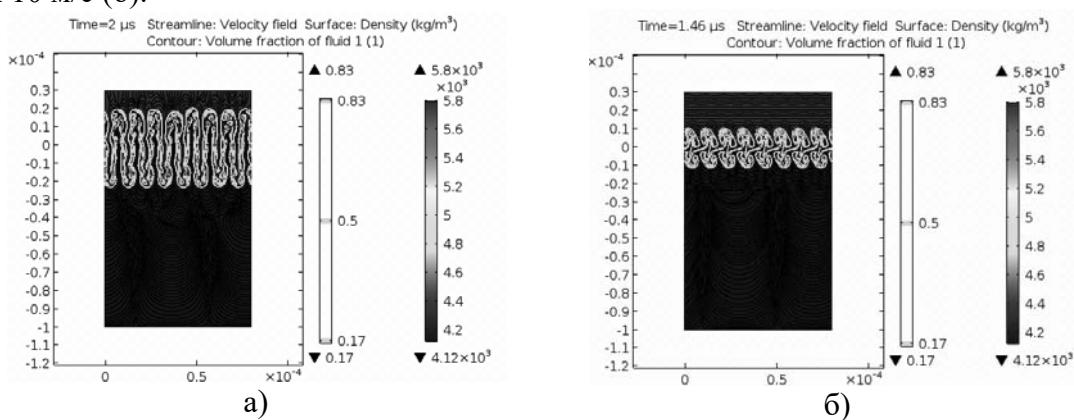


Рисунок 1 – Распределение плотности Zr

Из данного рисунка следует, что при 10 м/с преобладает неустойчивость Кельвина-Гельмгольца.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента для поддержки молодых ученых № МК-118.2019.2, Минобрнауки России в рамках госзадания № 3.1283.2017/4.6, РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-00075 мол_a

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ВЫСОКОБОРИСТЫХ СПЛАВАХ Fe–B–C

Суховая Е.В.

Дніпровський національний університет ім. Олеся Гончара, г. Дніпро
sukhovaya@ukr.net

Ввиду противоречивости литературных данных о фазовых превращениях в сплавах на основе железа, содержащих 9,0–16,0% B; 0,01–0,5% C, Fe – остальное (в вес.%), в работе исследовали их структуру и свойства с использованием методов металлографического, рентгеноструктурного, дифференциального термического и микрорентгоспектрального анализов.

В тройных сплавах Fe–B–C, содержащих до 0,17% C, в интервале скоростей охлаждения 10–10³ К/с наблюдаются дендриты твердого раствора Fe(B,C) на фоне гемиборида Fe₂(B,C), образующегося по перитектической реакции L+Fe(B,C)→Fe₂(B,C). Рост скорости охлаждения сопровождается увеличением количества кристаллов Fe(B,C) и уменьшением – Fe₂(B,C). При этом микротвердость фазы Fe(B,C) повышается в среднем на 15%, а Fe₂(B,C) – на 17%.

При увеличении содержания углерода с 0,17 до 0,5 % в структуре сплавов Fe–B–C наряду с фазами Fe(B,C) и Fe₂(B,C) образуются эвтектические колонии Fe₂(B,C)–Fe(B,C), имеющие стержневое строение. Базовой фазой и фазой, ведущей кристаллизацию, является твердый раствор Fe(B,C). Образование двойной эвтектики можно объяснить реализацией непрерывного перехода перитектической реакции L+Fe(B,C)→Fe₂(B,C) в эвтектическую L→Fe(B,C)+Fe₂(B,C) в интервале температур. При этом ход затвердевания сплавов можно описать следующим образом. Выделившиеся из жидкости кристаллы Fe(B,C) при достижении температуры перитектической реакции растворяются с образованием фазы Fe₂(B,C). По мере накопления бора и углерода в жидкости степень растворения уменьшается, и в области перитектико-эвтектического перехода межфазная граница дендритов Fe(B,C) стабилизируется. Растворение останавливается, и по промежуточному превращению в присутствии фазы Fe(B,C) из жидкости кристаллизуется Fe₂(B,C). Переход состава жидкости в эвтектическую область сопровождается ее двухфазным распадом в интервале температур. В результате в структуре сплавов Fe–B–C, содержащих 9,0–16,0% B, 0,17–0,5% C наблюдается моновариантная эвтектика Fe₂(B,C)–Fe(B,C), объемное содержание которой уменьшается с ростом концентрации бора. При повышении скорости охлаждения в интервале 10–700 К/с количество эвтектики растет. Дальнейший рост скорости охлаждения до 10³ К/с вызывает уменьшение ее содержания. При этом микротвердость эвтектики увеличивается на 8,5%.

Особенностью структуры сплавов, содержащих 0,5–1,7% C, является присутствие структурных составляющих с участием графита. В сплавах, содержащих 9,0–9,2% B, включения графита имеют шаровидную форму. Во всем концентрационном интервале вплоть до 16,0% B, по границам кристаллов Fe₂(B,C) образуются двухфазные колонии Fe₂(B,C)–C, имеющие глобуллярное мелкодисперсное строение. Их образование связано с реализацией четырехфазного перитектического превращения L+Fe(B,C)→Fe₂(B,C)+C. Рост скорости охлаждения до 10³ К/с приводит к измельчению и уменьшению количества этой структурной составляющей, а также к увеличению ее микротвердости на 10%.

**ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА
СТРУКТУРУ, ТЕКСТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ
СВОЙСТВА МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ 2 И 4 % Ag**

Temralieva D.R.^{1,2}, Martynenko H.C.^{1,2}, Serебряный В.Н.^{1,2}, Anisimova H.YO.³,
Киселевский M.B.³, Бизе B.⁴, Рааб Г.И.⁵, Виллумайт-Ремер P.⁴, Добаткин C.B.^{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

Магний и его сплавы являются перспективными материалами для медицинского применения из-за их способности к деградации в биологических средах. В данной работе были исследованы потенциальные медицинские сплавы: Mg-2,0%Ag и Mg-4,0%Ag в экструдированном (исходном) состоянии и после равноканального углового прессования (РКУП). РКУП проводили по маршруту Вс по двум режимам с постепенным снижением температуры обработки (режим 1 – от 425 до 300 °C, режим 2 – от 375 до 250 °C с шагом 25 °C) и ростом количества проходов до 12.

Исследование микроструктуры сплавов показало, что РКУП приводит к измельчению структуры сплавов. В сплаве Mg-2,0%Ag средний размер зерна после режима 1 уменьшается с $42,9 \pm 13,3$ до $23,9 \pm 7,6$ мкм, а после режима 2 до $3,2 \pm 1,4$ мкм. В сплаве Mg-4,0%Ag средний размер зерна уменьшается с $40,8 \pm 14,6$ до $15,2 \pm 4,8$ мкм после РКУП по режиму 1, а после РКУП по режиму 2 до $2,8 \pm 1,3$ мкм. Исследование механических свойств показало, что РКУП приводит к снижению прочностных характеристик сплавов, при одновременном повышении их пластичности. Так предел прочности сплава Mg-2,0%Ag снижается с 220 ± 2 МПа в исходном состоянии до 179 ± 1 МПа после РКУП режиму 1, и до 182 ± 7 МПа после РКУП режиму 2. При этом относительное удлинение возрастает с $17,2 \pm 2,7\%$ в исходном состоянии до $34,0 \pm 4,2$ и $23,7 \pm 0,6\%$ для режимов 1 и 2, соответственно. Для сплава Mg-4,0%Ag наблюдается падение предела прочности с 225 ± 2 МПа в исходном состоянии до 177 ± 33 и 204 ± 5 МПа при росте относительного удлинения с $20,2 \pm 0,3\%$ до $20,8 \pm 7,4\%$ и $27,3 \pm 2,1\%$ после РКУП по режимам 1 и 2, соответственно. Повышение пластичности, по-видимому, связано с активацией базисного и призматического скольжения после РКУП, в то время как формирование наклоненной на $50 - 80^\circ$ базисной текстуры является причиной снижения прочностных характеристик. РКУП по режиму 2 приводит к росту скорости деградации сплава Mg-2,0%Ag (с $0,72 \pm 0,14$ до $1,47 \pm 0,37$ мм/год для исходного и обработанного РКУП сплава, соответственно). В случае сплава Mg-4,0%Ag скорость деградации одинакова в пределах погрешности ($1,13 \pm 0,04$ и $1,43 \pm 0,35$ мм/год в исходном состоянии и после РКУП, соответственно).

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (Грант № 18-45-06010).

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУР НАГРЕВА В ЗОНЕ ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ
СОПОСТАВЛЕНИЕМ ВЕЛИЧИН K_{1c} ДЛЯ ЛЕНТОЧНЫХ АМОРФНЫХ
СПЛАВОВ ПОСЛЕ ПЕЧНОГО И ЛАЗЕРНОГО ОТЖИГА**

Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю., Березнер А.Д.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, г. Тамбов

fedorov@tsutmb.ru

Цель работы методом сопоставления значений критического коэффициента интенсивности напряжений для ленточных аморфных сплавов после печного отжига и лазерного воздействия определить температуру нагрева в зоне воздействия когерентного излучения.

Для установления склонности к образованию трещин в МС предложен метод, основанный на определении относительной трещиностойкости (χ), определяемой по формуле (1) в зависимости от прикладываемой нагрузки. В этом методе относительную трещиностойкость при 160 г нагрузки принимали за единицу. При меньших нагрузках трещиностойкость определялась как среднее значение по 10 измерениям, по формуле: $\chi = K_{1c}^i / K_{1c}^{\max}$ (1), где $K_{1c} = A(E/H)^{1/2} P / C^{3/2}$, $A = 0,016$ – коэффициент пропорциональности, E – модуль Юнга, H – микротвердость по Виккерсу, P – критическая нагрузка появления радиальных трещин, C – длина радиальной трещины.

На основании статистической обработки экспериментальных данных, полученных при индентировании отожженных МС, определены закономерности их деформирования и разрушения. Каждый образец многократно нагружали при разных нагрузках, начиная с $P = 40$ г, при которой трещины не образуются, и постепенно увеличивая ее с шагом 5–10 г до появления трещин при каждом индентировании. Если в результате индентирования появлялись трещины, то относительная трещиностойкость (χ) вычислялась по формуле (1), а если трещины отсутствовали – то относительная трещиностойкость (χ) равна нулю. На основании полученных данных построена зависимость относительной трещиностойкости $\chi(P)$.

Охрупчивание МС, как правило, начинается с приповерхностных слоев аморфных лент. Толщина охрупченных слоев аморфных лент является функцией химического состава сплава и увеличивается при возрастании времени и температуры отжига. Зависимость относительной трещиностойкости (χ) для металлического стекла от нагрузки на индентор при микроиндентировании была определена для граничных участков термического воздействия лазерного излучения. Найденная зависимость была сопоставлена с зависимостями $\chi(P)$ при печном отжиге для разных температур, полученных индентированием на идентичной подложке. Установлено, что нагрев граничной области зоны облучения на разных расстояниях от эпицентра воздействия (или разного расстояния до зоны оплавления) эквивалентен отжигу в печи при разных температурах и временах отжига.

Таким образом, определение относительной трещиностойкости МС от нагрузки на индентор позволяет, на основании сопоставления зависимостей $\chi(P)$, полученных на образцах, отожженных в печи, оценить эквивалентную температуру нагрева при локальной лазерной обработке.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 18-01-00513).

О ВОЗМОЖНЫХ ПРИЧИНАХ СБРОСОВ МЕХАНИЧЕСКОГО НАПРЯЖЕНИЯ В ЛЕНТОЧНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКЛАХ ПРИ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, г. Тамбов

fedorov@tsutmb.ru

Цель работы – установить факторы, влияющие на величину сброса механической нагрузки в аморфном сплаве, обусловленной воздействием импульсного электрического тока.

В качестве материала для исследования было выбрано металлическое стекло (МС) на основе кобальта (АМАГ-180), полученное методом спиннингования. Использовали образцы с размерами $80 \times 3,54 \times 0,02$ мм, $l_0 = 80 \times 10^{-2}$ м. Эксперименты по одноосному растяжению образцов проводили на электромеханической машине для статических испытаний Instron-5565 со скоростью движения траверсы 0,1 мм/мин. Во время деформации образца подавали импульсы тока путем разрядки конденсатора. Плотность тока (j), протекающего через образцы, варьировали от $1 \cdot 10^8$ до $1 \cdot 10^9$ А/м². Использовали импульсы с длительностью $\tau \sim 5$ мс.

Получена диаграмма нагружения $\sigma(\varepsilon)$ МС АМАГ – 180 при одновременном воздействии импульсным током разной величины и соответствующая ей зависимость температуры нагрева образца с течением времени. Из диаграммы определяли значения $\Delta\sigma$ и ΔT и используя закон Гука и закон теплового расширения находили изменение длины. Согласно закону Гука, применимому к упругой деформации, наблюдаемой в нашем случае, т.к. после сброса, напряжение восстанавливается до исходного значения, получаем $\Delta l_y = (\Delta\sigma \times l_0)/E = 25,5 \times 10^{-5}$ м. Закон теплового расширения дает другое значение $\Delta l_T = \alpha \times l_0 \times \Delta T = 6,3 \times 10^{-5}$ м. Как показали расчеты учет теплового действия тока при оценке величины сброса механического напряжения, включающий в себя точное измерение нагрева образцов и оценку влияния этого нагрева на удлинение образцов составляет всего 25 % от общей величины сброса механического напряжения. Из полученных значений следует, что изменение длины, полученное при сбросе механического напряжения на 50% превышает значение, полученное за счет термического расширения, что говорит о том, что в образцах помимо термического расширения происходят другие обратимые процессы ответственные за сброс механического напряжения, например конкурирующие процессы направленной структурной релаксации, процессы топологического упорядочивания, которые могут быть ответственны за величину сброса механического напряжения у исследуемых материалов.

Таким образом, величина сброса механического напряжения, обусловленная воздействием импульсного электрического тока, в аморфном сплаве может быть объяснена не только термическим расширением, но и протеканием других обратимых процессов, обусловленных спецификой воздействия на аморфные сплавы.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 18-01-00513).

**ВЛИЯНИЕ КОРРОЗИОННЫХ СРЕД НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ
АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Со И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО
СПЛАВА НА ОСНОВЕ Fe ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ТОКОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ**

Федоров В.А., Федотов Д.Ю., Сидоров С.А., Плужникова Т.Н., Яковлев А.В.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, г. Тамбов

fedorov@tsutmb.ru

Цель работы состоит в исследовании влияния коррозионных сред на изменение механических характеристик аморфных сплавов на основе кобальта и нанокристаллического сплава на основе железа, подверженных воздействию импульсного электрического тока.

В качестве материала для исследования был выбран ленточный аморфный металлический сплав на основе Со ($\text{Co}_{78,65}\text{Fe}_{4,03}\text{Ni}_{4,73}\text{Si}_{7,22}\text{Mn}_{1,88}\text{B}_2\text{Cr}_{1,49}$) и нанокристаллический сплав на основе железа ($\text{Fe}_{80,22}\text{Si}_{8,25}\text{Nb}_{10,09}\text{Cu}_{1,44}$). Размер образцов 40x3,54x0,02 мм. Одноосное растяжению образцов проводили на разрывной машине Instron-5565 со скоростью 0,1 мм/мин. Во время деформации на образец подавали импульсы тока плотность 10^9 A/m^2 и длительностью $\sim 5 \text{ мс}$.

В качестве агрессивных сред использовали растворы NACE + 100 мг/л H_2S и NACE + 400 мг/л H_2S , 20 %-ый раствор серной кислоты. Выдержка образцов в среде NACE составляла 24 ч, в растворах серной кислоты – 40 мин.

Установлено, что характер деформации образцов аморфных металлических сплавов, выдержаных в растворах NACE, не отличается от характера деформации образцов в исходном состоянии. В тоже время действие растворов NACE вызывает в нанокристаллическом сплаве на основе железа величину сброса механического напряжения примерно на 10 % больше, чем у образцов этого же сплава, но без выдержки в растворах NACE. На поверхности нанокристаллического сплава на основе железа образуется оксидная пленка, не вызывающая существенных изменений сечения образца, но препятствующая его теплообмену с окружающей средой. В результате чего пропускание импульсного тока приводит к увеличению сброса механического напряжения, за счет дополнительного нагрева.

Исследовано влияние импульсного тока на поведение материалов после выдержки в 20 %-ом растворе серной кислоты. Эксперименты показали, что в аморфных сплавах на основе кобальта значения сбросов механического напряжения, вызванные пропусканием импульсного тока, уменьшаются на $\Delta\sigma \approx 20 \%$ в сравнении с величиной сбросов в образцах в исходном состоянии. Кислотная среда образует сульфатные соединения на поверхности аморфных сплавов, приводит к заметному уменьшению металлического сечения образца, что вызывает увеличение сопротивления материала, уменьшает силу тока, а значит, приводит к меньшему нагреву образцов. Следовательно, уменьшается величина сброса механической нагрузки. В нанокристаллических сплавах после воздействия кислотных сред сохраняется величина сброса механического напряжения при пропускании импульсного электрического тока.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 18-01-00513).

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ ЯВЛЕНИЙ В ФОРМИРОВАНИИ СВОЙСТВ ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Чейлях А.П., Чейлях Я.А.

ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет»
aleksandr.cheelyakh@gmail.com

Интеллектуальными (в т.ч. метастабильными) материалами, самоорганизующимися при эксплуатации предложено считать материалы, как относительно устойчивые системы, способные под влиянием внешних инициирующих факторов эксплуатационной среды переходить в другое, более устойчивое состояние с меньшей энергией, благодаря самоорганизации структуры вследствие реализации определенного физического явления, обуславливающего положительный эффект. Эти материалы способны контролируемым образом изменять свои свойства в ответ на изменение окружающей среды. При этом основной особенностью всех видов интеллектуальных материалов (ИМ) является их способность преобразовывать один вид энергии в другой, процессом которого можно и нужно управлять.

Обобщены закономерности реализации физических явлений и фазово-структурных превращений, развивающихся при эксплуатации ИМ различной физической природы, которые обеспечивают формирование их физико-механических и эксплуатационных свойств. Предложена классификационная схема физико-химических явлений, охватывающая фазовые и структурные превращения, атомно и наноструктурные, электрические, магнитные, механические, оптические, химические и биохимические явления и эффекты, на которых основано формирование свойств интеллектуальных материалов разной природы и функционального применения непосредственно в процессе эксплуатации.

Сформулированы основные признаки этих явлений и превращений, обусловливающие получение ожидаемого положительного эффекта, проявляющегося в возникновении или повышении отдельных свойств или их комплекса.

Рассмотрены особенности ИМ различной физической природы, реализуемые в них явления (превращения) при эксплуатации. Это следующие металлические материалы: реализующие деформационные мартенситные превращения (ДМП), динамическое деформационное и термо-деформационное старение (ДДС и ДТДС) TRIP- и TWIP-стали, сплавы с эффектом памяти формы, с термоупругим мартенситным равновесием, с эффектом сверхпластичности, избирательного демпфирования и др. Материалы, использующие эффекты: пьезо-, фото- и термо-электрический, сверхпроводимость, и терморезистивный, пьезомагнитный, магнитострикция, магнитного упорядочения, гигантского магнетосопротивления, активируемые эффекты и межмолекулярные взаимодействия в жидких в ИМ (магнитореологические жидкости, с эффектами набухания полимеров и коллапса полимерного геля) и многие др.

Предложены модели фазово-структурной эволюции традиционных (стабильных) и интеллектуальных (метастабильных) материалов самоорганизующихся в процессе эксплуатации. На основе проведенного анализа и обобщения сформулированы основные принципы проектирования ИМ, обладающих разнообразными уникальными свойствами.

**НОВЫЕ СПОСОБЫ МУЛЬТИПОВЕРХНОСТНОЙ МОДИФИКАЦИИ
МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СОСТОЯНИЙ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С ЭФФЕКТОМ
САМОУПРОЧНЕНИЯ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ**

Чейлях Я.А., Чейлях А.П.

ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет»

cheelyakh_o_p@pstu.edu

На основе системных исследований разработаны новые способы мультиповерхностной модификации как специальных сталей, так и конструкционных низколегированных, обеспечивающие вариацию химического состава мультиповерхностных слоев, такие как: электродуговая наплавка порошковым материалом, цементация, скоростное термоциклическое цианирование (СТЦЦ), обезуглероживание и их комбинации. Последующими способами и параметрами термической, термомеханической (ТМО), термоциклической (ТЦО, высокотемпературная – ВТЦО; низкотемпературная - НТЦО) обработок, высокоэнергетического воздействия (плазменная, лазерная, электронно-лучевая обработка) создается и регулируется градиентное изменение фазово-структурного состава и метастабильных модификаций аустенита в сочетании с прочными фазами – мартенситом, карбидами и карбонитридами. Дифференциация комбинаций указанных способов воздействия на материал определяется задаваемым чередованием микроструктуры, содержащей метастабильный аустенит, находящийся в любой из возможных фазово-морфологических модификаций: основная фаза, остаточный, вторичный (реверсированный), первичный, пересыщенный. Они отличаются не только условиями получения, но, что самое важное – химическим составом, морфологией и степенью метастабильности аустенита. Последнее наряду с остальными факторами играет важнейшую, в большинстве случаев – определяющую роль в формировании механических и эксплуатационных свойств благодаря реализации деформационных мартенситных превращений в процессе испытаний (ДМПИ) и эксплуатации (ДМПЭ).

Наиболее эффективны из разработанных комплексные способы мультиповерхностной модификации: цементация → ВТЦО; цементация → высокотемпературная закалка → НТЦО; цементация → СТЦЦ → отпуск; цементация → плазменная обработка; наплавка → цементация → закалка → отпуск; наплавка → плазменная обработка; наплавка → цементация → плазменная обработка; наплавка → СТЦЦ → отпуск; обезуглероживающая закалка высокоуглеродистых сплавов → отпуск. В результате удается комбинировать любые модификации мультиповерхенно упрочненных слоев, в том числе в поверхностном слое - структуры белых чугунов, а в сердцевине – легированных сталей.

