

На правах рукописи

Нарыгина Ирина Вячеславовна

**СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
В ($\alpha+\beta$)-ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ ПЕРЕХОДНОГО КЛАССА
ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ И ДЕФОРМАЦИОННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ**

Специальность 05.16.01 –

Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Екатеринбург – 2010

Работа выполнена на кафедре термообработки и физики металлов
ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого
Президента России Б.Н.Ельцина»

Научный руководитель: кандидат технических наук, доцент
ИЛЛАРИОНОВ АНАТОЛИЙ ГЕННАДЬЕВИЧ

Официальные оппоненты: доктор технических наук, профессор
ШИШМАКОВ АЛЕКСАНДР СЕРАФИМОВИЧ
ЗАО «НПП Тормо»

кандидат технических наук, доцент
МИХАЙЛОВ СЕРГЕЙ БОРИСОВИЧ
ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента
России Б.Н.Ельцина»

Ведущее предприятие: ОАО «Машиностроительный завод имени
М.И.Калинина», г. Екатеринбург

Защита диссертации состоится 24 декабря 2010 г. в 15 ч 00 мин, в ауд.
Мт-329 на заседании Диссертационного совета Д 212.285.04 по присуждению
степени доктора технических наук в ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный
университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина» по адресу:
г. Екатеринбург, К-2, ул. Мира, 19, УрФУ.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ФГАОУ ВПО «УрФУ
имени первого Президента России Б.Н.Ельцина».

Ваш отзыв в одном экземпляре, заверенный гербовой печатью, просим
направлять по адресу: 620002, Екатеринбург, К-2, ул. Мира, 19, УрФУ имени
первого Президента России Б.Н.Ельцина, ученому секретарю университета.

Телефон: (343) 375-45-74, факс (343) 374-53-35; e-mail: tofm@mail.ustu.ru

Автореферат разослан 24 ноября 2010 г.

Ученый секретарь Диссертационного совета Д 212.285.04
профессор, доктор технических наук

Шилов В.А.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы. Высокопрочные ($\alpha+\beta$)-титановые сплавы переходного класса, к основным представителям которого относятся сплавы VT22, VST5553 и Ti-10V-2Fe-3Al, являются перспективными для применения в силовых тяжело нагруженных конструкциях авиакосмической техники в деталях шасси, фюзеляжа, крыла самолета, крепежных деталях типа силовых болтов за счет высокой удельной прочности, вязкости, коррозионной стойкости, прокаливаемости и высокой надежности при эксплуатации.

Как известно, одним из главных критериев качества полуфабрикатов из сплавов данного класса является их структура, строгая регламентация которой обеспечивает реализацию высокого комплекса механических свойств. Однако формирование требуемой конечной структуры для конкретных видов полуфабрикатов и изделий предопределяет свои трудности на различных этапах обработки сплавов. Во-первых, относительно низкая теплопроводность, невозможность исправления зеренной структуры только методами термической обработки, неравномерность деформации при получении полуфабрикатов делает проблематичным формирование однородной мелкозернистой структуры промежуточных деформированных заготовок при высокотемпературной обработке в β - и ($\alpha+\beta$)-области. Во-вторых, при холодной пластической деформации, необходимость в использовании которой возникает при правке изделий после их охлаждения от высоких температур, важно учитывать нестабильность высокотемпературного β -твердого раствора к механическому воздействию, проявляющуюся в реализации деформационно-индуцированных превращений. В-третьих, при использовании в качестве окончательной операции термической обработки готового полуфабриката двойного старения через низкотемпературную ступень, применение которого, как показывает опыт для псевдо- β -сплавов, в ряде случаев может быть достаточно эффективно, нужно принимать во внимание протекание превращений в ходе распада метастабильного β -твердого раствора с образованием низкотемпературных продуктов распада (ω , α_n) на первой ступени старения, что несомненно повлечет за собой изменение протекания процессов распада на второй ступени старения, лежащей в высокотемпературной области.

Исследование процессов структурообразования и формирования фазового состава и свойств в полуфабрикатах из данного класса сплавов на

каждом из отмеченных выше этапах их термической и деформационной обработок позволит расширить области применения сплавов, разработать новые и усовершенствовать применяемые на сегодняшний день режимы термической и термомеханической обработок для реализации высокой конструкционной прочности, что является актуальной задачей материаловедения титановых сплавов.

Работа выполнена в соответствии с основными направлениями научной деятельности кафедры «Термообработка и физика металлов» ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина» в рамках: аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы» по темам №2210 (проект РНП.2.1.1.6544), №2244 (проект №2.1.2/7175); федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» по теме №62245 (госконтракт №02.740.11.160).

Целью работы явилось изучение закономерностей формирования структуры, фазового состава и свойств в $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавах переходного класса BT22, Ti-10-2-3 и VST5553 при различных режимах термической и деформационной обработок.

В работе были поставлены и решены следующие задачи:

1. Изучить протекание процессов рекристаллизации и изменение фазового состава в сплавах переходного класса в условиях варьирования температурно-временных параметров высокотемпературной обработки деформированных полуфабрикатов.
2. Рассмотреть влияние холодной пластической деформации осадкой закаленных на метастабильный β -твердый раствор сплавов на структурообразование, фазовые превращения и свойства.
3. Исследовать протекание процессов распада метастабильных фаз при непрерывном нагреве, а также при различных схемах старения в закаленных и деформированных сплавах.
4. Предложить режимы получения высокопрочного состояния полуфабрикатов с использованием методов упрочняющей термической обработки.

Научная новизна.

Установлены закономерности протекания рекристаллизационных

процессов в горячедеформированных осадкой полуфабрикатах из сплава Ti-10-2-3 в зависимости от параметра Надаи-Лоде, определяющего деформированное состояние материала.