Преимуществом разработанных вариантов комбинации мультиповерхностных модификаций является синергизм комплексного использования основных механизмов упрочнения (твердоростворного, зерно- и субграницочного, дисперсионного, дислокационного) в сочетании с механизмами ДМПИ и ДМПЭ изделий, реализующих эффекты дополнительного самоупрочнения и релаксации напряжений.

Разработанные комбинированные технологии мультиповерхностного позволяют решать разнообразные задачи инженерии поверхности для повышения износостойкости, эксплуатационной долговечности, надежности и др. качеств разнообразных деталей машин и инструмента из многих марок сталей и чугунов.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ФЕРРИТО-МARTЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭП450 В ПРОЦЕССЕ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ
Чурюмов А.Ю.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
chiryumov@misis.ru*

Одной из важных задач материаловедения является повышение качества металлургической продукции и снижение брака при производстве. В связи с этим важным шагом при разработке технологий деформации является проведение предварительных экспериментальных исследований и теоретических расчетов процессов деформации для предотвращения преждевременного разрушения материалов и получения требуемой структуры. Такие исследования включают построение реологической модели, определение количественных показателей условий разрушения, а также расчет реальных условий проведения термодеформационной обработки. Наиболее сложным этапом исследований является определение условий разрушения. В настоящей работе предложен критерий разрушения, учитывающий влияние не только напряженного состояния, но и нелинейность влияния накопленной деформации, путем ввода в подынтегральную часть критерия Райс и Трейси дополнительного множителя в виде экспоненциальной функции от эквивалентной деформации:

$$K = \int_0^{\bar{\varepsilon}_f} e^{\sigma^*} e^{\gamma \bar{\varepsilon}} d\bar{\varepsilon}, \quad (1)$$

В качестве объекта исследования выбрана сталь феррито-мартенситного типа ЭП450 следующего состава (в мас. %): Fe–13.1Cr–1.5Mo–0.25Nb–0.2V–0.8Mn–0.4Si–0.12C–0.004B. Стали такого класса являются перспективными материалами для атомной промышленности благодаря хорошей стойкости к радиационному повреждению при нейтронном облучении. Однако из-за высокого легирования стали и двухфазной структуры в области горячей пластической деформации сталь обладает пониженной технологичностью при обработке давлением. Исходная литая микроструктура стали содержит равноосные зерна феррита и мартенсита и частицы Nb₇B₄C₄. Испытания на сжатие, растяжение и кручение с растяжением выполняли с использованием комплекса физического моделирования термомеханических процессов Gleeble 3800.

По результатам сжатия была построена реологическая модель деформационного поведения стали ЭП450. Для определения критического значения критерия разрушения К в уравнении (1) был проведен сравнительный анализ экспериментальной и рассчитанных кривых растяжения стали ЭП450 при температуре 1100 °C при разных значениях экспоненциального коэффициента γ. Значение коэффициента γ=0.1 является оптимальным для определения момента разрушения образца при растяжении. Для подтверждения точности построенных моделей деформационного поведения и разрушения был смоделирован и экспериментально проведен процесс деформации стали ЭП450 одновременным кручением и растяжением. Расчет методом конечных элементов показал удовлетворительную точность, ошибка расчета в интервале от 0 до 5 оборотов составила 12 %. Кроме того, использование при расчете полученного критического значения критерия разрушения позволило с высокой точностью спрогнозировать момент разрушения. Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 18-79-10153).

СПЕЦИАЛЬНЫЕ РАЗОРИЕНТАЦИИ В ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ БЕЙНИТЕ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ МАРГАНЕЦ-КРЕМНИСТОЙ СТАЛИ

Яковлева И.Л., Терещенко Н.А., Кабанова И.Г.

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

Для низкотемпературного бейнитного превращения, протекающего в изотермических условиях, характерен сдвиговый механизм. Этот предполагает кристаллографически обусловленный набор взаимных разориентаций кристаллов α -фазы и может оказывать существенное влияние на подвижность дислокаций в бейнитном пакете. В этой связи представляет интерес исследовать природу границ между кристаллами низкотемпературного бейнита, установить взаимосвязь между появлением специальных разориентаций α -фазы и реализацией определенного типа ориентационных соотношений.

Исследуемая сталь подвергалась аустенитизации и изотермической выдержке в печи при температуре 300 °C продолжительностью до 30 ч. Основу структуры термически обработанной стали составляют сгруппированные в пакеты реечные кристаллы бейнита. Внутри одного пакета содержатся рейки различной кристаллографической ориентировки. По данным кристаллографического анализа между α -фазой бейнита и остаточным аустенитом выполняются ориентационные соотношения (ОС) Нишиямы-Вассермана и ОС Курдюмова-Закса.

С использованием метода ориентационной микроскопии (EBSD), установлено, что среди множества разориентировок бейнитной α -фазы выделяются специальные разориентации кристаллов, образующих решетку совпадающих узлов. Набор специальных границ в исследуемой стали включает три наиболее часто фиксируемые компоненты Σ_{13} , Σ_3 и Σ_{29} , в незначительном количестве наблюдаются также границы типа Σ_{11} , Σ_5 и Σ_{19} .

Кристаллографический анализ разориентации между α -кристаллами, возникшими в результате $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, выполненный теоретически с помощью матриц ориентационной связи показал, что набор конкретных разориентаций α -кристаллов зависит от вида ОС, реализуемых в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ перехода: Курдюмова-Закса, промежуточных и Нишиямы-Вассермана.

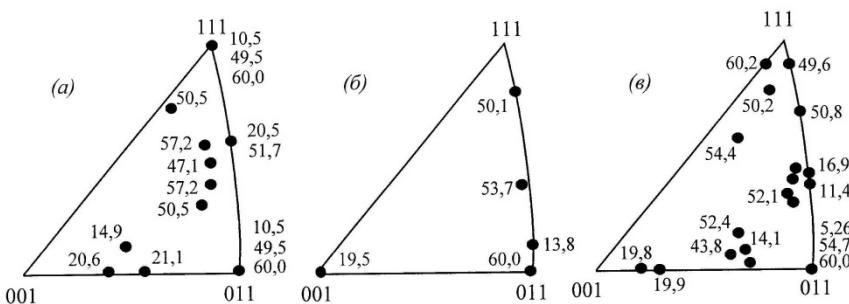


Рис. Распределение осей разориентаций пар α -кристаллов после сдвигового $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения с выполнением ОС Курдюмова-Закса (а), Нишиямы-Вассермана (б) и промежуточных (в)

При сопоставлении экспериментально установленных спектров специальных границ с теоретическими расчетами возможных углов и осей разворота α -кристаллов, показано, что специальные разориентации α -кристаллов с учетом критерия Брендона

удовлетворяют ориентационным соотношениям Нишиямы-Вассермана и Курдюмова-Закса.

СЕКЦИЯ 2

**«ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ
СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ»**



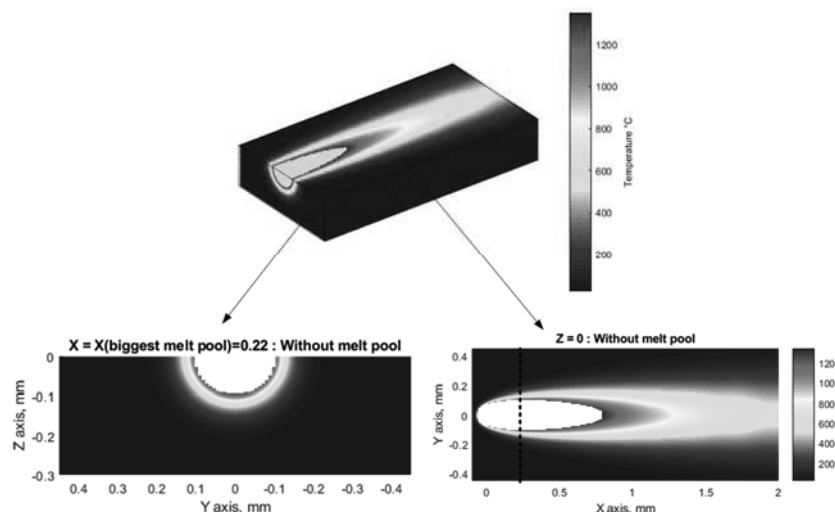
CONTROL OF DENSITY AND MICROSTRUCTURE IN LASER POWDER BED-FUSED COMPONENTS USING A COMBINATION OF MELT POOL MODELING AND DESIGN OF EXPERIMENT APPROACHES

Letenneur M., Kreitberg A., Brailovski V.

LAMSI, École de technologie supérieure, Montréal, Canada

morgan.letenneur.1@etsmtl.net

To facilitate the introduction of new AM metallic materials while avoiding the trial-and-error approach, simplified melt pool modeling is combined with design of experiment to develop a novel density and microstructure prediction tool, which can be adapted to any given powder feedstock and laser powder bed fusion (LPBF) system. To this end, calibration coupons are built using IN625, Ti64, AlSiMg, Fe and FC0208 powders and an EOS M280 LPBF system. These coupons are then manufactured using the predetermined ranges of laser power, scanning speed, hatching space, and layer thickness, and their density and microstructure are analyzed using conventional material characterization techniques. Next, a simplified melt pool model is used to calculate the melt pool dimensions, the cooling speed and the temperature gradient for the selected sets of printing parameters. The both sets of data are then combined to predict the density of next printed parts and provide insights into their microstructure (grain size and aspect ratio), risk of hot cracking, distortion and accuracy. This approach has been successfully validated using proprietary experimental observations and data found in the literature [1], thus demonstrating its potential efficiency for the laser powder bed metal fusion process optimization [2].



1. Gan, Z., et al., Benchmark Study of Thermal Behavior, Surface Topography, and Dendritic Microstructure in Selective Laser Melting of Inconel 625. Integrating Materials and Manufacturing Innovation, 2019: p. 1-16.

2. Letenneur, M., A. Kreitberg, and V. Brailovski, Optimization of Laser Powder Bed Fusion Processing Using a Combination of Melt Pool Modeling and Design of Experiment Approaches: Density Control. Journal of Manufacturing and Materials Processing, 2019. 3(1): p. 21.

**PATIENT-SPECIFIC ENDOPROSTHESES FOR LIMB SPARING IN DOGS: DESIGN,
MANUFACTURING, IN VITRO STUDY AND CLINICAL TRIAL****Timercan A.¹, Brailovski V.¹, Petit Y.¹, Lussier B.², Séguin B.³**¹ *LAMSI, École de technologie supérieure, Montréal, Canada*² *Faculté de médecine vétérinaire, Université de Montréal, Saint-Hyacinthe, Canada*³ *Flint Animal Cancer Center, Colorado State University, Fort Collins, USA**anatolie.timercan.1@etsmtl.net*

Osteosarcoma, the most common type of bone tumor, affects over 10 000 dogs each year in the USA [1]. For appendicular skeleton cases, available treatments include amputation of the limb, stereotactic radiation, and limb sparing surgery. Although amputation remains the standard of care, some owners are opposed to this approach. Limb sparing consists in removing the tumorous segment of bone and replacing it with a metallic spacer-plate construct screwed to the remaining bony structures. This technique results in a functionally good outcome, nevertheless, the surgery is time-consuming and the post-surgery complication rate remains significant.

This project focuses on the limb sparing treatment using 3D-printed patient-specific (personalized) endoprostheses (PE) and cutting guides (CG). CT-scan data of the patient's affected and contralateral limbs are used to reconstruct bone models. The PE and the CG are designed using the bone models as scaffolding. The PE is manufactured from Ti6Al4V powder using a commercial laser powder bed fusion system, while the CG is 3D printed from ABS plastic using a commercial fused deposition modeling system. The PE/CG kit (Figure 1) is cleaned and shipped to the surgery site where sterilization is performed. The turnover time ranges from 65 to 85 h.

**Figure 1:** The PE and CG kit before shipping

Preliminary biomechanical testing was performed on an instrumented cadaveric dog limb in a materials testing machine. A simplified FEA model of the instrumented limb was validated using the force-displacement values acquired during testing [2].

The acquired data supported the use of PE in a clinical trial. Five dogs were successfully instrumented with PEs during the ongoing clinical trial. Surgery duration was reduced by 25-50% with the use of patient-specific CG and implants. Monthly follow-ups are conducted with the patients by the veterinary surgeons and the limb function is evaluated [3].

[1] Withrow SJ et al. *Withrow and MacEwen's Small Animal Clinical Oncology*, Elsevier Health Sciences, 2013.

[2] Timercan A et al, Design, additive manufacturing, numerical modeling and in vitro testing of patient-specific endoprostheses for limb-sparing in dogs, *Med.Eng.&Physics*, In Press, <https://doi.org/10.1016/j.medengphy.2019.07.005>

[3] Séguin B et al. Limb-sparing in dogs using patient-specific, 3 dimensional-printed endoprostheses for distal radial osteosarcoma: a pilot study. *Vet.Comp.Oncol* (2019) In Press, doi: 10.1111/vco.12515.

ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ТЕРМОУПРУГОМ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ВЫДЕРЖКЕ

**Беляев С.П.¹, Реснина Н.Н.¹, Демидова Е.С.², Иванов А.М.¹, Шеляков А.В.³,
Андреев В.А.^{4,5}**

¹Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург

³Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ» (Московский
инженерно-физический институт), Москва

⁴ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва

⁵Институт metallurgии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Москва
spbelyaev@mail.ru

Многочисленные исследования показывают, что в сплавах на основе TiNi нестехиометрического состава, возможна реализация термоупругого мартенситного перехода при изотермической выдержке. Вместе с тем, известно, что прямое термоупругое мартенситное превращение в сплавах с памятью формы вызывает проявление различных эффектов мартенситной неупругости, таких как изменение деформации при охлаждении под нагрузкой, псевдоупругость, релаксация напряжений в зависимости от термо-силовых режимов. Можно предположить, что все эти эффекты должны проявляться и в том случае, если термоупругое мартенситное превращение происходит при изотермической выдержке. Целью данной работы явилось исследование изменения деформации при реализации термоупругого мартенситного перехода при изотермической выдержке в различных условиях.

В качестве объектов исследования использовали заникеленный сплав Ti – 51.0 ат.% Ni, закаленный от 900 °C в воде, и четырехкомпонентный сплав Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu₅, полученный закалкой из расплава и закристаллизованный при температуре 470 °C. Оба сплава испытывали при охлаждении и нагревании B2 ↔ B19' термоупругое мартенситное превращение. Проявление эффектов мартенситной неупругости проводили в трех режимах:

охлаждение под постоянным напряжением до некоторой температуры T*, которая находилась в окрестности температурного интервала прямого перехода, выдержка под постоянной нагрузкой, нагревание через температуры обратного перехода;

охлаждение без нагрузки до T*, нагрузка до некоторого напряжения, выдержка под напряжением, нагревание через температуры обратного перехода;

охлаждение образца, в котором были сгенерированы реактивные напряжения, до температуры T*, выдержка в условиях постоянной деформации, нагревание.

Полученные результаты показали, что во всех исследуемых случаях при реализации термоупругого мартенситного перехода при изотермической выдержке наблюдаются эффекты мартенситной неупругости.

Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда (№ 18-19-00226)

ОСОБЕННОСТИ ЭЛИНВАРНОГО ПОВЕДЕНИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОГО СПЛАВА Ti-Nb-Zr

Дубинский С.М.¹, Маркова Г.В.³, Прокошкин С.Д.¹, Браиловский В.³

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва

² Тульский государственный университет, Тула

³ Ecole de technologie supérieure, Монреаль, Канада

dubinskiy.sm@misis.ru

Сплавы с памятью формы (СПФ) на основе Ti-Nb известны главным образом, как высокобиосвместимые низкомодульные металлические материалы для несущих элементов медицинских имплантатов. Кроме того, они обладают отдельными особенностями, которые также могут иметь практический интерес. Например, было установлено, что СПФ на основе Ti-Nb, легированный кислородом и подвергнутый холодной деформации для создания высокой плотности дислокаций в материале, проявляет элинварное поведение при нагреве в интервале температур от -196 до 227°C.

В данной работе, установлено элинварное поведение сплава Ti-22Nb-6Zr (ат.%), подвергнутого холодной прокатке с истинной накопленной деформацией $e=0,3$ и последеформационному отжигу для формирования или полигонизированной (600°C, 30мин.), или рекристаллизованной (750°C, 30мин.) структурам β-фазы. Для исследования упругих свойств использовали метод свободно затухающих крутильных колебаний. Фазовые превращения были исследованы с помощью рентгенодифракционного анализа.

Исследуемый сплав проявляет элинварное поведение при охлаждении в температурном интервале от 550°C до T_{комн}. В ходе нагрева наблюдается пик внутренней резонансной частоты и модуля упругости с максимумом при 375°C, что может быть связано с выделением ω-фазы. После последующего нагрева до 550°C, развивается расслоение твердого раствора β-фазы, что приводит к расширению температурного интервала мартенситного превращения. Соответственно, расширяется интервал предмартенситного размягчения решетки и компенсирует увеличение модуля упругости при охлаждении.

Таким образом, впервые установлено элинварное поведение СПФ Ti-Nb-Zr в полигонизированном и рекристаллизованном состояниях при охлаждении в широком интервале температур.

Полученные результаты могут послужить основой для математического моделирования процессов ОМД в широком интервале температур и степеней деформаций для сплавов Ti-Ni с памятью формы.

ВИБРОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АМОРФНОГО СПЛАВА $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{41.8}Cu_8$
**Реснина Н.Н.^{1,2}, Рубаник В.В. мл.^{3,4}, Беляев С.П.^{1,2}, Рубаник В.В.³, Поникарова
И.В.¹, Демидова Е.С.¹, Убыивовк Е.В.¹, Касаткин И.А.¹, Ужекина А.Н.³, Шеляков
А.В.⁵**

¹*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург*

²*Петербургский институт ядерной физики НИЦ «Курчатовский институт»,
Гатчина*

³*Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*

⁴*Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь*

⁵*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ» (Московский
инженерно-физический институт), Москва
resnat@mail.ru*

Ранее было показано, что механические вибрации приводят к структурной релаксации аморфных сплавов на основе TiNi и инициируют начальную стадию кристаллизации – образование кристаллических кластеров в аморфной матрице. Целью данной работы явилось исследование влияние времени воздействия механических вибраций на структуру образцов. Тонкие ленты аморфного сплава $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{41.8}Cu_8$, полученного закалкой из расплава, длиной 20 мм, шириной 1,6 мм и толщиной 40 мкм устанавливали в динамический механический анализатор и подвергали при комнатной температуре механическим вибрациям с частотой 20 Гц и амплитудой 4 мкм в течение различной длительности, величину которой варьировали от 1 до 100 часов. После этого структуру образцов исследовали методами просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения и рентгеноструктурного анализа. Полученные результаты показали, что увеличение длительности механических вибраций приводит к росту кристаллических кластеров, которые формируют кристаллические стенки, разделяющие островки аморфной фазы. На рентгенограммах появляются кристаллические пики на больших углах, соответствующие B2 фазе. С увеличением длительности механических вибраций, площадь аморфного гало уменьшается.

Для того, чтобы определить долю материала, закристаллизовавшегося в процессе механических вибраций, образцы нагревали до температуры 530 °C со скоростью 20 °C/мин. Полученные результаты показали, что наличие кристаллических кластеров и стенок не влияет на температуру кристаллизации, но понижает теплоту кристаллизации, что и указывает на уменьшение объема аморфной фазы, оставшейся в образце после виброкристаллизации.

Работа выполнена в рамках совместного проекта РФФИ (№18-58-00023-Бел-а) – БФФИ (№Т18Р-288) с использованием оборудования ресурсных центров «Рентгенодифракционные методы исследования» и «Нанотехнологии» СПбГУ.

**ПОЛУЧЕНИЕ НИЗКОМОДУЛЬНЫХ СПЛАВОВ Ti(Zr)-Nb(Ta) МЕТОДАМИ
ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ**
Петржик М.И.

*Национальный Исследовательский Технологический Университет «МИСИС»
petrzhip@shs.misis.ru*

Низкомодульные коррозионностойкие сплавы Ti(Zr)-Nb(Ta) с температурным интервалом обратимого мартенситного превращения около комнатной температуры обладают структурой метастабильной ОЦК β -фазы, когерентной орторомбическому мартенситу [1]. Они являются перспективным материалом для костных имплантатов, поскольку их компоненты безопасны для человеческого организма, а после оптимальной термомеханической обработки модуль Юнга может достигать 25 ГПа [2], что сравнимо с костной тканью. Однако большая разница в температурах плавления компонентов и их химическая активность затрудняет вакуумно-дуговую выплавку гомогенных слитков. Поэтому разработка альтернативной технологии получения низкомодульных титановых сплавов методами порошковой металлургии является актуальной задачей.

В работе исследовано влияние режимов холодного прессования и вакуумного спекания на структуру и свойства спеченных образцов, а также проведен сравнительный анализ структуры и свойств спеченных и деформированных литых сплавов. Компактные спеченные образцы с относительной плотностью 97,3% были получены из гидридно-кальциевого порошка Ti-Nb-Ta. Для определения модуля упругости был использован метод измерительного индентирования. Значения модуля упругости закаленных образцов уменьшались до $E=79$ ГПа при увеличении давления холодного прессования и температуры вакуумного спекания. Это на 25% ниже, чем у технического титана, сравнимо со значением E литого сплава и при дальнейшей оптимизации технологии может быть приближено к значениям модуля упругости костной ткани.

1. Thermal stability and dynamics of martensite structure in Ti-(Ta,Nb) alloys/ M.I. Petrzhik, S.G. Fedotov// Proc. XVI Conf on Applied Crystallography, Poland: World Sci. Publ., 1995, pp. 273-276.

2. A comparative study of structure formation in thermomechanically treated Ti-Ni and Ti-NB-(Zr, Ta) SMA / Prokoshkin S., Korotitskiy A., Dubinskiy S., Filonov M., Petrzhik M., Brailovski V., Inaekyan K. // Materials Science Forum. 2012. V. 706-709. P. 1931-1936.

**ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ МЕХАНИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНА И НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ
ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ**

Токмачева-Колобова А.Ю.^{1,2}

¹Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва

²Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка
anastasiia.misis@gmail.com

В докладе представлены результаты исследований деформационного поведения, изменений микроструктуры и фазового состава титана технической чистоты (сплав марки ВТ1-0) и никелида титана Ti-50,7 ат. % Ni в различных формируемых механико-термической обработкой исходных структурных состояниях при динамическом нагружении методом Кольского с использованием разрезного стержня Гопкинсона (скорость деформации $\sim 10^3$ с⁻¹). Ранее таких исследований для сплавов, проявляющих

сложную последовательность фазовых превращений (к таким сплавам относится никелид титана), в сравнении с соответствующими для нелегированных металлов (титан) не проводилось.

Для исследований был выбран титан в крупнозернистом (средний размер зерна 40 мкм) и субмикрокристаллическом (средний размер элементов зерен-субзереной структуры 150 нм) состояниях и никелид титана в трех состояниях: крупнозернистом (средний размер зерна 30 мкм), ультрамелкозернистом (после горячей поперечно-винтовой прокатки (ПВП), средний размер элементов зерен-субзереной структуры 1,2 мкм) и после механико-термической обработки (ПВП и отжига 430 °C, 10 ч), в ходе которой происходит выделение большого количества частиц дисперсной фазы Ti₃Ni₄.

Рассмотрены сравнительные особенности деформационного поведения титана и никелида титана при динамическом и квазистатическом нагружении. Проводится анализ возможных физических причин различий прочностных характеристик и изменений микроструктуры титана и никелида титана в рассматриваемых условиях деформирования.

Автор выражает благодарность за помощь и непосредственное участие в проведении данной работы С.С. Манохину, В.Н. Перевезенцеву, С.Д. Прокошкину, Е.П. Рыклиной.

ОБРАЗОВАНИЕ НАНОДВОЙНИКОВ И ПРЕЦИПИТАТОВ Ti₃Ni₄ В СПЛАВЕ TiNi ПРИ МНОГОКРАТНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ И СТАРЕНИИ

Чуракова А.А.^{1,2}, Гундеров Д.В.^{1,2}

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа

²Институт физики молекул и кристаллов – обособленное структурное подразделение Уфимского федерального исследовательского центра РАН, г. Уфа

churakova_a@mail.ru

Сплавы на основе никелида титана являются известными функциональными материалами с эффектами памяти формы (ЭПФ) и сверхупругости (СУ), обусловленными термоупругими мартенситными превращениями. Цикл мартенситных превращений (МП) приводит к генерации дислокаций в кристаллической решетке, при этом понимание природы влияния термоциклирования (ТЦ) на структуру и свойства материалов имеет большое значение для металлов и сплавов. Немаловажную роль для данных сплавов играют процессы старения, при которых происходит выделение частиц или преципитатов, например, Ti₃Ni₄, TiNi₃ и т.д. Но исследование комбинационного воздействия (термоциклирования и старения) на сплавы системы TiNi проведено не так много. В данной работе на сплаве с большим содержанием Ni – Ti_{49.3}Ni_{50.7}, были проведены исследования структуры при комбинационном воздействии в различных состояниях – крупнозернистом (КЗ), ультрамелкозернистом (УМЗ), полученном РКУП, ультрамелкозернистом, полученном РКУП и осадкой. Для получения УМЗ структуры был применен метод РКУП при T=450 °C n=8. Холодная осадка на 40 % проводилась после равноканального углового прессования. Термоциклирование проводилось в свободном состоянии путем последовательного нагрева (до 150 °C) и охлаждения (-196 °C), выдержка t=5 мин, количество циклов n=100. Старение осуществлялось в температурном интервале старения характерном для данных сплавов. Исследование структуры осуществлялось методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEOL 2100. В результате исследования было установлено, что при

термоциклировании наблюдается тенденция – накопление дислокаций и незначительное изменение структурных элементов в УМЗ состояниях, полученных разными способами. При старении при температуре $T=400^{\circ}\text{C}$ 1 час после термоциклирования наблюдаются различные изменения в структуре – в УМЗ происходит выделение преципитатов Ti_3Ni_4 , в то время как в состоянии УМЗ и осадка происходит формирование нанодвойников (001) и практически отсутствие преципитатов. Вероятно, такое различие можно объяснить тем, что после термоциклирования в материале в этих состояниях была накоплена разная плотность дислокаций, которые образуют, соответственно, разный уровень внутренних напряжений. И при последующем старении в одном случае энергетически выгодно выделение преципитатов, в то время как в состоянии УМЗ и осадка возможно формирование только нанодвойников.

Исследования проведены в рамках гранта для молодых ученых РБ (ГР№28 от 07.03.2019).

ФУНКЦИОНАЛЬНОЕ УСТАЛОСТНОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННЫХ ПРУТКОВ ИЗ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ

Шереметьев В.А.¹, Кудряшова А.А.¹, Лукашевич К.Е.¹, Андреев В.А.^{2,3}, Галкин С.П.¹, Прокошкин С.Д.¹, Браиловский В.⁴

¹НИТУ «МИСиС» (Москва, Россия)

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

³ИМЕТ РАН (Москва, Россия)

⁴Ecole de Technologie supérieure (Монреаль, Канада)

sheremetev@misis.ru

Благодаря уникальной комбинации низкого модуля Юнга (40-60 ГПа), сверхупругого поведения, близкого к поведению кости, и наличию в химическом составе только нетоксичных компонентов сплавы с памятью формы (СПФ) на основе системы Ti-Zr-Nb рассматриваются как наиболее перспективные материалы для изготовления костных имплантатов

Термомеханическая обработка (ТМО) является эффективным инструментом для управления структурно-фазовым состоянием СПФ. С помощью ТМО можно одновременно достигать двух целей: а) получение требуемых заготовок для изготовления имплантатов и б) обеспечение наилучшей комбинации механических и функциональных свойств этих заготовок путем формирования структуры материала. Высокотемпературная ТМО, сочетающая радиально-сдвиговую прокатку (РСП) и ротационную ковку (РК), эффективна для получения высококачественных длинномерных прутков круглого сечения из СПФ на основе Ti-Zr-Nb. Применение РСП позволяет преобразовать слиток в пруток диаметром до 10-12 мм наряду с измельчением структуры и уплотнением металла по всему сечению проката. С помощью последующей РК можно получать пруток диаметром 3-8 мм (что соответствует размерному ряду прутков необходимых при производстве имплантатов) с дополнительным выравниванием структуры металла по поперечному сечению.

В данной работе слиток сплава Ti-19Zr-14Nb (в ат. %), полученный методом вакуумно-дугового переплава, подвергался горячему изостатическому прессованию при температуре 900°C и давлении 100 МПа в течении 2 часов. Далее заготовку деформировали методом РСП до прутка $\varnothing 12\text{-}14$ мм при температуре 800-900 $^{\circ}\text{C}$.

Полученные прутки ковали до Ø5,5-6 мм при комнатной и при высоких температурах (500-700°C) с последеформационным отжигом (500-600°C, 30 мин). Изменения фазового состава, микроструктуры, кристаллографической текстуры, механических свойств изучали после каждого технологического шага.

Особенности функционального усталостного поведения изучали путем циклических испытаний полученных балок методом трехточечного изгиба при постоянной нагрузке (25, 50 и 75% от максимальной при статическом испытании на изгиб). Сплав после РК при 700°C демонстрирует наилучшую функциональную усталостную долговечность.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (проект RFMEFI57517X0158).

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ ПОРОШКОВОГО СПЛАВА TiNi Маркова Г.В.¹, Володько С.С.¹, Касимцев А.В.²

¹ ФГБОУ ВО Тульский государственный университет,

² ООО «Метсинтез», г. Тула

galv.mark@rambler.ru

Структуро-однородные заготовки никелида титана могут быть получены путем прессования и вакуумного спекания гидридно-кальциевых порошков. Прессование заготовок проводили на гидростатическом прессе холодного прессования CIP 62330 фирмы «Avure Technologies» (США) с рабочим давлением 200 МПа. Спекание выполняли в шахтной электропечи сопротивления СШВ-1.2,5/25 И1 при температуре 1200-1250 °C и вакууме $5 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст. в течение 5 часов. Спеченная заготовка имеет небольшую остаточную пористость – около 2 %. Для увеличения плотности и придания заготовку нужной геометрии использовали термомеханическую обработку по трем технологиям: ротационная ковка (РК), поперечно-винтовая прокатка (ПВП), экструзия.

Спеченную заготовку подвергали экструзии на промышленном экструдере при температуре 900 °C с истинной деформацией $e=0,8$. Ковка проводилась в ротационно-ковочной машине за 15 проходов при температурах 600 (РК 600), 900 (РК 900) и 1000 °C (РК 1000). Суммарная деформация при ротационной ковке составила 53...56 % ($e=1,5$). Прокатка спеченной заготовки осуществлялась на трехвалковом прокатном стане в 4 стадии с истинной деформацией на каждой стадии $e = 0,09, 0,3, 0,6, 0,8, 1,5$. Температура нагрева под деформацию составляла 1000 °C, на последнем проходе снижена до 900 °C.

Исследование микроструктуры образцов деформированных прутков проводили на оптическом микроскопе *Axio Observer D1m* фирмы *Ziess* при увеличениях от $\times 50$ до $\times 1500$ в светлом поле. Средний размер зерна определяли методом случайных секущих. Для оценки степени проработанности металла по сечению использовали серийные измерения микротвердости. Фазовый состав образцов исследовали на автоматизированном дифрактометре ДРОН-3. Температуры мартенситных превращений определены методами механической спектроскопии.

Показано, что все виды термомеханической обработки приводят к смещению точек прямого и обратного мартенситного превращения в никелиде титана в сторону более высоких температур на 10-40 °C по сравнению со спеченным состоянием. Некоторые режимы термомеханической обработки привели к появлению метастабильной фазы Ti_3Ni_4 . Характеристики зеренной структуры также изменяются,

однако микроструктура волокнистой морфологии не формируется. Исследована эволюция микроструктуры при ПВП. Установлено разрыхление осевой зоны прутков при ПВП 1000 °C с деформацией $e > 0,3$, что обусловлено созданием растягивающих напряжений в центральной части прутка. Определена степень деформации, обеспечивающая проработанность металла по всему сечению.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 17-03-00360 А.

ГЕНЕРАЦИЯ РЕАКТИВНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ СПЛАВА TiNi В РЕЖИМЕ КРУЧЕНИЯ

Сибирев А.В., Реснина Н.Н., Беляев С.П.

*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург
alekspb@list.ru*

Одним из применений сплавов с памятью формы является использование их в качестве рабочего тела силовых приводов различных конструкций. Вне зависимости от конструкции привода для его работы сплав необходимо подвергать многократным теплосменам через температурный интервал мартенситных превращений. При этом мартенситные превращения сопровождаются необратимыми процессами (увеличивается плотность дефектов), что к изменению параметров мартенситных превращений: изменяются температуры мартенситных превращений и величины эффектов памяти формы и генерируемых напряжений, наблюдается накопление необратимой деформаций. Целью данной работы было исследовать особенности генерации реактивных напряжений и реализации эффектов памяти формы в сплаве TiNi в случае его применения в качестве рабочего тела торсионного привода.

Цилиндрические образцы из сплава Ti₅₀Ni₅₀ закаливали в воду в течение 10 минут от 900 °C, затем отжигали от 500 °C в течение 2 часов. После термической обработки сплав претерпевал B2↔B19' превращения при температурах M_h = 64 °C, M_k = 55 °C, A_h = 84 °C, A_k = 98 °C. Образцы были испытаны в режиме кручения по двум схемам. В первом случае образец сплава TiNi предварительно деформировали до 5 или 7 % при комнатной температуре, когда весь сплав находился в мартенситной фазе. После разгрузки образец соединяли с недеформируемым упругим контр-телом различной жесткости и подвергали 10 термоциклам через температурный интервал мартенситных превращений. Реакцию образца на жесткость контр-тела оценивали с помощью коэффициента $K = \frac{2lM_0}{\pi r^4}$, где l и r – длина и радиус рабочей части образца, а M₀ – начальный крутящий момент. По полученным зависимостям деформации от температуры и напряжения от температуры определили величины эффектов памяти формы, величины развивающихся реактивных напряжений и температуры реализации эффектов памяти формы в каждом цикле. Во втором случае предварительное деформирование образца сплава TiNi осуществляли за счет охлаждения под постоянным напряжением через температурный интервал прямого мартенситного перехода.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 19-79-00106).

ПОЛУЧЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В ДЛИННОМЕРНЫХ ПРУТКАХ СПФ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

**Карелин Р.Д.^{1,2}, Хмелевская И.Ю.¹, Андреев В.А.², Комаров В.С.¹, Юсупов В.С.²,
Прокошкин С.Д.¹**

¹Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва

² Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

rdkarelina@gmail.com

Сплавы с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана широко используются в различных областях медицины и техники для производства устройств, работающих на основе эффекта памяти формы и сверхупругости. Наиболее востребованными полуфабрикатами, используемыми для производства данных изделий, являются объемные круглые заготовки диаметром от 10 мм и менее. Возможности формирования ультрамелкозернистой структуры (nano- или субмикрокристаллической), обеспечивающей высокий комплекс механических и функциональных свойств в таких заготовках, ограничены существующими технологическими схемами производства СПФ Ti-Ni. Одной из наиболее распространенных технологических операций, используемых для получения круглых и длинномерных заготовок различного сортамента, является горячая ротационная ковка (РК). С ее помощью получают заготовки из СПФ Ti-Ni с динамически рекристаллизованной структурой и сравнительно невысоким комплексом свойств. Поэтому в данной работе была изучена возможность проведения ротационной ковки при пониженных температурах деформации с целью формирования ультрамелкозернистой структуры и соответствующего повышения комплекса эксплуатационных характеристик в длинномерных заготовках из СПФ на основе Ti-Ni.

В настоящей работе горячекатаные прутки диаметром 20 и 12 мм подвергали ротационной ковке (РК) до 5 мм при низких температурах: 400 и 350 °C. Параметры деформации были выбраны на основе предыдущего опыта использования других схем деформации, в частности интенсивной пластической деформации (ИПД) методами РКУП и MaxStrain. Структуру изучали с использованием методов рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии. Механические свойства определяли методом одноосного растяжения и твердости по Виккерсу, максимальную полностью обратимую деформацию ($\varepsilon_{r,1}^{max}$) – термомеханическим методом.

Полученные результаты показывают, что РК при низких температурах позволяет получать длинномерные заготовки – около 3 м и более с достаточно высоким уровнем механических ($\sigma_b = 1100$ МПа) и функциональных ($\varepsilon_{r,1}^{max} = 8,0\%$, после отжига 400 °C, 1 ч) свойств по сравнению с состоянием после горячей ротационной ковки при 850 °C ($\sigma_b = 850$ МПа, $\varepsilon_{r,1}^{max} = 3,0\%$). Наиболее технологично начинать ковку с диаметра 12 мм, поскольку ковка с диаметра 20 мм гораздо более трудоемка, а различие в конечном комплексе свойств незначительно.

МОДЕЛИРОВАНИЕ И РАСЧЕТ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ**Ti-Hf-Ni-Cu В РАМКАХ СТРУКТУРНО-АНАЛИТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ****Демидова Е.С., Беляев С.П., Волков А.Е., Беляев Ф.С., Реснина Н.Н.***Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург**lena-demi@yandex.ru*

Известно, что эффекты памяти формы в сплавах на основе TiNi, в частности обратимое неупругое деформирование при охлаждении сплава под нагрузкой, обусловлены термоупругими мартенситными превращениями. К настоящему моменту обнаружено, что в ряде сплавов на основе TiNi возможна реализация прямого перехода в условиях выдержки при постоянной температуре близкой к температуре начала прямого превращения. Ранее авторами было показано, что изотермические мартенситные переходы, которые происходят в материале под нагрузкой, также приводят к накоплению обратимой деформации. Поскольку изотермические мартенситные превращения в сплавах на основе TiNi достаточно новое явление, существующие теоретические модели не позволяют описывать функциональные свойства материалов, испытывающих такие переходы. В связи с этим, целью данной работы явилось моделирование изменения деформации сплава с эффектом памяти формы при реализации изотермического мартенситного перехода с использованием структурно-аналитической модели

Анализ литературы показывает, что изотермические мартенситные превращения имеют место в сплавах на основе NiTi, обладающих высокой концентрацией точечных дефектов. Было предположено, что в таких материалах избыточные точечные дефекты частично препятствуют реализации прямого мартенситного превращения. Для преодоления этих препятствий необходимо увеличение движущей силы превращения, что приводит к уменьшению температур перехода. Однако, в условиях выдержки при постоянной температуре возможно термоактивируемое преодоление препятствий, вызванных точечными дефектами, следовательно, возможно изотермическое увеличение мартенситной фазы. Таким образом, в работе считали, что изменение объемной доли мартенсита пропорционально не только движущей силе превращения, но и может изменяться по аррениусовскому закону. Расчет осуществляли на базе микроструктурной модели, разработанной В.А. Лихачевым и А.Е. Волковым, в которой для учета изотермической кинетики мартенситных переходов были введены уравнения расчета объемной доли мартенситной фазы с учетом представленных выше предположений.

В работе рассчитаны зависимости деформации от температуры, полученные при охлаждении и нагревании материала с промежуточными изотермическими выдержками, и зависимости изотермически накопленной деформации от времени выдержек. Установлено, что модель хорошо описывает экспериментальные данные, следовательно, можно сделать вывод, что она применима для расчета функциональных свойств сплавов с эффектом памяти формы на основе TiNi, в которых реализуются изотермические превращения.

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (грант №18-36-00362мол_а).

ПОЛУЧЕНИЕ, ИЗУЧЕНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ОДНОРОДНОСТИ**СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ti-Zr****Конопацкий А.С., Шереметьев В.А., Дубинский С.М., Жукова Ю.С.,****Филонов М.Р., Прокошкин С.Д.****НИТУ «МИСиС»***konopatskiy@misis.ru*

Разработка металлических материалов для замены костной ткани является одним из наиболее перспективных направлений современного материаловедения, ставящего своей целью решение прикладных медицинских задач.

Целью данной работы является получение и изучение химического состава новых сверхупругих титановых сплавов медицинского назначения.

Методом вакуумно-дугового переплава (ВДП) с нерасходуемым вольфрамовым электродом были получены слитки малого развеса сплавов Ti-18Zr-15Nb, Ti-18Zr-14Nb-4Ta, Ti-41Zr-8Nb. С целью обеспечения сплавам повышенной степени однородности распределения основных компонентов каждый слиток был подвергнут пяти последовательным переплавам с переворачиванием слитка после каждого из переплавов. Комплексное исследование химического состава полученных материалов проводили на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) методом микрорентгеноспектрального анализа (МРСА).

В ходе исследования путем элементного анализа было изучено соответствие полученного химического состава заданному, результаты которого для сплава Ti-18Zr-15Nb приведены в таблице 1.

Таблица 1. Результаты измерения химического состава в точке, сплав Ti-18Zr-15Nb

Измерение	Ti	Zr	Nb
Средний состав	66,3±0,1	18,6±0,2	15,1±0,2
Номинальный состав	67	18	15

Как можно видеть из таблицы 1 среднее значение химического состава с учетом погрешности находится в хорошем соответствии с номинальным. Аналогичные результаты были получены для остальных сплавов.

Полученные результаты позволили установить перспективность метода ВДП с нерасходуемым электродом для получения лабораторных слитков сверхупругих титановых сплавов. Химический состав полученных слитков находился в хорошем соответствии с номинальным, что было подтверждено как измерением интегрального химического состава, таки измерениями в точке. Все компоненты сплава при этом были распределены по слитку достаточно однородно. Полученные материалы могут быть применены для дальнейших исследований особенностей микроструктуры сплавов и изучения их функциональных свойств.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 18-33-00418 мол_а).

**ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СОСТАРЕННЫХ В СВОБОДНОМ
СОСТОЯНИИ И ПОД СЖИМАЮЩЕЙ НАГРУЗКОЙ [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ
CONIGA**

Куксгаузен И.В., Бессонова И.Г., Победенная З.В., Чумляков Ю.И., Киреева И.В.

*Сибирский физико-технический институт Национального исследовательского
Томского государственного университета
irbas@sibmail.com*

Исследовано влияние старения при $T=623$ К в течение 3 часов в свободном состоянии (кристалл-I) и под сжимающей нагрузкой 150 МПа (кристалл-II) на обычный эффект памяти формы (ЭПФ) и эффективность термомеханической тренировки для инициирования двойного ЭПФ в [001]-моноцирсталах сплава Co₄₉Ni₁₂Ga₃₀ (ат, %) при термоупругом B2-L₁₀ мартенситном превращении (МП). После старения при $T=623$ К, 3 часа, согласно электронно-микроскопическим исследованиям, в B2-фазе выделяются частицы γ' -фазы неравноосной формы: ширина и длина частиц равны 5–8 нм и 10–25 нм, соответственно. Деформация превращения в кристаллах [001]-ориентации при B2-L₁₀ МП имеет максимальные значения 4.5 %, однако при старении под нагрузкой в них растет 4 варианта частиц γ' -фазы. С целью получения одного ориентированного варианта частиц в [001]-кристалле, образец старили под сжимающей нагрузкой, приложенной вдоль [111]-направления, а затем вырезали образцы вдоль [001]-ориентации.