Обнаружено, что значительный перегрев в β -области ($T_{\text{пл}}+100\dots150$ °С) сплава VST5553 способствует резкому увеличению концентрации вакансий, активизирующих диффузионные процессы, и становящихся причиной появления предвыделений, не формирующих в ОЦК-матрице собственную решетку. Показано, что присутствие предвыделений в сплаве, охлажденном на воздухе, тормозит процессы распада β -твердого раствора в низкотемпературной области по гомогенному механизму и активизирует $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение по гетерогенному механизму распада в интервале $470\dots650$ °С, по сравнению с закалкой в воду.

Изучена стадийность протекания деформационно-индуцированных $\beta\text{-}\tau\text{-}\alpha''$ (сплав VT22) и $\beta\text{-}\alpha''\text{-}\alpha'$ -переходов (сплав Ti-10-2-3), наблюдаемых при холодной деформации метастабильного β -твердого раствора. Предложена кристаллогеометрическая модель деформационно-индуцированных фазовых переходов и рассмотрены морфологические особенности формирующейся структуры.

Показано, что наличие в структуре первичных частиц α -фазы в закаленном сплаве Ti-10-2-3 не подавляет образование ω -фазы при старении метастабильного β -твердого раствора, но способствует ее выделению в областях, удаленных от первичных α -частиц, а вблизи этих частиц выделяется неравновесная $\alpha_{\text{н}}$ -фаза.

Практическая значимость.

Разработана методика оценки степени деформации в сплавах переходного класса при осадке по зеренной структуре β -твердого раствора, выявляемой при микроструктурном анализе.

Предложена ступенчатая термическая обработка для исключения появления в структуре сплава VST5553 предвыделений, формирующихся при обработках в β -области, за счет отжига вакансий.

Разработан режим упрочняющей термической обработки для сплава VT22, включающий операции закалки и двойного старения, обеспечивающий получение высокопрочного состояния ($\sigma_{\text{В}} \geq 1450$ МПа; $\delta \geq 8$ %; $KCU \geq 0,32$ МДж/м²).

На защиту выносятся следующие основные положения и результаты.

1. Формирование структуры и фазового состава при высокотемпературной обработке горячедеформированных полуфабрикатов из сплавов VT22, Ti-10-2-3 и VST5553 и рекомендации по оптимизации параметров обработки.

2. Эволюция фазового состава, структуры, изменение свойств при холодной пластической деформации осадкой в закаленных на метастабильный β -твердый раствор сплавах VT22 и Ti-10-2-3.

3. Оригинальные режимы термической обработки с использованием операции двойного старения, обеспечивающие высокий уровень прочностных свойств полуфабрикатов.

Апробация работы. Материалы диссертации были доложены и обсуждены на Международных конференциях: «Ti-2009 в СНГ», Украина, г. Одесса, 2009 г.; «Ti-2010 в СНГ», г. Екатеринбург, 2010 г.; «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов DFMN-2007», г. Москва, 2007 г.; на VII, IX и X Международной научно-технической Уральской школе-семинаре металловедов – молодых ученых, г. Екатеринбург 2006, 2008 и 2009 гг.; на Международной научной школе для молодежи «Материаловедение и металлофизика легких сплавов», г. Екатеринбург, 2010 г.; на XVI, XVII, XVIII Международной конференции молодых ученых по приоритетным направлениям развития науки и техники, г. Екатеринбург, 2008, 2009 и 2010 гг.; на XIX и XX Уральской школе металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов», г. Екатеринбург, 2008 г. и г. Пермь, 2010 г.; на IV и V Российской научно-технической конференции «Физические свойства металлов и сплавов», г. Екатеринбург, 2007, 2009 гг.

Публикации. По материалам исследования опубликовано 17 печатных работ, отражающих основное содержание диссертации, в том числе 2 в изданиях, рекомендованных ВАК РФ.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, 5 глав, заключения, списка литературы и приложения; изложена на 184 страницах, включает 128 рисунков, 8 таблиц, список литературы содержит 134 наименования.

Автор выражает благодарность научному сотруднику ИФМ УрО РАН

Елкиной Ольге Аркадьевне за помощь в проведении электронномикроскопических исследований, а также профессору кафедры ОМД ФГАОУ ВПО «УрФУ им. первого Президента России Б.Н.Ельцина» Логинову Юрию Николаевичу за помощь в моделировании процессов горячей осадки полуфабрикатов с помощью пакета инженерного анализа «RAPID 2D».

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность диссертационной работы, дано общее направление исследований.

В **первой главе** представлен аналитический обзор литературы по исследуемой проблеме. Дана характеристика $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавов переходного класса. Систематизированы данные об особенностях формирования их структуры при различных видах высокотемпературной термической и термомеханической обработках. Рассмотрены механизмы и кинетика фазовых превращений и структурных изменений в ходе холодной деформации $(\alpha+\beta)$ -сплавов переходного класса. Проанализировано формирование структуры и свойств при различных видах упрочняющей термической обработки. Поставлена цель работы и сформулированы конкретные задачи исследований.

Во **второй главе** описаны материалы и методы исследования. В работе использовали полуфабрикаты из высокопрочных титановых сплавов BT22, Ti-10-2-3 и VST5553, полученные по промышленной технологии на ОАО «Корпорации ВСМПО-АВИСМА». Химический состав сплавов и характеристики полуфабрикатов приведены в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав и характеристики исследуемых полуфабрикатов*

Сплав	Содержание элементов, масс. %										K _{β}	T _{сп} , °C
	Легирующие элементы					Примеси (не более)						
	Al	