После старения в [001]-кристаллах I и II при охлаждении/нагреве без приложения нагрузки самопроизвольного изменения размеров образца не наблюдается, следовательно, двойной ЭПФ не реализуется. При охлаждении/нагреве под сжимающей нагрузкой $\sigma=10$ МПа в кристаллах I и II реализуется обычный ЭПФ. При этом B2-L₁₀ МП характеризуется широким температурным гистерезисом ΔT° равным 146 и 100 К в кристалле I и II, соответственно. С ростом σ до 400–450 МПа величина ΔT° уменьшается в 1.5–2 раза. Величина обычного ЭПФ $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}$ с ростом σ изменяется немонотонно. В кристалле I в интервале $\sigma=10$ –125 МПа $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}$ растет, достигая максимального значения равного 2.3(± 0.2) % при 125 МПа, затем незначительно уменьшается до 1.9(± 0.2) % при $\sigma=450$ МПа. В кристалле-II максимальное значение $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}=2.5(\pm 0.2)$ % достигается при 75 МПа и при $\sigma=400$ МПа $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}=1.9(\pm 0.2)$ %.

Показано, что тренировка – охлаждение/нагрев через температуры МП под нагрузкой в кристаллах I и II приводит к появлению двойного ЭПФ. Установлено, что в кристалле II для наведения двойного ЭПФ требуются меньшие напряжения в тренировочном цикле ($\sigma=350$ МПа), чем в кристалле I, где первая петля двойного ЭПФ величиной $\varepsilon_{\text{дЭПФ}}=0.8$ % фиксируется после тренировки под нагрузкой $\sigma=400$ МПа. Максимально достигнутые значения двойного ЭПФ в кристалле I и II равны 1.3(± 0.2) % после тренировки под $\sigma=450$ МПа и $\sigma=400$ МПа, соответственно. При реализации двойного ЭПФ в кристаллах I и II наблюдается широкий температурный гистерезис равный 80–100 К.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-33-00101.

**ВЛИЯНИЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ,
КАЛОРИМЕТРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И
ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА**

Полякова К.А., Рыклина Е.П., Реснина Н.Н., Прокошкин С.Д.

¹НИТУ «МИСиС», Москва, Россия, vachiyana@yandex.ru

²ФГБОУ ВО Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург,
resnat@mail.ru

Исследовали влияние изотермического старения на структурные изменения, мартенситные превращения и параметры эффектов памяти формы (ЭПФ) в сплаве Ti–50,7 ат.%Ni, полученного холодным волочением с накопленной деформацией 44% (ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ»). Образцы проволоки диаметром 0,3 мм подвергали старению при температуре 430 °C с выдержкой от 1 ч до 50 ч: (1) непосредственно после холодного волочения и (2) после рекристаллизационного отжига при температуре 600 – 800 °C в течение 0.3–1 ч. В результате старения исходного холоднодеформированного материала формируетсяnanoструктура, состоящая из субзерен полигонизованной субструктурой и рекристаллизованных зерен B2–аустенита. Исследование смешанной структуры проводили на просвечивающем электронном микроскопе JEOL 2100 в ЦКП НИТУ «МИСиС» при ускоряющем напряжении 200 кВ. Частицы фазы Ti₃Ni₄ в такой структуре высокодисперсны и определяются только электроннографически. В результате рекристаллизационного отжига формируется структура B2–аустенита со средним размером зерна от 5 до 15 мкм. Размер рекристаллизованного зерна исследовали растровым электронным микроскопом JSM-6460LV. Эволюцию мартенситных превращений (МП) изучали методом ДСК с использованием калориметра «Mettler Toledo 822e» со скоростью охлаждения/нагрева 10 °C/мин. Показано, что мартенситное превращение реализуется при температуре 430 °C, 10 ч при размере зерна ~90–100 нм, в nanoструктурном материале оно подавлено. Температура B2→R превращения практически не меняется с увеличением отжига от 1 до 50 ч. В мелкозернистой структуре образование B19'–мартенсита подавлено и не зависит от времени выдержки при старении. Оно становится возможным при увеличении размера зерна более 11 мкм, когда в центральной зоне зерна проявляются частицы фазы Ti₃Ni₄ диаметром более 70 нм. Об этом свидетельствует наличие трех последовательных стадий превращений B2→R, R→B19' и B2→R→B19'. Наведение эффектов памяти формы проводили по схеме изгиба в диапазоне наводимой деформации от 12 до 20% по схеме, предусматривающей деформацию при температуре пика B2→R–превращения с последующим охлаждением под нагрузкой до температуры жидкого азота –196 °C. Определен диапазон критических размеров структурных элементов в смешанной и рекристаллизованной структуре, обеспечивающий максимальные значения обратимой и полной обратимой деформации (последняя включает собственно обратимую деформацию и упругую отдачу). Полученные результаты могут быть использованы для прецизионного управления функциональными свойствами за счет регулирования параметров микроструктуры и стадийности МП.

Исследование выполнено в рамках гранта Российского научного фонда (проект № 19-79-00365).

**СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ, КАЛОРИМЕТРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ
МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА
СПЛАВА Ti-50,2 ат. % Ni**

Абдураимова Н.У., Рыклина Е.П., Реснина Н.Н., Прокошкин С.Д.

**¹ФГАОУ ВО Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», Москва, Россия, titenash@mail.ru**

**²ФГБОУ ВО Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург
resnat@mail.ru**

Заэкиатомный сплав Ti–50.2 ат.%Ni общетехнического назначения широко применяется для актуаторов. Для формирования структуры на разных стадиях разупрочнения исследуемый сплав традиционно подвергают отжигу в интервале температур 400–450°C в течение 1 ч. Отжиг при более длительных выдержках на данном сплаве не применяли. Отсутствуют также данные о влиянии отжига на калориметрические эффекты мартенситных превращений (МП) с рекристаллизованной структурой после дополнительного отжига в диапазоне температур интенсивного старения. Проволочные образцы диаметром 0,3 мм, полученные холодным волочением с накопленной деформацией подвергали отжигу в диапазоне температур 400–700°C для получения спектра структурных состояний на разных стадиях разупрочнения. Электронномикроскопические исследования проводили в Центре коллективного пользования (ЦКП) НИТУ «МИСиС» «Металловедение и металлургия» на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Стадийность МП исследовали методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на калориметре марки «Mettler Toledo 822e». Функциональные свойства определяли с использованием оригинального приспособления в диапазоне значений наводимой деформации 11–21%.

В результате рекристаллизационного отжига формируется зеренная структура с размером зерна ~ 10 мкм. Последующее старение при температуре 430°C, 10 ч не приводит к выделению частиц фазы Ti₃Ni₄; ее рефлексы отсутствуют. В то же время характер изменения калориметрических кривых свидетельствует о протекании процессов предвыделения, что позволяет отнести исследуемый сплав Ti–50.2 ат.% Ni к разряду слабостареющих.

Максимальный уровень значений обратимой деформации $\varepsilon_r = 17.0 \pm 0.8\%$, полной обратимой деформации $\varepsilon_r^{tot} = 19.0 \pm 1\%$ и величины ОЭПФ $\varepsilon_{tw} = 4.0\%$ реализуется при наводимой деформации $\varepsilon_t = 19.5 \pm 1\%$. Дополнительный отжиг при 430°C (10 ч) сплава рекристаллизованной структурой (700°C, 30 мин) приводит к увеличению ОЭПФ до 5%.

На основании полученных результатов построена диаграмма, позволяющая определить диапазон размеров структурных элементов, обеспечивающих реализацию аномально высоких значений ЭПФ для сплава Ti-50.2 ат.% Ni.

**ВЛИЯНИЕ СОЧЕТАНИЯ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ И
РОТАЦИОННОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-18Zr-14Nb
(В АТ. %) МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

**Кудряшова А.А.¹, Шереметьев В.А.¹, Лукашевич К.Е.¹, Галкин С.П.¹,
Прокошкин С.Д.¹, Браиловский В.²**

¹НИТУ «МИСиС» (Москва, Россия)

²Ecole de Technologie supérieure (Монреаль, Канада)

kudryashova@misis.ru

В настоящее время существует потребность в получении длинномерных прутковых заготовок, отвечающих требованиям высокой точности размеров, для изготовления ортопедических имплантатов. К материалу имплантата предъявляются требования по биохимической и биомеханической совместимости с костной тканью: входящие в сплав компоненты не должны вызывать отрицательной реакции организма человека, а механические свойства сплава должны быть подобны свойствам костной ткани. Данным требованиям отвечают безникелевые сплавы с памятью формы (СПФ) на основе системы Ti-Zr-Nb, демонстрирующие сочетание низкого значения модуля Юнга (40 – 60 ГПа) и сверхупругого поведения, близкого к поведению костной ткани.

Методами термомеханической обработки (ТМО) возможно эффективно управлять структурой и функциональными свойствами СПФ. При применении горячей радиально-сдвиговой прокатки (РСП), как одного из методов ТМО, увеличивается функциональная долговечность, а дополнительная низкотемпературная термомеханическая обработка, включающая холодную прокатку и последеформационный отжиг (ПДО) при различных температурах, увеличивает комплекс функциональных свойств (понижение модуля Юнга, увеличение разницы между фазовым и дислокационным пределом текучести). Однако, РСП приводит к неоднородности заготовки по сечению. В результате последующей ротационной ковки (РК) возможно получение прутков с однородной структурой по сечению заготовки и более высокой функциональной усталостной долговечности.

В результате применения к сплаву Ti-18Zr-14Nb (в ат. %) многостадийной ТМО, включающей радиально-сдвиговую прокатку и последующие режимы горячей (ГРК) и холодной ротационной ковки (ХРК), были сформированы различные структурно-фазовые состояния. ГРК приводит к формированию динамически рекристаллизованной структуры со средним размером зерна β -фазы 8 мкм при РК при 600 °C (ГРК600) и 25 мкм при РК при 800 °C (ГРК800). После ГРК600 сплав демонстрирует высокий уровень прочности и обратимой деформации, а ГРК800 приводит к ухудшению качества поверхности прутка. Сочетание ГРК и ХРК с ПДО при температуре 525 °C способствует формированию полигонизированной субструктурой β -фазы. В этом состоянии сплав проявляет наилучшее сочетание функциональных свойств и высокую величину обратимой деформации, около 4%. Повышение температуры ПДО до 550 °C приводит к рекристаллизации и формированию структуры β -фазы со средним размером зерна 4-5 мкм после ГРК600 и ГРК800.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (договор №18-38-00470\19).

**ИЗУЧЕНИЕ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ СВЕРХУПРУГИХ
СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ti-Zr ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАТОВ****Теплякова Т.О., Жукова Ю.С., Коробкова А.А., Подгорный Д.А.**

НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

t.teplyakova95@mail.ru

Одними из наиболее распространенных материалов, применяемых в качестве медицинских имплантатов, являются сплавы на основе титана. Преимущество данных материалов состоит в том, что они обладают сравнительно малой плотностью, высокой прочностью и коррозионной стойкостью, а также могут проявлять улучшенную биомеханическую совместимость с костной тканью за счет пониженного модуля Юнга и эффекта сверхупругости. На данный момент перспективным является изучение сплавов систем Ti-Zr-Nb и Ti-Zr-Nb-Ta, обладающих сверхупругими свойствами и состоящих только из биосовместимых компонентов. Так как имплантаты весь срок службы проводят в агрессивных средах человеческого организма, важным является способность материала к защите от их негативного воздействия. В связи с этим, необходимо изучить электрохимическое поведение данных сплавов в модельных физиологических растворах, имитирующих эти среды, а также исследовать изменение элементного состава в приповерхностной области под действием этих растворов.

В данной работе сплавы составов Ti-18Zr-14Nb, Ti-18Zr-14Nb-4Ta, Ti-30Zr-12Nb получены методом вакуумно-дугового переплава и последующей гомогенизацией при температуре 900 °C в течение 60 минут в атмосфере аргона и закалкой в воду. Изменение потенциала свободной коррозии производилось в трехэлектродной ячейке при помощи потенциостата IPC Pro MF (Volta Co, Россия) в растворе Хэнкса (состав (г/л): 8 NaCl, 0.4 KCl, 0.12 Na₂HPO₄ · 12H₂O, 0.06 KH₂PO₄, 0.2 MgSO₄ · 7H₂O, 0.35 NaHCO₃, 0.14 CaCl₂, H₂O (до 1 л раствора); pH 7.4) при температуре 37 °C. В качестве электрода сравнения использовался насыщенный хлорид-серебряный электрод. Исследование элементного состава поверхности образцов проводилось методом электронной оже-спектроскопии на установке PHI-680 Physical Electronics в сочетании с ионным травлением (скорость травления 5 нм/мин) до и после экспозиции образцов исследуемых сплавов в растворе Хэнкса в течение 7 суток. Оценка толщины оксидной пленки осуществлялась на основании анализа профилей распределения кислорода по глубине для каждого образца.

Установлено, что потенциалы свободной коррозии для всех сплавов сдвигаются в более положительную сторону, что свидетельствует о склонности материала к пассивации и соответственно формированию на поверхности сплавов защитных оксидных пленок. Наименьшая величина потенциала наблюдается у сплава Ti-18Zr-14Nb-4Ta, что должно благоприятствовать осаждению положительно заряженных ионов (Ca, P) на сплаве, тем самым способствуя интеграции имплантата в окружающие ткани. Методом электронной оже-спектроскопии, было выявлено, что самой тонкой оксидной пленкой обладает сплав Ti-18Zr-14Nb-4Ta, а также было замечено, что экспозиция в растворе Хэнкса сильнее повлияла на толщину оксидной пленки на образцах сплавов Ti-18Zr-14Nb и Ti-30Zr-12Nb.

**ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ
И КОРРОЗИОННО-ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ
БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО СПЛАВА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ Fe-30Mn-
5Si**

Кадиров П.О., Жукова Ю.С., Дубинский С.М., Пустов Ю.А., Прокошкин С.Д.

НИТУ «МИСиС», Москва

Pulat_1993-2009@mail.ru

В настоящее время основными материалами, имплантируемыми в организм человека, а именно в костную ткань, с целью замещения или восстановления поврежденных органов, являются биоинертные металлические сплавы, такие как титан и сплавы на его основе. Данные материалы, помимо высокой биосовместимостью с костной тканью, обладают высокой механической прочностью и эффектом памяти формы. Несмотря на все положительные свойства в последнее время появляются работы, указывающие на необходимость удаления имплантатов из организма человека, после достижения необходимого результата. Одними из главных причин являются ограничение роста кости и появление аллергических реакций. В связи с этим начинают появляться новые методы остеосинтеза с использованием биорезорбируемых материалов. Данные имплантаты способствуют регенерации кости, постепенно растворяясь в биологических жидкостях человека. Такими свойствами обладают сплавы на основе системы Fe-Mn.

Целью настоящей работы явилось исследование структуры, механических свойств и температур обратимого мартенситного превращения сплава Fe-30Mn-5Si после различных режимов термомеханической обработки, и электрохимическое поведение в растворе, моделирующем жидкую составляющую костной ткани организма человека.

Сплав Fe-30Mn-5Si был исследован в нескольких режимах: в исходном состоянии после гомогенизационного отжига; после горячей прокатки при 600 и 800°C, со степенью деформации $e=0,3$ и после холодной прокатки, со степенью деформации $e=0,3$, с постдеформационным отжигом при 500 и 600 °C.

Методами микрорентгеноспектрального, рентгеноструктурного и металлографического анализа, дифференциальной сканирующей калориметрии, хронопотенциометрии, потенциодинамической вольтамперометрии и механических испытаний изучено влияние термомеханической обработки по различным режимам на структуру, механические свойства, температуру обратимого мартенситного превращения и электрохимическое поведение биорезорбируемого сплава Fe-30Mn-5Si.

В целом можно заключить, что сплав Fe-30Mn-5Si после термомеханической обработки, демонстрирует улучшение механических свойств и увеличение скорости коррозии по сравнению с исходным состоянием, в связи с чем можно сделать вывод, что данный сплав является перспективным для использования в качестве биорезорбируемого материала.

**ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЙ ТИТАН-ЦИРКОНИЙ,
СФОРМИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ НА ПОВЕРХНОСТИ
ТИТАНОВЫХ ИМПЛАНТАТОВ**

Соснин К.В., Романов Д.А., Громов В.Е., Филяков А.Д., Будовских Е.А.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

k.sosnin@mail.ru

Электровзрывным методом на поверхности дентального имплантата из сплава на основе титана сформировано покрытие состава Ti-Zr толщиной не менее 50 мкм. Установлено, что покрытие является многоэлементным и многофазным. Показано, что наряду с твердым раствором на основе Ti-Zr, в покрытии присутствуют карбидная и оксидная фазы. Обнаружено, что покрытие, сформированное электровзрывным методом, обладает субмикро- нанокристаллической структурой. Выявлено, что формирование покрытия состава TiZr сопровождается (относительно подложки без покрытия) незначительным (на 18%) снижением параметра износа (повышением износостойкости) поверхностного слоя, повышением коэффициента трения в 1,5 раза, незначительным (на 3%) повышением твердости и снижением модуля Юнга на 14%.

Методами сканирующей электронной микроскопии проведены исследования структуры и элементного состава поперечного шлифа системы «покрытие/подложка» сформированной электровзрывным методом. По морфологии структуры и контрасту травления формирующееся покрытие можно условно разделить на два подслоя. Вблизи границы раздела подслой №1 имеет столбчатое строение; подслой №2 – дендритное строение. Можно предположить, что подслой №2 был сформирован в результате плавления и последующей скоростной кристаллизации поверхностного слоя подложки (сплав на основе титана), инициированным налетающим потоком плазмы, образовавшейся в результате электрического взрыва титановой фольги с расположенным на ней порошком циркония. Подслой №1 является собственно покрытием системы Ti-Zr.

Элементный состав покрытия анализировали методами микрорентгеноспектрального анализа. Микрорентгеноспектральный анализ элементного состава по точкам выявил присутствие, наряду с атомами титана и циркония, атомов других элементов. Наряду с элементами, характерными для сплава на основе титана, в покрытии присутствуют атомы углерода и кислорода. Характерно, что атомы углерода выявлены исключительно в поверхностном слое, а атомы кислорода присутствуют по всей глубине покрытия. Основываясь на результатах элементного анализа можно предположить, что сформированное покрытие является многофазным и должно содержать, наряду со сплавом Ti-Zr, карбидные и оксидные фазы.

Фазовый состав поверхностного слоя покрытия изучали методами рентгеноструктурного анализа. Выполненные исследования выявили присутствие в поверхностном слое покрытия трех фаз: основной является α -модификация сплава TiZr (81,3 объемных %), в существенно меньшем объеме присутствуют оксид циркония ZrO (9,5 объемных %) и карбид титана TiC (9,2 объемных %). Таким образом, полученные методом рентгенофазового анализа результаты хорошо согласуются с результатами микрорентгеноспектрального анализа.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-00075 мол_а.

*СЕКЦИЯ 2
СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ*



**ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ВЫДЕРЖКЕ СПЛАВА
Ti₄₉Ni₅₁ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПОСЛЕ АКТИВНОГО НАГРУЖЕНИЯ****Габриелян А.Х.¹, Иванов А.М.¹, Беляев С.П.¹, Реснина Н.Н.¹, Андреев В.А.^{2,3}**¹*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург*²*ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПб», Москва, Россия*³*Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Москва**st063878@student.spbu.ru*

Ранее было показано, что, если закаленный сплав Ti₄₉Ni₅₁ охладить под постоянным напряжением до некоторой температуры, которая расположена внутри интервала прямого перехода, и выдержать под напряжением некоторое время, то при выдержке в образце накапливается деформация, которая полностью обратима при последующем нагревании. Поскольку деформация восстанавливается полностью, то было сделано заключение о том, что накопление деформации при выдержке обусловлено термоупругим мартенситным переходом, реализующимся в изотермических условиях. В упомянутых экспериментах реализовывали цикл охлаждения – нагревания под постоянной нагрузкой с промежуточной выдержкой в интервале температур прямого перехода. Вместе с тем можно предложить режим, близкий к экспериментам на изучение псевдоупругого поведения, когда образец охлаждается без нагрузки до температуры выдержки, а затем нагружается до некоторого напряжения и выдерживается под постоянной нагрузкой. В этом случае, если термоупругое мартенситное превращение реализуется в изотермических условиях, то при выдержке должна наблюдаться деформация, которая будет обратимой при последующей разгрузке или нагревании. Целью работы явилось изучение изменения деформации в таком режиме.

В качестве объектов исследования использовали проволочные образцы ($d=1.5$ мм, $l=40$ мм, $l_{\text{раб.ч.}} = 9$ мм) заникеленного сплава Ti – 51.0 ат.% Ni, закаленные от 900 °C в воде и подвергнутые 100 термоциклам для стабилизации температур мартенситных переходов. После указанной термообработки сплав испытывал термоупругое мартенситное превращение из кубической B2 фазы в моноклинную B19' фазу при температурах $M_s=-43$ °C, $M_f=-63$ °C, $A_s=-24$ °C, $A_f=-9$ °C. Образцы охлаждали от 100 °C до температуры выдержки со скоростью 10 °C/мин, выдерживали в течение 40 мин для стабилизации температуры, после чего нагружали до 300 МПа и разгружали или нагружали до 300 МПа, выдерживали в течение 60 минут и разгружали. Скорость деформирования составила 0,5 мм/мин. Температуру выдержки выбирали в интервале от -6 до -12 °C, близком к температурам прямого перехода, реализуемого при охлаждении под напряжением 300 МПа.

Полученные результаты показали, что изотермическая выдержка сопровождается изменением деформации, которая обратима при разгрузке. Таким образом, можно заключить, что режим псевдоупругости может наблюдать за счет термоупругого мартенситного перехода, реализуемого при изотермических условиях.

Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда (№ 18-19-00226)

**МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ОБРАЗЦАХ СПЛАВА TiNi,
ПОЛУЧЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ WAAM**
Карасева У.П.¹, Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, Palani I.A.², ManiPrabhu SS.²,
Manikandan M.², Jayachandran S.²

¹*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург*

²*Indian Institute of Technology Indore, India*

uliafoncattel@gmail.com

Для получения изделий сложной формы большие перспективы связывают с использованием аддитивных технологий – методов послойного синтеза. Среди многочисленных методов можно выделить технологию WAAM (wire-arc additive manufacturing) - метод послойного наплавления сплава, что позволяет получать образцы сложной формы с большой скоростью изготовления, малым расходом материала и относительной простотой изготовления. Одним из недостатков этого метода является неоднородная структура получаемых образцов. Неоднородность проявляется и с точки зрения морфологии зерен и по фазовому и химическому составу. Известно, что мартенситные превращения в сплавах с памятью формы на основе TiNi крайне чувствительны к изменению концентрации никеля, поэтому можно ожидать, что в образцах, синтезированных методом WAAM, может наблюдаться неоднородность и с точки зрения реализации фазовых переходов. Целью настоящей работы явилось исследование мартенситных переходов в образцах сплава TiNi, синтезированных методом WAAM.

Используя метод WAAM, было синтезировано два образца из проволоки Ti-50,8 ат. % Ni диаметром 1,2 мм. Синтез образцов проводили на титановой подложке в защитной атмосфере. Один из образцов представлял собой пятислойный массив, в котором слои были наплавлены в одну полосу. Второй из образцов представлял массивный трехслойный образец, у которого каждый слой состоял из 4-х полос. После синтеза от образцов отрезали методом электроэррозионной резки пластины толщиной 1 мм на расстоянии 1 см от края образца. Пластины разрезали на образцы размером 3x3 мм, нумеровали каждый из полученных образцов для того, чтобы зафиксировать его положение в основной пластине, и подвергали эти образцы охлаждению и нагреванию в дифференциальном сканирующем калориметре. Полученные результаты показали, что кинетика мартенситных переходов одинакова в рамках одного слоя и сильно меняется при переходе от одного слоя к другому. Так в нижних слоях, наплавляемых на титановую подложку, наблюдается мартенситный переход при высоких температурах, что соответствует переходам в сплавах с концентрацией никеля 50,0 ат. % и меньше. В верхних слоях кинетика мартенситных переходов соответствует переходам, имеющим место в проволоке, которая была использована для синтеза образцов, т.е. при очень низких температурах. В переходных слоях температуры мартенситных переходов уменьшаются по высоте слоя. Таким образом, результаты исследования показывают, что в образце синтезированном WAAM наблюдается резкая неоднородность по концентрации никеля по высоте образца, что приводит к тому, что различные слои испытывают мартенситные переходы при различных температурах.

Работа выполнена в рамках совместно проекта RSF-DST при поддержке Российского Научного Фонда (грант № 19-49-02014)

НЕОДНОРОДНОСТЬ СТРУКТУРЫ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА TiNi, ПОЛУЧЕННЫХ АДДИТИВНЫМ МЕТОДОМ WAAM

Люльчак П.С.¹, Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, Palani I.A.², ManiPrabhu SS.²,
Manikandan M.², Jayachandran S.², Сибирев А.В.¹, Поникарова И.В.¹

¹Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург

²Indian Institute of Technology Indore, India

plus_xcv@mail.ru

Целью работы явилось исследование структуры образцов, синтезированных методом WAAM (wire-arc additive manufacturing) – методом послойного наплавления из проволоки Ti – 50,8 ат. % Ni. Образцы синтезировали на титановой подложке в защитной атмосфере инертного газа. Один из образцов представлял собой пять слоев, наплавленных друг на друга. Второй образец состоял из трех слоев, каждый из которых, в свою очередь, состоял из четырех слоев в одной плоскости. После синтеза образцы разрезали на электроэррозионном станке АРТА-153ПРО поперек слоев на пластины толщиной 1,5 мм, из которых были приготовлены металлографические шлифы. Изучали их структуру на металлографических микроскопах ЛОМО 31 ЛВ и Carl-Zeiss AxioScope A1, распределение химических элементов методом рентгеновского энергодисперсионного анализа и фазовый состав методом рентгеновской дифракции.

Полученные результаты показали, что структура слоев крайне неоднородна и отличается от слоя к слою. Нижний слой, который был наплавлен на титановую подложку, представляет собой эвтектику фаз TiNi и Ti₂Ni, соотношение объемных долей которых соответствует 3/1. Поскольку для синтеза использовали заникеленную проволоку Ti-50,8 ат. % Ni, то логично предположить, что избыток титана появился в слое вследствие диффузии титана из титановой подложки в процессе наплавления. При наплавлении второго слоя избытки атомов титана проникают в новый слой, но его концентрации недостаточно для формирования фазы Ti₂Ni и в слое присутствует только фаза TiNi. В средних слоях наблюдается сильная морфологическая текстура, зерна сильно вытянуты поперек слоев и имеют неправильную форму. Поскольку в верхнем слое вытянутых зерен обнаружено не было, то можно предположить, что они формируются в средних слоях вследствие того, что эти слои, после того, как они были наплавлены, подвергаются дополнительным нагревам и охлаждениям при наплавлении следующих слоев и это приводит к формированию неравнносных зерен. Верхний слой после наплавления быстро охлаждается и его структура соответствует структуре быстроохлажденного сплава. Таким образом можно заключить, что образец, синтезированный WAAM, обладает очень неоднородной структурой по высоте и его необходимо подвергать термообработке.

В массивном образце, в котором каждый слой состоял из четырех слоев в одной плоскости, между вертикальными слоями наблюдаются несплошности. Это указывает на то, что выбранная скорость подачи материала – 4,3 м/мин оказывается недостаточной для того, чтобы расплавленный металл заполнил все пространство между слоями.

Работа выполнена в рамках совместно проекта RSF-DST при поддержке Российского Научного Фонда (грант № 19-49-02014) с использование оборудования ресурсных центров «Рентгенодифракционные методы исследования», «Термогравиметрические и калориметрические методы исследования» и «Нанотехнологии» СПбГУ.

ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВЕ Ti – 51 ат. % Ni ПОСЛЕ ОХЛАЖДЕНИЯ ПОД НАГРУЗКОЙ

Рахимов Т.М.¹, Беляев С.П.¹, Реснина Н.Н.¹, Андреев В.А.^{2,3}

¹Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург

²ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва

³Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Москва

moldybizkit@mail.ru

Целью работы явилось исследование влияния предварительной деформации, полученной путем охлаждения под нагрузкой, на эффект стабилизации мартенсита в сплаве Ti – 51 ат. % Ni. В качестве объектов исследования использовали проволочные образцы диаметром 1,5 мм, закаленные от 900 °C в течение 10 минут в воде. После указанной термообработки образцы испытывали термоупругое мартенситное превращение $B2 \leftrightarrow B19'$ при охлаждении и нагревании при температурах $M_h = -20$ °C, $M_c = -37$ °C, $A_h = -10$ °C, $A_c = 3$ °C. Так как при комнатной температуре сплав находился в аустенитном состоянии, влияние предварительной деформации на температуры мартенситных переходов невозможно было исследовать методом калориметрии. Для достижения цели исследований была разработана методика одновременного измерения электросопротивления и деформации. Образцы, установленные через специальные переходники в захваты испытательной машины Shimadzu AG-50kN, нагревали до 100 °C, чтобы перевести их в аустенитное состояние, нагружали при этой температуре до различной нагрузки, охлаждали под постоянной нагрузкой до -70 °C, чтобы перевести сплав в мартенситное состояние, разгружали, нагревали до 100 °C, чтобы исследовать температуры обратного перехода при первом нагреве и эффект памяти формы, охлаждали до -70 °C, вновь нагревали до 100 °C, чтобы исследовать температуры переходов при втором нагреве и эффект обратимой памяти формы. Величину напряжения, действующего при охлаждении, варьировали от 50 до 400 МПа. При нагрузке выше 400 МПа образы разрушались.

В работе впервые изучен эффект стабилизации мартенсита в закаленном сплаве Ti₄₉Ni₅₁ после предварительного деформирования за счет охлаждения под напряжением и показано, что этот эффект проявляется после охлаждения сплава Ti₄₉Ni₅₁ через температурный интервал прямого перехода под любым напряжением в интервале от 50 до 400 МПа. Установлено, что увеличение остаточной деформации до 5 % не влияет на величину эффекта стабилизации мартенсита, которая составляет 5-7 °C. Дальнейшее увеличение предварительной деформации приводит к росту величин эффекта стабилизации мартенсита до 25-35 °C. Установлено, что эффект стабилизации мартенсита в сплаве Ti₄₉Ni₅₁ проявляется вне зависимости от того, наблюдалась ли в сплаве необратимая пластическая деформация после нагревания или нет.

Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда (№ 18-19-00226)

**ПОРОШКОВЫЙ ИНТЕРМЕТАЛЛИД $Ti_{28}Ni_{50}Hf_{22}$, ПОЛУЧЕННЫЙ
КОНСОЛИДАЦИЕЙ МЕТАЛЛОТЕРМИЧЕСКОГО ПОРОШКА**

Володько С.С.

Тульский государственный университет

volodko.sv@yandex.ru

Интерметаллид $Ti_{28}Ni_{50}Hf_{22}$ относится к классу сплавов с высокотемпературным эффектом память формы, у которого температурный интервал обратного мартенситного превращения находится около 300 °C.

Порошок интерметаллида получали гидридно-кальциевым (металлотермическим) способом. Согласно рентгенофазовому анализу, порошок представлял собой ~100 % мартенситной фазы с моноклинной решёткой. Было установлено, что ввиду высокого содержания гафния (~22 % ат. или ~47,7 % масс.) прессовки после вакуумного спекания 1250 °C имеют высокий уровень остаточной пористости (около 40 %). Последующая термо-деформационная обработка таких заготовок возможна только с использованием защитных оболочек, что несколько осложняет процесс.

Таким образом, целью настоящей работы является определение оптимальных условий консолидации гидридно-кальциевого порошка $Ti_{28}Ni_{50}Hf_{22}$ (давление одностороннего прессования, температура вакуумного спекания) для получения компактных заготовок, не имеющих открытой пористости.

Температуру спекания варьировали в интервале 1280 – 1325 °C. На основании ранее выполненных экспериментов давление одностороннего прессования задавали на уровне 900 МПа.

Проведенные эксперименты показали, что вакуумное спекание при 1312 °C прессовок, изготовленных односторонним прессованием под давлением 900 МПа, позволяет получать компактные образцы с общей пористостью около 8 %. Металлографическим методом установлено, что интерметаллид $Ti_{28}Ni_{50}Hf_{22}$ не имеет открытой (сообщающейся) пористости и содержит только довольно крупные почти сферические поры (рисунок).

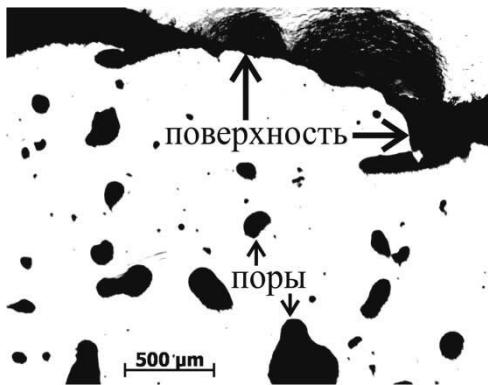


Рисунок – Микроструктура образца $Ti_{28}Ni_{50}Hf_{22}$ после вакуумного спекания 1312 °C

Определены оптимальные режимы консолидации порошка интерметаллида $Ti_{28}Ni_{50}Hf_{22}$, синтезированного гидридно-кальциевым методом, позволяющие получать компактные заготовки, в которых отсутствует открытая пористость. Такие образцы можно подвергать последующей термо-деформационной обработке в окислительной среде без использования защитных оболочек.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ №18-03-00451 А

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi**Япарова Е.Н., Беляев С.П., Реснина Н.Н.***Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург
elizaveta_iaparova@outlook.com*

Эффект стабилизации мартенсита в сплавах на основе TiNi проявляется как однократное смещение температур обратного перехода при первом нагревании предварительно деформированного образца. Ранее нами было предположено, что проявление этого эффекта обусловлено тем, что в процессе предварительного деформирования в мартенситном состоянии нарушается когерентность межмартенситных границ, что препятствует их движению при нагревании, поэтому необходим перегрев сплава для осуществления обратного мартенситного перехода. Нарушение структуры границ происходит в процессе переориентации мартенсита, поэтому можно предположить, что напряжение, при котором происходит переориентация (предел переориентации), может оказывать влияние на состояние границ, и, как следствие, на проявление эффекта стабилизации мартенсита. Поскольку предел переориентации зависит от температуры деформирования, то целью настоящей работы было исследование влияние этого параметра на проявление эффекта стабилизации мартенсита в сплавах на основе TiNi.

Плоские образцы сплавов Ti – 50.0 ат.%Ni, Ti – 50.5 ат.%Ni закаливали от 900 °C воде, и предварительно деформировали при различных температурах, при которых сплавы находились в мартенситном состоянии. Так, образцы сплава Ti – 50.0 ат.%Ni деформировали при температурах от -30 до 40 °C, а образцы сплава Ti – 50.5 ат.%Ni при температурах от -50 до 20 °C. Образцы деформировали до 10 или 20 %, разгружали, нагревали до 200 °C, и охлаждали и нагревали в интервале температур от 200 до -30 °C со скоростью 10 °C/мин. Измерение деформации осуществляли видеоэкстензометром. Как и ожидалось, уменьшение температуры деформирования повышало как предел переориентации, так и дислокационный предел текучести. Однако, если предварительное деформирование осуществляли до 10 %, при этом максимальное напряжение в образце не превышало дислокационный предел текучести, то величины эффекта стабилизации мартенсита ($\Delta A_h = A_h^1 - A_h^2$ и $\Delta A_k = A_k^1 - A_k^2$, где A_h^1 , A_h^2 – температура начала обратного перехода при первом и втором нагревах, A_k^1 , A_k^2 – температура окончания обратного перехода при первом и втором нагревах) не зависели от температуры деформирования и составили 40 °C. Если образцы предварительно деформировали до деформации 20 %, то уменьшение температуры деформирования увеличивало величину ΔA_k и слабо влияло на величину ΔA_h . Таким образом, можно предположить, что величина предела переориентации не влияет на эффект стабилизации мартенсита. Влияние дислокационного предела текучести на величину ΔA_k может быть связано с тем, что пластическая деформация может приводить к дополнительномуискажению структуры мартенситных границ. В целом, можно заключить, что температура деформирования в мартенситном состоянии не оказывает влияния на проявление эффекта стабилизации мартенсита в сплавах на основе TiNi.

Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда (№ 18-19-00226)

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ ЭКВИАТОМНОГО СПЛАВА Ti-Ni С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Комаров В.С., Хмелевская И.Ю., Карелин Р.Д., Прокошкин С.Д.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва

komarov@misis.ru

Термомеханическая обработка, включающая интенсивную пластическую деформацию (ИПД), является одним из наиболее эффективных методов повышения функциональных свойств сплавов с памятью формы (СПФ) на основе Ti-Ni [1]. С её помощью в данных сплавах можно сформировать нанокристаллическую структуру, обеспечивающую существенное повышение функциональных свойств. Настоящее исследование является продолжением работ [2, 3], где была показана эффективность использования ИПД по схеме *MaxStrain* с целью измельчения структуры и повышения комплекса функциональных свойств.

Деформацию нестареющего (Ti-50,0 ат.% Ni) сплава проводили в изотермических условиях по схеме *MaxStrain*, которая заключается в чередовании сжатия образца по двум взаимно перпендикулярным осям. Температурные интервалы мартенситных превращений оценивали методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Структуру исследовали рентгенографически и электронномикроскопически. Обратимую деформацию определяли термомеханическим методом при изгибе.

Понижение температуры квазинепрерывной изотермической деформации объемных образцов нестареющего СПФ Ti-Ni с 370 до 250 °C и увеличение степени накопленной деформации с $e = 6,6$ до 11 приводят к измельчению структурных элементов (зерен/субзерен) B2-фазы и формированию нанокристаллической зернисто/субзеренной структуры со средним размером зерен/субзерен (55 ± 10) нм, что до сих пор получить в объемных образцах СПФ Ti-Ni не удавалось.

Нанокристаллическая структура, сформированная в результате *MaxStrain* деформации, обеспечивает значительное повышение значений максимальной полностью обратимой деформации ЭПФ $\varepsilon_{r,1}^{max}$ с 2,5 до 9,6 % по сравнению с контрольной обработкой.

В работе показана возможность применения деформации по схеме *MaxStrain* при деформационно-температурных условиях, характерных для формирования структуры, близкой к нанокристаллической и определены критические режимы деформации, сопровождающиеся возникновением трещин. В нестареющем СПФ Ti-Ni это происходит при температуре деформации 250 °C со степенью $e = 11$.

Последеформационный отжиг (ПДО), необходимый для задания рабочей («вспоминаемой») формы готовому изделию из СПФ, после *MaxStrain* деформации приводит к частичному разупрочнению нестареющего сплава, но позволяет сохранить высокий уровень функциональных свойств ($\varepsilon_{r,1}^{max}$ до 8,6 %).

**ПОВЫШЕНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ ПОРОШКОВЫХ БЕСПОРИСТЫХ СПЛАВОВ
Ti-22Nb-6Ta и Ti-22Nb-6Zr**

Алимов И.А.

Тульский государственный университет, Тула
alimov.iwann@mail.ru

Сплавы Ti-22Nb-6Ta и Ti-22Nb-6Zr (% ат.) являются перспективными медицинскими материалами ввиду их механической и биологической совместимости с человеческим телом.

Сплавы, синтезированные гидридно-кальциевым методом, имеют структуру, состоящую из фаз на основе β -Ti. Консолидацию соответствующих порошков осуществляли методом гидростатического прессования и вакуумного спекания с последующим горячим изостатическим прессованием (ГИП) при 920 °C. По результатам гидростатического взвешивания и металлографического анализа пористость заготовок составляла < 1 %. Компактные заготовки Ti-22Nb-6Ta и Ti-22Nb-6Zr содержали: O < 0,25 % масс., N < 0,05 % масс., C < 0,15 % масс., Ca < 0,45 % масс.

Было установлено, что сплавы после ГИП имеют относительно высокую прочность и низкую пластичность. В структуре образцов присутствовали неметаллические включения CaO размером 10 – 20 мкм. Одним из вариантов повышения пластичности указанных материалов является их последующая деформация. Для этого применили ротационную ковку (РК) при температуре 980 °C с суммарно накопленной деформацией $e = 0,66 – 0,68$.

На рисунке представлены диаграммы деформации сплавов Ti-22Nb-6Ta и Ti-22Nb-6Zr после ГИП и РК. Ясно видно, что после РК пластичность образцов возросла в 15 – 20 раз относительно состояния после ГИП. Вместе с тем, условный предел текучести снизился на 10-20 %.

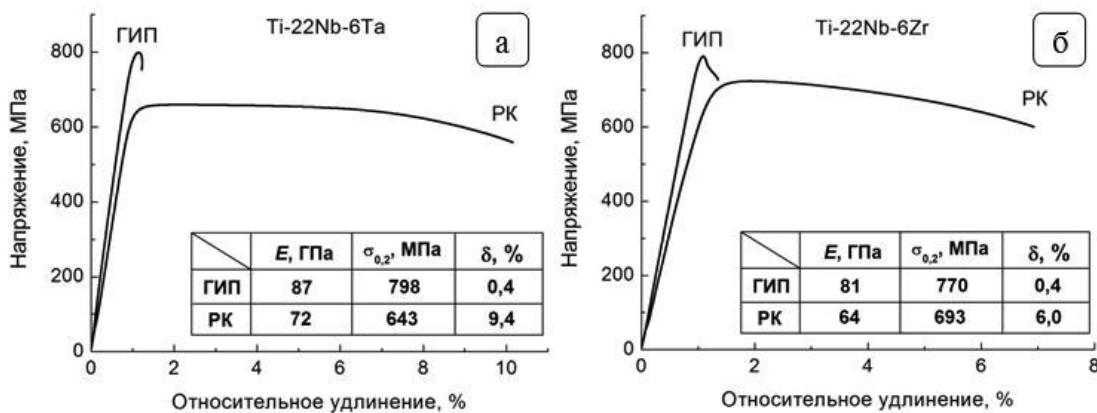


Рисунок – Диаграммы деформации сплава Ti-22Nb-6Ta (а) и Ti-22Nb-6Zr (б) после ГИП и РК

По данным электронной микроскопии, во всех образцах после РК размер включений CaO уменьшился до 2 – 5 мкм, а их распределение стало более равномерным в объеме. Причиной повышения пластичности, вероятно, является не только изменение структуры сплава в целом, но и изменение равномерности распределения частиц CaO.

**ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА
СМЕЩЕНИЕ ТЕМПЕРАТУР ОБРАТНОГО МАРТЕНСИТНОГО ПЕРЕХОДА В
СПЛАВЕ Ti-50.0 ат. % Ni**

Иванова А.Б., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Япарова Е.Н., Поникарова И.В.

*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург
deathofyounger@mail.ru*

Целью работы явилось изучение влияния способа предварительной деформации на эффект стабилизации мартенсита в сплаве Ti-50.0ат.%Ni. Для этого плоские образцы (толщина 0,5 мм) закаливали от 900 °C (10 мин) в воде и подвергали деформированию по двум схемам: активное деформирование при комнатной температуре, при которой сплав находился в мартенситном состоянии, или охлаждение под постоянным напряжением через температурный интервал прямого мартенситного перехода. После того, как образцам была задана предварительная деформация их извлекали из испытательной машины и вырезали из центральной деформированной части по два образца размером 3x3 мм. Один из образцов помещали в дифференциальный сканирующий калориметр Mettler Toledo 822e, нагревали до температуры 200 °C, чтобы перевести его в аустенитное состояние и изучить обратное мартенситное превращение при первом нагреве, затем охлаждали и нагревали в интервале температур 200 °C – 0 °C, чтобы изучить мартенситные переходы во втором цикле. Во втором образце изучали структуру мартенситной фазы сразу после деформации и после нагревания до 200 °C методом рентгеноструктурного анализа.

Полученные результаты показали, что после активной деформации в мартенситном состоянии, при первом нагревании на калориметрической кривой наблюдается слабый пик при температурах, близких к температурам обратного перехода в недеформированном сплаве, и интенсивный пик поглощения тепла при больших температурах. Увеличение остаточной деформации уменьшает интенсивность первого пика так, что после остаточной деформации 15 % этот пик полностью исчезает. Второй пик, который наблюдался при высоких температурах – смещается в область более высоких температур. Таким образом наблюдали эффект стабилизации мартенсита. После охлаждения под напряжением, вне зависимости от величины остаточной деформации, при первом нагреве наблюдается по два пика поглощения тепла. При малых остаточных деформациях эти пики перекрываются. При увеличении остаточной деформации интенсивность первого пика уменьшается, но не становится нулевой даже при остаточной деформации 17 %. Положение первого пика не меняется и он наблюдается в интервале температур обратного перехода в недеформированном сплаве, а второй пик – смещается в область высоких температур. Таким образом, кинетика обратного превращения при первом нагревании предварительно деформированного сплава Ti-50.0 ат. %Ni зависит от способа, которым была задана предварительная деформация. Это связано с различной структурой мартенсита, которая формируется в процессе предварительного деформирования.

Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда (№ 18-19-00226) с использованием оборудования ресурсного центра «Рентгенодифракционные методы исследования» СПбГУ.

СЕКЦИЯ 3

«ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ»



**THE EFFECT OF THERMOMECHANICAL TREATMENT ON
MAGNETOSTRICTION OF TERNARY Fe-Ga-NbC ALLOY**

**Mansouri Y., Koshmin A.N., Astakhov V.A., Palacheva V.V., Cheverikin V.V.,
Golovin I.S.**

*National University of Science and Technology "MISIS", Moscow, Russia
yamimansoorina@gmail.com*

Two thermomechanical routes were employed to shape an as-cast ingot of a ternary $(\text{Fe}_{81.3}\text{Ga}_{18.6})_{0.99}(\text{NbC})_{0.01}$ alloy: (i) hot rolling at 900°C from 3.00 mm to 0.50 mm and (ii) complex rolling including rolling at 700°C from 3.00 mm to 0.85 mm, 400°C from 0.85 to 0.84 mm and an intermediate heat treatment at 600°C for 2 hours and finally cold rolling from 0.54 mm to 0.5 mm. The recrystallization process for the complex rolled sample starts at about 500°C and is completed at 600°C . In order to measure the magnetostriction strain, a new set-up was designed and tests were carried out with sticking sensors on the samples. The parallel ($\lambda \parallel$) and perpendicular ($\lambda \perp$) magnetostriction for as-cast, rolled and heat treated samples are measured and discussed. The EBSD study proves the formation of the Goss texture $\{110\}<100>$ after the final heat treatment leading to an increase in magnetostriction strain of the samples.

**ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА БИМЕТАЛЛОВ ВИНТОВЫМ
ОБЖАТИЕМ**

Дементьев В.Б., Соловьев С.Д., Стерхов М.Ю.

*Институт механики УдмФИЦ УрО РАН, Ижевск
demen@udman.ru*

Работоспособность и ресурс эксплуатации биметаллических конструкций цилиндрических деталей определяются свойствами материалов и зонами их соединения, которые зависят от структурного состояния, что имеет решающее значение при разработке технологии изготовления.

Одним из способов термопластичного деформирования цилиндрических заготовок является винтовое обжатие, проводимое в неприводной трехроликовой клети с разнонаправленным вектором деформации кручения. Использование при этом режима ВТМО позволяет существенно увеличить показатели механических свойств сталей.

В работе показана возможность применения данного процесса к обработке биметаллических цилиндрических заготовок, полученных методами наплавки и прессования кобальтового сплава типа стеллита ВЗК на внутреннюю поверхность образцов, изготовленных из конструкционной стали 30ХН2МФА. Термопластическое винтовое обжатие с режимом ВТМО проводили на оправке при температуре $960-1000^\circ\text{C}$ со степенью деформирования за один переход 10-30% с последующим высоким отпуском при $650-670^\circ\text{C}$.

Результаты исследований показали, что проведение деформирования в указанных температурно-деформационных режимах одного перехода существенно снижает химическую неоднородность в наплавленном слое. Несущественным, с точки зрения эксплуатации, является увеличение количества линий скольжения, по которым образуется более мелкое зерно 8-9 баллов, что свидетельствует о начальной стадии процесса рекристаллизации при ВТМО. Несмотря на это, увеличивается плотность дефектов упаковки и дислокаций, часто группирующихся в петли и жгуты различного типа. Их плотность в среднем в 1,5 раза выше, чем до обработки и возрастает с $1,61 \cdot 10^9$

cm^{-2} при $\varepsilon=12\%$ до $4,71 \cdot 10^9 cm^{-2}$ при $\varepsilon=25\%$. Замеры микротвердости позволили выявить и общую закономерность ее распределения по поперечному сечению образцов. Ее увеличение в зоне соединения со сталью свидетельствует о произошедшем здесь частичном упрочнении за счет большей плотности дислокаций и уровня остаточных напряжений. Несмотря на это в зоне соединения трещин и расслоений не обнаружено.

Анализ структуры стали показал, что ТПВО с режимом ВТМО позволяет получить более дисперсные её субструктурные составляющие, в частности размеры самих пакетов и пластин мартенсита, карбидной фазы в них, увеличить равномерность распределения углерода и плотности дислокационного строения. Это отразилось в повышении прочности при сохранении пластичности по сравнению с другими схемами проведения винтового обжатия. Кроме того, ТПВО с разнонаправленным вектором деформации кручения позволил повысить точность геометрических размеров образцов, особенно полученных прессованием.

На основании полученных результатов разработана технология изготовления биметаллических цилиндрических деталей, сочетающая биметаллизацию и калибровку ТПВО с разнонаправленным вектором деформации кручения в режиме ВТМО.

ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССОВ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ ПРОКАТА СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ С УЧЕТОМ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИ МНОГОПРОХОДНОЙ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Куницкая И.Н.^{1,2}, Климов А.В.^{1,2}, Ольшанецкий В.Е.³

¹АО «Мотор Сич», Запорожье, Украина

²ГП «УкрНИИспецсталь», Запорожье, Украина

³Запорожский Национальный технический университет, Запорожье, Украина

tb.ugmet@motorsich.com

Экспериментально установлены структурные механизмы воздействия высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) на повышение физико-механических свойств проката различных специальных сталей. С использованием диаграмм кинетики рекристаллизации, построенных для горячей прокатки, реализованы технологические схемы ВТМО в условиях прокатных станов металлургических предприятий и научно-исследовательских организаций.

Достигнуто уменьшение размера зерна и карбидов, что обеспечило повышение предела прочности, предела текучести при сохранении ударной вязкости на высоком уровне; понижается критическая температура хрупкости, повышается сопротивление распространению трещины различных специальных сталей, работающих в экстремальных условиях – статическом, циклическом и ударном изгибе, повышенных и пониженных температурах, высоких контактных нагрузках, износе.

Установлено, что эффективным способом измельчения зерна легированных сталей, рекристаллизация которых во время междеформационной паузы идет замедленно, является динамическая рекристаллизация в очаге горячей деформации.

Исследование кинетики рекристаллизации металлографическим методом и электронно-микроскопическими исследованиями на фольгах проката из коррозионностойкой стали 10Х17Н13М2Т установлена связь процесса динамической рекристаллизации и неоднородности микропластической деформации в пределах зерна. В крупнозернистом аустените выявлены участки с динамически рекристаллизованными

зернами, ограниченные большеугловыми границами; новые зерна, в составе границ которых наблюдали участки малоугловых границ; в нерекристаллизованных участках встречаются субзерна с ярко выраженной разориентировкой и четкими субграницами. Таким образом, локализация горячей пластической деформации, когда происходит сдвиг одной части зерна (в пакете) относительно другой, приводит к неоднородному распределению дефектов внутри зерна. Появляющийся при этом градиент плотности дислокаций по обе стороны границы сдвигового пакета является основным стимулом ускоренного их перераспределения и формирования зародышей динамически рекристаллизованных зерен в наиболее деформированных местах – на границах исходного зерна, на межфазных границах аустенита и карбидов, карбонитридов в объеме зерна.

С учетом эффекта динамической рекристаллизации и ее влияния на кинетику последующих фазовых превращений уточнена модель рекристаллизации при многопроходной горячей деформации. Усовершенствованы технологии деформационно-термической обработки конструкционных, подшипниковых, коррозионностойких и других специальных сталей. В промышленных и лабораторных условиях с использованием тепла прокатного нагрева получено повышение уровня физико-механических свойств, улучшены технико-экономические показатели производства проката специальных сталей в состоянии закалки, нормализации, отжига для стратегических отраслей промышленности.

ВЫСОКОПЛАСТИЧНЫЙ БУНТОВОЙ ПРОКАТ СВАРОЧНОГО НАЗНАЧЕНИЯ ИЗ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Парусов Э.В., Чуйко Н.Н.

*Институт черной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины, Днепр, Украина
tometal@ukr.net*

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

B/N, 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 терmostатирования 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.

СЕКЦИЯ 3

СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ



ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНОГО ИЗМЕНЕНИЯ ТЕРМИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛА ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ТОЛСТОЛИСТОВОГО ТРУБНОГО ПРОКАТА В ЛИНИИ ТЛС

Дегтярев В.Н., Урцев Н.В., Мокшин Е.Д., Шмаков А.В.

*Исследовательско-технологический центр «Ausferr», Магнитогорск
ausferr@mail.ru, rts@ausferr.ru*

Современные технологии производства трубных сталей являются сложными и наукоемкими. В низкоуглеродистых сталях высокая конструктивная прочность обеспечивается за счет отсутствия перлита, малого размера структурных составляющих и оптимального сочетания всех механизмов упрочнения сталей. Поэтому исследование протекания процессов формирования структурного состояния при термомеханической обработке является необходимым для повышения эффективности технологии производства.

Особенностью процесса контролируемой прокатки толстого листа является мало учитываемое захолаживание различных участков металла, приводящее к появлению зон измененных свойств. Зона отклонений может иметь длину до 2,5 м. Данная работа проведена с целью изучения параметров структуры и распределения свойств по длине толстого листа из стали К60, прокатанного по пяти различным режимам до конечной толщины 27 мм.

В результате проведенных исследований определены механические свойства (по 3 зоны с каждого листа) и выполнена оценка структурного состояния объемов готового проката, (по 91-му образцу с каждого листа).

Структура прокатанных листов на 90 – 94% состоит из областей феррита, верхнего бейнита, нижнего бейнита и мартенсита. Оставшиеся 6 – 10% объема приходятся на перлит (3 – 4%), карбиды и нитриды (1 – 2%), остаточный аустенит (1 – 2%) и МА составляющую (1 – 2%). Объемные доли мартенсита и нижнего бейнита убывают в направлении от поверхности к центру листов, а объемные доли феррита и перлита – возрастают. Снижение скорости перемещения листов по линии ускоренного охлаждения с 1,9 до 1,0 м/с приводит к увеличению объемной доли нижнего бейнита по всему сечению проката, и к увеличению объемной доли мартенсита в слоях, расположенных на расстояниях 0 – 5 мм от верхней и нижней поверхностей листов.

Сравнение результатов опробованных режимов прокатки позволяет сделать вывод о заметных отличиях в структуре и свойствах металла, как на боковых краях листа, его головной и хвостовой части, так и по сечению. Данный эффект можно частично устраниТЬ тщательным подбором ключевых технологических параметров контролируемой прокатки для конкретного ТЛС.

ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩАЯ ТЕРМООБРАБОТКА С НАГРЕВОМ В МЕЖКРИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ ТЕМПЕРАТУР КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Малинов Л.С., Бурова Д.В., Гоманюк В.Д.

*ГВУЗ Приазовский государственный технический университет, Мариуполь, Украина
malinov_l_s@pstu.edu*

Одним из важных направлений в энергосбережении является термообработка многих конструкционных сталей перлитного, бейнитного, мартенситного классов с нагревом в межкритический интервал температур (МКИТ). Следует подчеркнуть, что в

промышленности широко используется лишь закалка из МКИТ сталей для глубокой вытяжки и холодной высадки. Большинство доэвтектоидных сталей нагревают при проведении нормализации и закалки в аустенитную область (выше Ac_3). Это обусловлено существующими в учебной и технической литературе представлениями о невозможности получения требуемого уровня механических свойств после термообработки с нагревом в МКИТ из-за отсутствия полной перекристаллизации и присутствия в структуре феррита. Наши исследования и ряд публикаций других авторов показывают, что при рациональных термовременных режимах термообработка с нагревом в МКИТ позволяет получить у конструкционных сталей хорошее сочетание механических свойств и повышенную износостойкость. Содержание во многих конструкционных сталях Ti, V, Nb обеспечивает сталям мелкозернистость, что исключает необходимость нагрева выше Ac_3 для измельчения зерна. Небольшое количество феррита, в виде мелких равномерно распределенных в структуре включений способствует повышению пластичности и ударной вязкости. Установлено, что нормализация сталей: 09Г2С, ЕН36, 14Г2, 20ГЛ, 20ГФЛ с нагревом в МКИТ и выдержкой по рациональному режиму позволяет получить более высокий уровень прочностных свойств, чем после аналогичной типовой термообработки с нагревом в аустенитную область, а у сталей 09Г2С, ЕН36, 14Г2 уменьшает перлитную полосчатость. При этом пластичность и ударная вязкость сохраняются на достаточном уровне. Установлено, что у мало- и среднеуглеродистых низколегированных сталей нагревом под закалку в МКИТ до Ac_3 - $(10-30\text{ }^{\circ}\text{C})$ и снижением на $50-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ температуры отпуска по сравнению с типовой технологией улучшения, достигается равный или более высокий уровень прочностных свойств и абразивной износостойкости. при той же пластичности и ударной вязкости. Показано, что в сталях 30ХГСА, 38ХС, 45Г, 60С2, 60С2ХФА и др. после оптимальных режимов изотермической закалки из МКИТ получено удлинение $>20\%$, при временном сопротивлении $\sigma_b \geq 1000$ МПа, что не достижимо в них после улучшения по типовой технологии. Это обусловлено получением микронеоднородной дисперсной многофазной структуры, включающей нижний бейнит, феррит (10-15 %), небольшое количество карбидов, не растворившихся при неполной аустенитизации, метастабильный аустенит 10-15 % (у сталей с повышенным содержанием углерода - до 25 %), позволяющий реализовать динамическое деформационное мартенситное превращение при испытаниях механических свойств и абразивной износостойкости. Дополнительно прочностные свойства могут быть повышены проведением нагрева в аустенитную область до или после выдержки в МКИТ. Термообработка конструкционных сталей с нагревом в МКИТ позволяет значительно сократить энергозатраты.

НОВЫЙ СПОСОБ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ И СТУПЕНЧАТОЙ ЗАКАЛКИ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ, ВКЛЮЧАЮЩИЙ ПОСЛЕ АУСТЕНИТИЗАЦИИ ОХЛАЖДЕНИЕ И ВЫДЕРЖКУ ПРИ ПОСТОЯННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ ПО СХЕМЕ ВОДА-ПЕЧЬ

Малинов Л.С., Бурова Д.В., Гоманюк В.Д.

*ГВУЗ Приазовский государственный технический университет, Мариуполь, Украина
malinov_l_s@pstu.edu*

В промышленности широкое применение нашли изотермическая и ступенчатая закалка сталей и чугунов. Они включают аустенитизацию, охлаждение в расплаве солей или щелочей до заданной температуры, выдержку при этой температуре и охлаждение

на воздухе до комнатной температуры. Их недостатком является применение неэкологичных и небезопасных расплавов из-за вредных испарений или выбросов при попадании влаги на их поверхность. В работе ставилась задача разработать способ изотермической и ступенчатой закалки, в котором было бы исключено использование расплавов и, кроме того, получена многофазная структура с метастабильным аустенитом. В результате проведенных исследований предложены нетиповые способы изотермической и ступенчатой закалки. В отличие от известных способов стали и чугуны предложено после аустенитизации охлаждать в воде до заданной температуры, при которой выдержка проводится в печи (схема вода-печь). Окончательное охлаждение осуществляется на воздухе. При повышенной степени легирования сталей и чугунов после аустенитизации охлаждение до заданной температуры выдержки может быть проведено вместо воды на спокойном воздухе или в потоке воздуха. При необходимости сохранить неокисленную поверхность могут быть использованы при нагреве, охлаждении и выдержке в печи защитные газы или вакуум. Выдержку при заданной температуре выше мартенситной точки или ниже нее (последнее может иметь место при ступенчатой закалке) проводят в печи в течение времени, необходимого для получения требуемых структуры и свойств. При осуществлении нового способа следует получать в структуре наряду с другими составляющими метастабильный остаточный аустенит, оптимизировать его количество и степень стабильности применительно к условиям нагружения. В ряде случаев отпуск не требуется, что обеспечивает энергосбережение. Дополнительно снизить энергозатраты позволяет при реализации предложенного способа закалка из межкритического интервала температур доэвтектоидных сталей и чугунов с ферритно-перлитной металлической основой. При рациональных термовременных режимах изотермической закалки конструкционных сталей, высокопрочного чугуна и ступенчатой закалки сплавов с высокой устойчивостью переохлажденного аустенита в бейнитной области предложенным способом, обеспечивающими получение многофазной структуры с оптимальным количеством и стабильностью аустенита, может быть получено сочетание механических свойств и износстойкости, не достижимое типовыми обработками, включающими закалку в одном охладителе и отпуск. Преимуществами предложенного способа изотермической и ступенчатой закалки с охлаждением и выдержкой при заданной температуре по схеме вода-печь являются экологичность процесса, исключение затрат на приобретение и утилизацию, неэкологичных расплавов солей и щелочей, а также получение повышенного уровня свойств.

НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫЕ МАРГАНЦОВЫЕ СТАЛИ - НОВЫЙ КЛАСС ЦЕМЕНТИРУЕМЫХ СТАЛЕЙ, В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ КОТОРЫХ ПОЛУЧАЮТ МЕТАСТАБИЛЬНЫЙ АУСТЕНИТ, АРМИРОВАННЫЙ КАРБИДАМИ

Малинов Л.С.¹, Малинов В.Л.², Малышева И.Е.¹, Бурова Д.В.¹

¹*ГВУЗ Приазовский государственный технический университет, Мариуполь, Украина*

²*ПИИ ООО Бюро Веритас, Мариуполь, Украина*

malinov_l_s@pstu.edu

Цементация и последующая термообработка широко применяется в промышленности для повышения твердости, износстойкости, контактной выносливости и других свойств сталей. Общепринятым является представление о том, что в поверхностном слое цементированных сталей необходимо обеспечить структуру

отпущенного высокоуглеродистого мартенсита и карбидов. Количество остаточного аустенита не должно превышать 15 %. Во многих случаях большее, чем это, количество аустенита рассматривается как браковочный признак. Для уменьшения или полного устранения остаточного аустенита в структуре применяют различные способы: подстуживание при закалке с цементационного нагрева для выделения карбидов из аустенита и повышения мартенситной точки, промежуточный высокий отпуск с той же целью и последующей закалкой из межкритического интервала температур, обработку холодом и др.. Между тем, известны работы, в том числе авторов, которые показывают, что получение остаточного аустенита в поверхностном слое и его превращение в мартенсит деформации при изнашивании (эффект самозакалки при нагружении) существенно повышает сопротивление разрушению при абразивном воздействии и сухом трении. Однако эти работы немногочисленны, и до настоящего времени преобладает точка зрения об отрицательной роли остаточного аустенита. По данным наших работ остаточный метастабильный аустенит полезен, если его количество и степень стабильности по отношению к образованию мартенсита деформации оптимальны для конкретных условий нагружения. С учетом этого разработан новый класс цементируемых низкоуглеродистых марганцовистых (4-16% Mn) сталей (ЦНИМС), в поверхностном слое которых после цементации и термообработки обеспечивается получение метастабильного аустенита, армированного карбидами и карбонитридами. Примером таких сталей являются 08Г(4-16)Т, 08Г(4-16)Ф, 08Г7ФТ, 08Г7АФ, 08Г10Х2АФ и др. После термообработки они обладают хорошим сочетанием прочностных свойств, пластичности и ударной вязкости. Наиболее эффективен нагрев в межкритический интервал температур. Высокая абразивная износостойкость достигается в случае получения в структуре цементированной поверхности $\geq 50\%$ метастабильного аустенита и интенсивного образования мартенсита деформации, когда его количество на изнашиваемой поверхности составляет $\geq 30\%$. Для условий интенсивного ударно-абразивного воздействия следует, напротив, иметь аустенит со значительно большей, чем в предыдущем случае, стабильностью. При этом количество мартенсита деформации на изнашиваемой поверхности не должно превышать 10-15 %. В тех случаях, когда требуется хорошая обрабатываемость резаньем, повышенные прочностные свойства сердцевины и высокая износостойкость поверхности, ряд новых ЦНИМС после цементации и рациональных режимов термообработки может быть применен вместо 110Г13Л. Они также являются перспективным наплавочным материалом.

ОБРАБОТКИ СТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ, ПОЗВОЛЯЮЩИЕ ИСПОЛЬЗОВАТЬ ИХ ПО НОВОМУ НАЗНАЧЕНИЮ

Малинов Л.С., Бурова Д.В., Малышева И.Е.

ГВУЗ Приазовский государственный технический университет, Мариуполь, Украина
malinov_l_s@pstu.edu

В последние годы в связи с неритмичным приобретением применяемых для ремонта оборудования листовых среднеуглеродистых улучшаемых сталей начали использовать строительные низколегированные стали. Однако в состоянии поставки они не обеспечивают требуемую долговечность деталей машин из-за сравнительно невысоких прочностных свойств и износостойкости. Обычно у потребителя их не подвергают термообработке. В данной работе исследована возможность после закалки, в том числе из МКИТ, а также цементации получения у ряда низколегированных

строительных сталей 09Г2С, 10Г2ФБ, ЕН36, 13ГС уровня механических свойств, соответствующего среднеуглеродистым сталим после улучшения, при снижении энергозатрат на термообработку, а также повышенной износостойкости. Обычно нагрев под закалку до эвтектоидных сталей осуществляют в аустенитную область температур, что требует значительных энергозатрат. Закалка из МКИТ в воде используется в основном для низкоуглеродистых низколегированных сталей, применяемых для глубокой вытяжки. У них получают ферритно-мартенситную структуру со сравнительно небольшим количеством мартенсита (25 %). Однако такая термообработка не используется для строительных сталей с получением у них повышенного количества мартенсита. Хорошее сочетание механических свойств у исследованных сталей получено как после закалки из аустенитной области, так и из МКИТ с температур 800-840 °С. При этом прочностные свойства несколько ниже, чем после закалки из аустенитной области (920 °С), но пластичность и ударная вязкость выше. Это обусловлено присутствием в структуре закаленных из МКИТ сталей наряду с мартенситом, имеющим различное содержание углерода, небольшого количества феррита (10-15 %). Не исключено образование прослоек остаточного аустенита по границам мартенситных реек. После закалки у исследованных сталей в небольших сечениях (до 25 мм) обеспечиваются механические свойства и износостойкость, соответствующие требованиям, предъявляемым к среднеуглеродистым сталим, закаленным из аустенитной области и отпущенными на 550-650 °С. Это позволяет в ряде случаев заменить среднеуглеродистые стали после улучшения закаленными строительными и обеспечить энергосбережение. Обычно строительные стали не цементируют. В работе изучалась цементация ряда строительных сталей. Ее проводили в твердом карбюризаторе при 930 °С 8 ч. Закалку осуществляли с температур в интервале от 900 до 1100 °С и отпускали при 200 °С 1 ч. Абразивная износостойкость определялась по схеме Бринелля-Хауорта. Для каждой стали после цементации существует оптимальная температура нагрева под закалку, более высокая, чем обычно применяемая, обеспечивающая наиболее высокую износостойкость, которая в 2,5-3,0 раза выше, чем у сталей после закалки без цементации. Этому соответствует получение в поверхностном слое наряду с отпущенными мартенситом 25-40 % метастабильного остаточного аустенита (желательно армированного карбидами, карбонитридами), претерпевающего динамическое деформационное мартенситное превращение.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА УПРОЧНЕНИЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ

Кругляков А.А.¹, Никулин С.А.², Рогачев С.О.², Баранова А.П.², Нгуен Х.С.²,

Лебедева Н.В.³, Панова Г.А.⁴

¹Научно-коммерческая фирма WBH, г. Берлин, Германия

²НИТУ «МИСиС», г. Москва

³НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург

⁴СПбГМТУ, г. Санкт-Петербург

csaap@mail.ru

Штамповые стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации (стали с РАПЭ) предназначены для горячего прессования при температурах 700 – 800 °С. В исходном состоянии такие стали имеют структуру на базе α-твердого раствора и легко обрабатываются резанием. При нагреве до рабочих температур эти стали претерпевают

$\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение и сохраняют аустенитную структуру на протяжении всей высокотемпературной эксплуатации. В данной работе изучено влияние термомеханической обработки (ТМО) в диапазоне температур 450 – 750 °C, имитирующей процесс горячего прессования или штамповки, на упрочнение стали с РАПЭ.

В работе исследовали среднеуглеродистую (0,44 % С) штамповую сталь Si-Cr-Ni-Mn-Mo-V-Ti-Nb схемы легирования, отличающуюся от промышленной стали 4Х2Н5М3К5Ф (ЭП930), в основном, частичной заменой никеля (элемент понижающий температуру $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения и повышающий устойчивость переохлаждённого аустенита) марганцем.

Для ТМО использовали цилиндрические образцы стали высотой 10 мм и диаметром 5 мм в исходном разупрочненном состоянии (твердость 320 – 340 HV). ТМО проводили на закалочно-деформационном дилатометре DIL 805 A/D.

Общая схема ТМО включала аустенизацию при температуре 1150 °C (для наиболее полного растворения вторых фаз, присутствующих в стали исходного состояния), охлаждение до температуры 450 °C и выдержку при этой температуре с/без пластической деформации (данный этап соответствует процессу охлаждения штампа между штамповками), нагрев до температуры 750 °C и выдержку при этой температуре с/без пластической деформации (данный этап соответствует процессу штамповки). Деформацию проводили по схеме сжатия (5 циклов, деформация на каждом цикле ~2 %, скорость деформации 0,1 с⁻¹) с построением истинных диаграмм деформации.

Показано, что многократная пластическая деформация при температуре 450 °C обеспечивает существенное упрочнение аустенита – с 260 до 460 МПа. При этом достигнутый уровень упрочнения сохраняется при последующем нагреве до температуры 750 °C, а многократная деформация при этой температуре повышает его до 490 МПа. В отсутствии предварительной деформации при температуре 450 °C, упрочнение аустенита при температуре 750 °C проявляется значительно слабее – с 220 до 390 МПа.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ БЕСШОВНЫХ ТРУБ В УСЛОВИЯХ ПАО «ЧТПЗ»

Смарыгина И.В.¹, Романец В.А.¹, Еремин В.Н.², Маковецкий А.Н.²

¹Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

²ПАО «ЧТПЗ»

smarygina.inga@yandex.ru

Качество бесшовных труб во многом определяется качеством исходной заготовки, наличием в ней дефектов сплошности и их эволюцией в процессе последующих операций обработки металлов давлением. НИТУ "МИСиС" совместно с ПАО "ЧТПЗ" проведено исследование видоизменения некоторых дефектов непрерывнолитых заготовок (НЛЗ) на этапах формообразования горячедеформированных бесшовных труб.

На исходной заготовке диаметром 156 мм, длиной 2 м сталей 09Г2С, 13ХФА и 20 механическим способом наносили дефекты, имитирующие торцевые, продольные поверхностные и подповерхностные трещины шириной 3 мм, глубиной до 20 мм, длиной порядка 100 мм и выше.

Для получения труб диаметром 168 мм с толщиной стенки 9 мм сначала осуществлялась прошивка заготовки по грибовидной схеме на стане поперечно-винтовой прокатки с отбором образцов, после чего – прокатка на автомат-стане 140. По

отобранным на каждой стадии эксперимента темплетам изучалось изменение формы и геометрических параметров дефектов, рассматривалась микроструктура дефектных участков.

На основании полученных данных с использованием компьютерного моделирования в среде программ QForm VX и SolidWorks показано, что продольные поверхностные трещины глубиной более 3 мм при прошивке удлиняются на коэффициент вытяжки и скручиваются на угол 19°. Полость трещины при прошивке и дальнейшей прокатке сначала изгибается в направлении вектора окружной скорости валка, а затем при контакте металла с линейками изгибается в направлении вектора силы трения, образовывая плены с плотно прижатыми краями. Продольные поверхностные трещины глубиной менее 3 мм раскатываются на поверхности труб без образования плен. Механизм трансформации подповерхностных продольных трещин в плены идентичен поверхностным, с той лишь разницей, что полость дефекта изгибается с меньшей интенсивностью из-за удаленности дефекта от поверхности трубы.

Торцевые трещины трансформируются в продольные разрывы стенки, повернутые на угол скручивания. Большое влияние на развитие торцевых трещин оказывает угол их наклона к поверхности торца заготовки и расстояние от оси заготовки. Так, длина трещины, расположенной в 10 мм от оси НЛЗ, при изменении угла наклона от 30° до 45° увеличивается в 4 раза. Интенсивность развития торцевых трещин снижается с их удалением от оси заготовки.

Результаты проведенных исследований следует учитывать при подготовке к прокатке НЛЗ, а также для коррекции припусков на технологическую обрезь. Разработанные компьютерные модели могут быть использованы для дальнейших исследований дефектообразования в условиях производства бесшовных труб с раскаткой на ТПА.

МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛИ Cr – Cu – Ni С ЦЕЛЬЮ УЛУЧШЕНИЯ КАЧЕСТВА ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ

Тен Д.В., Комиссаров А.А., Ли А.В.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
teden92@yandex.ru*

На сегодняшний день основными продуктами добычи в Российской Федерации является нефте- и газопродукты. Для транспортировки нефтяной продукции с нефтедобывающих скважин используются трубопроводы. В связи с высокой агрессивности транспортируемой среды существует актуальная проблема, связанная с высокой аварийностью трубопроводов вследствие коррозионных поражений в виде сквозных промывов. Целью данной работы было исследование унифицированной трубной марки стали 07ХНД хладостойкого и коррозионностойкого исполнения, микролегированной системой Cr-Cu-Ni.

В работе были проведены дилатометрические испытания для построения термокинетических диаграмм, применялись различные методики исследования коррозионной стойкости, проводились механические испытания и металлографические исследования трубной стали.

По результатам исследований были даны рекомендации по выплавке и прокатке трубной марки стали 07ХНД, основными отличиями которой от аналогов (13ХФА, 20КСХ) являются минимальное содержание коррозионно-активных неметаллических включений и использование микролегирования хромом, медью и никелем. Благодаря

прокатке была получена однородная мелкозернистая ферритная структура с требуемым содержанием второй фазы, за счет формирования мелкозернистой структуры достигается высокая хладостойкость.

Также в рамках научно-исследовательской работы были проведены опытно-промышленные испытания в различных регионах Российской Федерации. Первые результаты данных испытаний на образцах-свидетелях коррозии показали позитивную тенденцию по повышению коррозионной стойкости на стали 07ХНД (таблица 1).

Таблица 1 – Результаты опытно-промышленных испытаний на нефтегазоконденсатных месторождения РФ

Месторождение	Марка	Скорость коррозии, мм/год
Ямало-Ненецкий АО Западно-Суторминское Нефтесбор	13ХФА	0,411
	20КСХ	0,228
	07ХНД	0,198
Томская область Урманское Нефтесбор	13ХФА	0,441
	07ХНД	0,157
Ямало-Ненецкий АО Ачимовское Водосбор	09Г2С	1,499
	07ХНД	0,326
Иркутская область Ярактинское Нефтесбор	09Г2С	0,035
	07ХНД	0,003

Дальнейшие опытно-промышленные испытания будут проводиться на катушках – фрагменты труб различной длины из новой марки стали 07ХНД, врезаемых в действующий трубопровод. Срок экспозиции катушек составляет один год.

СОДЕРЖАНИЕ

ПРОГРАММА	3
СБОРНИК ТЕЗИСОВ	21
ПЛЕНАРНАЯ СЕКЦИЯ	21
<hr/>	
ТЕРМИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ <i>Шур Е.А.</i>	23
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ УПРОЧНЕННЫЕ СТРОИТЕЛЬНЫЕ СТАЛИ В УНИКАЛЬНЫХ ЗДАНИЯХ И СООРУЖЕНИЯХ <i>Одесский П.Д., Гуров С.В.</i>	24
A MECHANISM FOR EMBRITTLEMENT OF METALS BY SURFACTANTS <i>Gavriljuk G., Teus S.M.</i>	25
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ХЛАДОСТОЙКИХ СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ <i>Хлусова Е.И., Сыч О.В.</i>	26
ADDITIVE MANUFACTURING: INFLUENCE OF PROCESSING AND POST- PROCESSING PARAMETERS ON STRUCTURE, TEXTURE, AND FUNCTIONAL PROPERTIES OF BIOMEDICAL SHAPE MEMORY ALLOYS <i>Brailovski V.</i>	27
АЗОТИСТЫЕ И ВЫСОКОАЗОТИСТЫЕ СТАЛИ <i>Капуткина Л.М., Свяжин А.Г., Смарыгина И.В., Киндоp В.Э.</i>	27
МОДЕЛИРОВАНИЕ ТМО ИЗДЕЛИЙ СЛОЖНОЙ ФОРМЫ В ЦИКЛЕ РАЗРАБОТКИ ЦИФРОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ <i>Рудской А.И., Коджаспиров Г. Е., Попович А.А.</i>	28
НОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СОСТОЯНИЙ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ <i>Колобов Ю.Р.</i>	29
О МЕХАНИЗМАХ ПОДДЕРЖКИ ϵ - И S- ВОЛН ПРИ ФОРМИРОВАНИИ МАРТЕНСИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ <i>Кащенко М.П., Кащенко Н.М., Чайцина В.Г.</i>	30
ПРОМЫШЛЕННАЯ РЕАЛИЗАЦИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ РЕЖИМОВ ТМО ПРИ НЕПРЕРЫВНОЙ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ ЛИСТОВ <i>Поляк Е.И.</i>	31
ОБРАЗОВАНИЕ АУСТЕНИТА В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ВЗРЫВНОГО НАГРУЖЕНИЯ <i>Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Хомская И.В.</i>	32
СЕКЦИЯ 1 «СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ».....	35
<hr/>	

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИСПЫТАНИЯ И РЕЖИМОВ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА НА ТРИП-ЭФФЕКТ В МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ <i>Столяров В.В., Терентьев В.Ф.</i>	37
МЕХАНИЧЕСКАЯ И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ФАЗОВОГО СОСТАВА И СПЕЦИАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА АЗОТИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ <i>Капуткина Л.М., Смарыгина И.В., Свяжин А.Г., Киндоп В.Э.</i>	38
ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ НА ЕЕ ЭВОЛЮЦИЮ В СПЛАВЕ СПЛАВА AL-4.5(CE,LA) ПОСЛЕ ИПД И ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГОВ <i>Медведев А.Е., Мурашкин М.Ю.</i>	39
ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННАЯ ОБРАБОТКА БИМЕТАЛЛОВ В АНОДНОМ ПРОЦЕССЕ <i>Дураджи В.Н., Капуткин Д.Е., Капуткина Н.А.</i>	40
EFFECT OF COLD ROLLING AND THERMAL CYCLING ON MARTENSITIC TRANSITION IN FE-MN-SI ALLOYS <i>Liying S., Cheverikin V.V., Zadorozhnyy M.Y., Cheng W.C., Balagurov A.M., Bobrikov I.A., Golovin I.S.</i>	41
ПРЯМОЕ ЛАЗЕРНОЕ ВЫРАЩИВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА INCONEL 625 /TiC <i>Базалеева К.О., Александрова А.А., Коробейников Д.А.</i>	41
ВЛИЯНИЕ ДВОЙНИКОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЭКВИАТОМНЫХ ГЦК-ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ С НИЗКОЙ ВЕЛИЧИННОЙ ЭНЕРГИИ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ <i>Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Выродова А.В., Победенная З.В., Поклонов В.В., Куксгаузен И.В., Куксгаузен Д.А.</i>	42
ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МОНО- И ПОЛИКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА FeMnCrNiSi ПРИ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЕМ <i>Бессонова И.Г., Куксгаузен И.В., Киреева И.В., Чумляков Ю.И.</i>	43
О ВОЗМОЖНЫХ СЦЕНАРИЯХ ФОРМИРОВАНИЯ ЛИНЗОВИДНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ <i>Кащенко М.П., Кащенко Н.М., Чацкина В.Г.</i>	44
ИЗУЧЕНИЕ КИНЕТИКИ РАСТВОРЕНИЯ ОКСИДНЫХ ПЛЁНОК НА ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ПРИ ОБРАБОТКЕ В ВАКУУМЕ <i>Скворцова С.В., Гвоздева О.Н., Шалин А.В., Степушин А.С., Макаров Ф.В.</i>	45
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ <i>Коробейников Д.А., Базалеева К.О., Александрова А.А., Голубничий А.А., Шевердяев М.С., Хватов Д.М.</i>	46
ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВО-СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ КОМПЛЕКСНОЛЕГИРОВАННЫХ 12%-НЫХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ <i>Понкратова Ю.Ю., Базалеева К.О., Голубничий А.А., Чернов А.Д.</i>	47

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ РАВНОВЕСИЕ КУБИЧЕСКОГО И ТЕТРАГОНАЛЬНОГО МАРТЕНСИТА ИЛИ БЕЙНИТНОГО ФЕРРИТА В СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОД В СЛУЧАЕ ЗАПРЕТА НА ОБРАЗОВАНИЕ КАРБИДОВ	
Булдашев И.В., Мирзаев Д.А.....	48
ВЛИЯНИЕ КОМПЛЕКСНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ ОПЫТНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЛЮМИНИЯ	
Слезов С.С., Лиджиев А.А., Сперанский К.А.....	49
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ ZnO-Ag, ПОЛУЧЕННОГО ТЕХНОЛОГИЕЙ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ	
Романов Д.А., Московский С.В., Громов В.Е., Филяков А.Д., Будовских Е.А.....	50
ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ, ПОЛУЧАЕМОЙ МУЛЬТИОСЕВОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ, НА БИОСОВМЕСТИМОСТЬ IN VITRO И IN VIVO МЕДИЦИНСКОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА WE43	
Мартыненко Н.С., Анисимова Н.Ю., Киселевский М.В., Серебряный В.Н., Просвирнин Д.В., Терентьев В.Ф., Юрченко Н.Ю., Салищев Г.А., Добаткин С.В., Эстрин Ю.З.	52
ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ	
Рыбальченко О.В., Токарь А.А., Лунев В.А., Беляков А.Н., Торганчук В.И., Морозов М.М., Юсупов В.С., Добаткин С.В.....	53
СВОЙСТВА ИЗМЕЛЬЧЕННОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА WE43, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	
Страумал П.Б., Мартыненко Н.С.	54
СЕКЦИЯ 1 СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ.....	55
РАЗРАБОТКА СТАЛЕЙ С ЗАДАННОЙ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ ДЛЯ ОСНОВНЫХ ДЕТАЛЕЙ ИЗДЕЛИЙ ЭЛЕКТРООБОРУДОВАНИЯ ТРАНСПОРТНЫХ СРЕДСТВ	
Алиев А.А.	57
ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ФЕРРИТНОЙ СТАЛИ 08Х17Т ПОСЛЕ ОБЪЕМНОГО ГАЗОВОГО АЗОТИРОВАНИЯ И ОТПУСКА	
Белов В.А., Рогачев С.О., Никулин С.А., Хаткевич В.М.....	58
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В Cu-Cr-Hf СПЛАВАХ, ПРОТЕКАЮЩИЕ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	
Бочвар Н.Р., Рыбальченко О.В., Шангина Д.В., Добаткин С.В.....	59
ТРАНСФОРМАЦИЯ БОРИДОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ПРОЦЕССЕ ПРОИЗВОДСТВА ТРУБ ДЛЯ АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ	
Губенко С.И., Беспалко В.Н.....	60

ФОРМИРОВАНИЕ МЕЗОСТРУКТУРЫ СТАЛЬНОЙ МАТРИЦЫ ВБЛИЗИ ВКЛЮЧЕНИЙ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ТРУБНЫХ СТАЛЯХ СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ <i>Губенко С.И.</i>	61
ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ <i>Голубенко Т.Н., Луценко В.А.</i>	62
УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ СТАЛЕЙ ТИПА 20ГЛ МЕТОДАМИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ <i>Ли Э.В., Труфанова А.А., Ли А.В.</i>	63
ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕХНОЛОГИЙ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ ПОЛУЧЕНИЕ У НИХ МНОГОФАЗНОЙ СТРУКТУРЫ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНТОМ <i>Малинов Л.С.</i>	64
СОЗДАНИЕ РЕГУЛЯРНЫХ МАКРОСКОПИЧЕСКИХ ГРАДИЕНТОВ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НА ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВОВ СПОСОБАМИ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ <i>Малинов Л.С.</i>	65
ПЕРСПЕКТИВНОЕ НАПРАВЛЕНИЕ ПО СОЗДАНИЮ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ САМОЗАКАЛКИ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ ИЛИ НАГРУЖЕНИИ <i>Малинов Л.С., Малинов В.Л.</i>	66
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДЛИТЕЛЬНЫХ ТЕРМИЧЕСКИХ ВЫДЕРЖЕК НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ С 12 % ХРОМА <i>Моляров А.В.</i>	67
ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННЫЙ СЛОИСТЫЙ КОМПОЗИТ НА ОСНОВЕ СПЛАВА Fe-20Cr-5V И АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ СТАЛИ 08Х17Т, ПОЛУЧЕННЫЙ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ <i>Никулин С.А., Хаткевич В.М., Рогачев С.О., Токмакова Е.Н.</i>	68
ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СЛОИСТЫХ СТРУКТУР, СФОРМИРОВАННЫХ В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ ГИБРИДЕ МЕТОДОМ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ <i>Рогачев С.О., Никулин С.А., Хаткевич В.М., Игнатьева М.В.</i>	69
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОКОНЧАНИЯ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ И ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ДЕЙСТВИТЕЛЬНОГО ЗЕРНА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ <i>Парусов Э.В.</i>	70
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ МАГНИЯ С НЕОДИМОМ ПОСЛЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО СТАРЕНИЯ <i>Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В., Тарытина И.Е., Овчинникова О.А.</i>	71

ФОРМИРОВАНИЕ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА «ПОКРЫТИЕ/ ПОДЛОЖКА» ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ НАПЫЛЕНИИ <i>Невский С.А., Сарычев В.Д., Романов Д.А., Соснин К.В., Громов В.Е.</i>	72
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ВЫСОКОБОРИСТЫХ СПЛАВАХ Fe–B–C <i>Суховая Е.В.</i>	73
ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ, ТЕКСТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ 2 И 4 % Ag <i>Темралиева Д.Р., Мартыненко Н.С., Серебряный В.Н., Анисимова Н.Ю., Киселевский М.В., Бизе Б., Рааб Г.И., Виллумайт-Ремер Р., Добаткин С.В., Эстрин Ю.З.</i>	74
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУР НАГРЕВА В ЗОНЕ ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ СОПОСТАВЛЕНИЕМ ВЕЛИЧИН K_{lc} ДЛЯ ЛЕНТОЧНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ПЕЧНОГО И ЛАЗЕРНОГО ОТЖИГА <i>Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю., Березнер А.Д.</i>	75
О ВОЗМОЖНЫХ ПРИЧИНАХ СБРОСОВ МЕХАНИЧЕСКОГО НАПРЯЖЕНИЯ В ЛЕНТОЧНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКЛАХ ПРИ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ <i>Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю.</i>	76
ВЛИЯНИЕ КОРРОЗИОННЫХ СРЕД НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Со И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Fe ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ТОКОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ <i>Федоров В.А., Федотов Д.Ю., Сидоров С.А., Плужникова Т.Н., Яковлев А.В.</i>	77
ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ ЯВЛЕНИЙ В ФОРМИРОВАНИИ СВОЙСТВ ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ <i>Чейлях А.П., Чейлях Я.А.</i>	78
НОВЫЕ СПОСОБЫ МУЛЬТИПОВЕРХНОСТНОЙ МОДИФИКАЦИИ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СОСТОЯНИЙ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С ЭФФЕКТОМ САМОУПРОЧНЕНИЯ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ <i>Чейлях Я.А., Чейлях А.П.</i>	79
МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ФЕРРИТО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭП450 В ПРОЦЕССЕ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ <i>Чурюмов А.Ю.</i>	80
СПЕЦИАЛЬНЫЕ РАЗОРИЕНТАЦИИ В ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ БЕЙНИТЕ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ МАРГАНЕЦ-КРЕМНИСТОЙ СТАЛИ <i>Яковleva И.Л., Терещенко Н.А., Кабанова И.Г.</i>	81
СЕКЦИЯ 2 «ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ»	83

CONTROL OF DENSITY AND MICROSTRUCTURE IN LASER POWDER BED-FUSED COMPONENTS USING A COMBINATION OF MELT POOL MODELING AND DESIGN OF EXPERIMENT APPROACHES <i>Letenneur M., Kreitberg A., Brailovski V.</i>	85
PATIENT-SPECIFIC ENDOPROSTHESES FOR LIMB SPARING IN DOGS: DESIGN, MANUFACTURING, IN VITRO STUDY AND CLINICAL TRIAL <i>Timercan A., Brailovski V., Petit Y., Lussier B., Séguin B.</i>	86
ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ТЕРМОУПРУГОМ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ВЫДЕРЖКЕ <i>Беляев С.П., Реснина Н.Н., Демидова Е.С., Иванов А.М., Шеляков А.В., Андреев В.А.</i>	87
ОСОБЕННОСТИ ЭЛИНВАРНОГО ПОВЕДЕНИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОГО СПЛАВА Ti-Nb-Zr <i>Дубинский С.М., Маркова Г.В., Прокошкин С.Д., Браиловский В.</i>	88
ВИБРОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АМОРФНОГО СПЛАВА Ti _{40.7} Hf _{9.5} Ni _{41.8} Cu ₈ <i>Реснина Н.Н., Рубаник В.В. мл., Беляев С.П., Рубаник В.В., Поникарова И.В., Демидова Е.С., Убыивовк Е.В., Касаткин И.А., Ужекина А.Н., Шеляков А.В.</i>	89
ПОЛУЧЕНИЕ НИЗКОМОДУЛЬНЫХ СПЛАВОВ Ti(Zr)-Nb(Ta) МЕТОДАМИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ <i>Петржик М.И.</i>	90
ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ МЕХАНИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНА И НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ <i>Токмачева-Колобова А.Ю.</i>	90
ОБРАЗОВАНИЕ НАНОДВОЙНИКОВ И ПРЕЦИПИТАТОВ Ti ₃ Ni ₄ В СПЛАВЕ TiNi ПРИ МНОГОКРАТНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ И СТАРЕНИИ <i>Чуракова А.А., Гундеров Д.В.</i>	91
ФУНКЦИОНАЛЬНОЕ УСТАЛОСТНОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННЫХ ПРУТКОВ ИЗ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ <i>Шереметьев В.А., Кудряшова А.А., Лукашевич К.Е., Андреев В.А., Галкин С.П., Прокошкин С.Д., Браиловский В.</i>	92
ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ ПОРОШКОВОГО СПЛАВА TiNi <i>Маркова Г.В.¹, Володько С.С.¹, Касимцев А.В.²</i>	93
ГЕНЕРАЦИЯ РЕАКТИВНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ СПЛАВА TiNi В РЕЖИМЕ КРУЧЕНИЯ <i>Сибирев А.В., Реснина Н.Н., Беляев С.П.</i>	94

ПОЛУЧЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В ДЛИННОМЕРНЫХ ПРУТКАХ СПФ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА <i>Карелин Р.Д., Хмелевская И.Ю., Андреев В.А., Комаров В.С., Юсупов В.С., Прокошкин С.Д.</i>	95
МОДЕЛИРОВАНИЕ И РАСЧЕТ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ Ti-Hf-Ni-Cu В РАМКАХ СТРУКТУРНО-АНАЛИТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ <i>Демидова Е.С., Беляев С.П., Волков А.Е., Беляев Ф.С., Реснина Н.Н.</i>	96
ПОЛУЧЕНИЕ, ИЗУЧЕНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ОДНОРОДНОСТИ СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ti-Zr <i>Конопацкий А.С., Шереметьев В.А., Дубинский С.М., Жукова Ю.С., Филонов М.Р., Прокошкин С.Д.</i>	97
ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СОСТАРЕННЫХ В СВОБОДНОМ СОСТОЯНИИ И ПОД СЖИМАЮЩЕЙ НАГРУЗКОЙ [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ CONIGA <i>Куксгаузен И.В., Бессонова И.Г., Победенная З.В., Чумляков Ю.И., Киреева И.В.</i>	98
ВЛИЯНИЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ, КАЛОРИМЕТРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА <i>Полякова К.А., Рыклина Е.П., Реснина Н.Н., Прокошкин С.Д.</i>	99
СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ, КАЛОРИМЕТРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-50,2 ат.% Ni <i>Абдураимова Н.У., Рыклина Е.П., Реснина Н.Н., Прокошкин С.Д.</i>	100
ВЛИЯНИЕ СОЧЕТАНИЯ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ И РОТАЦИОННОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-18Zr-14Nb (В АТ. %) МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ <i>Кудряшова А.А., Шереметьев В.А., Лукашевич К.Е., Галкин С.П., Прокошкин С.Д., Браиловский В.</i>	101
ИЗУЧЕНИЕ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ti-Zr ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАТОВ <i>Теплякова Т.О., Жукова Ю.С., Коробкова А.А., Подгорный Д.А.</i>	102
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И КОРРОЗИОННО-ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО СПЛАВА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ Fe-30Mn-5Si <i>Кадиров П.О., Жукова Ю.С., Дубинский С.М., Пустов Ю.А., Прокошкин С.Д.</i>	103
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЙ ТИТАН-ЦИРКОНИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ НА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВЫХ ИМПЛАНТАТОВ <i>Соснин К.В., Романов Д.А., Громов В.Е., Филяков А.Д., Будовских Е.А.</i>	104
СЕКЦИЯ 2 СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ.....	105

ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ВЫДЕРЖКЕ СПЛАВА Ti ₄₉ Ni ₅₁ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПОСЛЕ АКТИВНОГО НАГРУЖЕНИЯ <i>Габриелян А.Х., Иванов А.М., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Андреев В.А.</i>	107
МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ОБРАЗЦАХ СПЛАВА TiNi, ПОЛУЧЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ WAAM <i>Карасева У.П., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Palani I.A., ManiPrabhu SS., Manikandan M., Jayachandran S.</i>	108
НЕОДНОРОДНОСТЬ СТРУКТУРЫ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА TiNi, ПОЛУЧЕННЫХ АДДИТИВНЫМ МЕТОДОМ WAAM <i>Люльчак П.С., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Palani I.A., ManiPrabhu SS., Manikandan M., Jayachandran S., Сибирев А.В., Поникарова И.В.</i>	109
ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВЕ Ti – 51 ат. % Ni ПОСЛЕ ОХЛАЖДЕНИЯ ПОД НАГРУЗКОЙ <i>Рахимов Т.М., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Андреев В.А.</i>	110
ПОРОШКОВЫЙ ИНТЕРМЕТАЛЛИД Ti ₂₈ Ni ₅₀ Hf ₂₂ , ПОЛУЧЕННЫЙ КОНСОЛИДАЦИЕЙ МЕТАЛЛОТЕРМИЧЕСКОГО ПОРОШКА <i>Володько С.С.</i>	111
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi <i>Япарова Е.Н., Беляев С.П., Реснина Н.Н.</i>	112
ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ ЭКВИАТОМНОГО СПЛАВА Ti-Ni С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ <i>Комаров В.С., Хмелевская И.Ю., Карелин Р.Д., Прокошкин С.Д.</i>	113
ПОВЫШЕНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ ПОРОШКОВЫХ БЕСПОРИСТЫХ СПЛАВОВ Ti- 22Nb-6Ta и Ti-22Nb-6Zr <i>Алимов И.А.</i>	114
ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА СМЕЩЕНИЕ ТЕМПЕРАТУР ОБРАТНОГО МАРТЕНСИТНОГО ПЕРЕХОДА В СПЛАВЕ Ti-50.0 ат. % Ni <i>Иванова А.Б., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Япарова Е.Н., Поникарова И.В.</i>	115
СЕКЦИЯ 3 «ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ».....	117
THE EFFECT OF THERMOMECHANICAL TREATMENT ON MAGNETOSTRICTION OF TERNARY Fe-Ga-NbC ALLOY <i>Mansouri Y., Koshmin A.N., Astakhov V.A., Palacheva V.V., Cheverikin V.V., Golovin I.S.</i>	119
ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА БИМЕТАЛЛОВ ВИНТОВЫМ ОБЖАТИЕМ <i>Дементьев В.Б., Соловьев С.Д., Стерхов М.Ю.</i>	119

ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССОВ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ ПРОКАТА СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ С УЧЕТОМ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИ МНОГОПРОХОДНОЙ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ <i>Куницкая И.Н., Климов А.В., Ольшанецкий В.Е.</i>	120
ВЫСОКОПЛАСТИЧНЫЙ БУНТОВОЙ ПРОКАТ СВАРОЧНОГО НАЗНАЧЕНИЯ ИЗ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ <i>Парусов Э.В., Чуйко Н.Н.</i>	121
СЕКЦИЯ 3 СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ.....	123
ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНОГО ИЗМЕНЕНИЯ ТЕРМИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛА ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ТОЛСТОЛИСТОВОГО ТРУБНОГО ПРОКАТА В ЛИНИИ ТЛС <i>Дегтярев В.Н., Урцев Н.В., Мокшин Е.Д., Шмаков А.В.</i>	125
ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩАЯ ТЕРМООБРАБОТКА С НАГРЕВОМ В МЕЖКРИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ ТЕМПЕРАТУР КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ <i>Малинов Л.С., Бурова Д.В., Гоманюк В.Д.</i>	125
НОВЫЙ СПОСОБ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ И СТУПЕНЧАТОЙ ЗАКАЛКИ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ, ВКЛЮЧАЮЩИЙ ПОСЛЕ АУСТЕНИТИЗАЦИИ ОХЛАЖДЕНИЕ И ВЫДЕРЖКУ ПРИ ПОСТОЯННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ ПО СХЕМЕ ВОДА-ПЕЧЬ <i>Малинов Л.С., Бурова Д.В., Гоманюк В.Д.</i>	126
НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫЕ МАРГАНЦОВЫЕ СТАЛИ - НОВЫЙ КЛАСС ЦЕМЕНТИРУЕМЫХ СТАЛЕЙ, В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ КОТОРЫХ ПОЛУЧАЮТ МЕТАСТАБИЛЬНЫЙ АУСТЕНИТ, АРМИРОВАННЫЙ КАРБИДАМИ <i>Малинов Л.С., Малинов В.Л., Малышева И.Е., Бурова Д.В.</i>	127
ОБРАБОТКИ СТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ, ПОЗВОЛЯЮЩИЕ ИСПОЛЬЗОВАТЬ ИХ ПО НОВОМУ НАЗНАЧЕНИЮ <i>Малинов Л.С., Бурова Д.В., Малышева И.Е.</i>	128
ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА УПРОЧНЕНИЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ <i>Кругляков А.А., Никулин С.А., Рогачев С.О., Баранова А.П., Нгуен Х.С., Лебедева Н.В., Панова Г.А.</i>	129
ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ БЕСШОВНЫХ ТРУБ В УСЛОВИЯХ ПАО «ЧТПЗ» <i>Смарыгина И.В., Романец В.А., Еремин В.Н., Маковецкий А.Н.</i>	130
МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛИ Cr – Cu – Ni С ЦЕЛЬЮ УЛУЧШЕНИЯ КАЧЕСТВА ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ <i>Тен Д.В., Комиссаров А.А., Ли А.В.</i>	131

Авторский указатель

A

Astakhov V.A. 119

B

Balagurov A.M. 41
Bobrikov I.A. 41
Brailovski V. 27, 85, 86

C

Cheng W.C. 41
Cheverikin V.V. 41, 119

G

Gavriljuk G. 25
Golovin I.S. 41, 119

J

Jayachandran S. 108, 109

K

Koshmin A.N. 119
Kreitberg A. 85

L

Letenueur M. 85
Liying S. 41
Lussier B. 86

M

Manikandan M. 108, 109
ManiPrabhu SS. 108, 109
Mansouri Y. 119

P

Palacheva V.V. 119
Palani I.A. 108, 109
Petit Y. 86

S

Séguin B. 86

T

Teus S.M. 25
Timercan A. 86

Z

Zadorozhnyy M.Y. 41

A

Абдураимова Н.У. 100
Александрова А.А. 41, 46
Алиев А.А. 57
Алимов И.А. 114
Андреев В.А. 87, 92, 95, 107, 110
Анисимова Н.Ю. 52, 74

Б

Базалеева К.О. 41, 46, 47
Баранова А.П. 129
Белов В.А. 58
Беляев С.П. 87, 89, 94, 96, 107, 108, 109, 110, 112, 115
Беляев Ф.С. 96
Беляков А.Н. 53
Березнер А.Д. 75
Беспалко В.Н. 60
Бессонова И.Г. 43, 98
Бизе Б. 74
Бочвар Н.Р. 59
Браиловский В. 88, 92, 101
Будовских Е.А. 50, 104
Булдашев И.В. 48
Бурова Д.В. 125, 126, 127, 128

В

Виллумайт-Ремер Р. 74
Волков А.Е. 96
Володько С.С. 93, 111
Выродова А.В. 42

Г

Габриелян А.Х. 107
Галкин С.П. 92, 101
Гвоздева О.Н. 45

- Голубенко Т.Н. 62
 Голубничий А.А. 46, 47
 Гоманюк В.Д. 125, 126
 Громов В.Е. 50, 72, 104
 Губенко С.И. 60, 61
 Гундеров Д.В. 91
 Гуров С.В. 24

Д

- Дегтярев В.Н. 125
 Дементьев В.Б. 119
 Демидова Е.С. 87, 89, 96
 Добаткин С.В. 52, 53, 59, 74
 Добаткина Т.В. 71
 Дубинский С.М. 88, 97, 103
 Дураджи В.Н. 40

Е

- Еремин В.Н. 130

Ж

- Жукова Ю.С. 97, 102, 103

З

- Зельдович В.И. 32

И

- Иванов А.М. 87, 107
 Иванова А.Б. 115
 Игнатьева М.В. 69

К

- Кабанова И.Г. 81
 Кадиров П.О. 103
 Капуткин Д.Е. 40
 Капуткина Л.М. 27, 38
 Капуткина Н.А. 40
 Карасева У.П. 108
 Карелин Р.Д. 95, 113
 Касаткин И.А. 89
 Касимцев А.В. 93
 Кащенко М.П. 30, 44
 Кащенко Н.М. 30, 44
 Киндоп В.Э. 27, 38
 Киреева И.В. 42, 43, 98
 Киселевский М.В. 52, 74
 Климов А.В. 120
 Коджаспиров Г.Е. 28

- Колобов Ю.Р. 29
 Комаров В.С. 95, 113
 Комиссаров А.А. 131
 Конопацкий А.С. 97
 Коробейников Д.А. 41, 46
 Коробкова А.А. 102
 Кругляков А.А. 129
 Кудряшова А.А. 92, 101
 Куксгаузен Д.А. 42
 Куксгаузен И.В. 42, 43, 98
 Куницкая И.Н. 120

Л

- Лебедева Н.В. 129
 Ли А.В. 63, 131
 Ли Э.В. 63
 Лиджиев А.А. 49
 Лукашевич К.Е. 92, 101
 Лунев В.А. 53
 Луценко В.А. 62
 Люльчак П.С. 109

М

- Макаров Ф.В. 45
 Маковецкий А.Н. 130
 Малинов В.Л. 66, 127
 Малинов Л.С. 64, 65, 66, 125, 126, 127, 128
 Малышева И.Е. 127, 128
 Маркова Г.В. 88, 93
 Мартыненко Н.С. 52, 54, 74
 Медведев А.Е. 39
 Мирзаев Д.А. 48
 Мокшин Е.Д. 125
 Моляров А.В. 67
 Морозов М.М. 53
 Московский С.В. 50
 Мурашкин М.Ю. 39

Н

- Нгуен Х.С. 129
 Невский С.А. 72
 Никулин С.А. 58, 68, 69, 129

О

- Овчинникова О.А. 71
 Одесский П.Д. 24
 Ольшанецкий В.Е. 120

П

- Панова Г.А. 129
 Парусов Э.В. 70, 121
 Петржик М.И. 90
 Плужникова Т.Н. 75, 76, 77
 Победенная З.В. 42, 98
 Подгорный Д.А. 102
 Поклонов В.В. 42
 Поляк Е.И. 31
 Полякова К.А. 99
 Поникарова И.В. 89, 109, 115
 Понкратова Ю.Ю. 47
 Попович А.А. 28
 Прокошкин С.Д. 88, 92, 95, 97, 99,
 100, 101, 103, 113
 Просвирнин Д.В. 52
 Пустов Ю.А. 103

Р

- Рааб Г.И. 74
 Рахимов Т.М. 110
 Реснина Н.Н. 87, 89, 94, 96, 99, 100,
 107, 108, 109, 110, 112, 115
 Рогачев С.О. 58, 68, 69, 129
 Романец В.А. 130
 Романов Д.А. 50, 72, 104
 Рохлин Л.Л. 71
 Рубаник В.В. 89
 Рубаник В.В. мл. 89
 Рудской А.И. 28
 Рыбальченко О.В. 53, 59
 Рыклина Е.П. 99, 100

С

- Салищев Г.А. 52
 Сарычев В.Д. 72
 Свяжин А.Г. 27, 38
 Серебряный В.Н. 52, 74
 Сибирев А.В. 94, 109
 Сидоров С.А. 77
 Скворцова С.В. 45
 Слезов С.С. 49
 Смарыгина И.В. 27, 38, 130
 Соловьев С.Д. 119
 Соснин К.В. 72, 104
 Сперанский К.А. 49
 Степушин А.С. 45
 Стерхов М.Ю. 119
 Столяров В.В. 37

- Страумал П.Б. 54
 Суховая Е.В. 73
 Сыч О.В. 26

Т

- Тарытина И.Е. 71
 Темралиева Д.Р. 74
 Тен Д.В. 131
 Теплякова Т.О. 102
 Терентьев В.Ф. 37, 52
 Терещенко Н.А. 81
 Токарь А.А. 53
 Токмакова Е.Н. 68
 Токмачева-Колобова А.Ю. 90
 Торганчук В.И. 53
 Труфанова А.А. 63

У

- Убыйловик Е.В. 89
 Ужекина А.Н. 89
 Урцев Н.В. 125

Ф

- Федоров В.А. 75, 76, 77
 Федотов Д.Ю. 75, 76, 77
 Филонов М.Р. 97
 Филиков А.Д. 50, 104
 Фролова Н.Ю. 32

Х

- Хаткевич В.М. 58, 68, 69
 Хватов Д.М. 46
 Хейфец А.Э. 32
 Хлусова Е.И. 26
 Хмелевская И.Ю. 95, 113
 Хомская И.В. 32

Ч

- Чащина В.Г. 30, 44
 Чейлях А.П. 78, 79
 Чейлях Я.А. 78, 79
 Чернов А.Д. 47
 Чуйко Н.Н. 121
 Чумляков Ю.И. 42, 43, 98
 Чуракова А.А. 91
 Чурюмов А.Ю. 80

Ш

- Шалин А.В. 45
Шангина Д.В. 59
Шевердяев М.С. 46
Шеляков А.В. 87, 89
Шереметьев В.А. 92, 97, 101
Шмаков А.В. 125
Шур Е.А. 23
- Э
- Эстрин Ю.З. 52, 74

Ю

- Юрченко Н.Ю. 52
Юсупов В.С. 53, 95
- Я
- Яковлев А.В. 75, 76, 77
Яковleva И.Л. 81
Япарова Е.Н. 112, 115

ДЛЯ ЗАМЕТОК

СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ

**Научно-технический семинар
«Бернштейновские чтения по термомеханической
обработке металлических материалов»**

Материалы опубликованы в авторской редакции

ISBN 978-5-4465-2495-2



9 785446 524952 >

Подписано в печать 09.10.2019 Тираж 120 экз.

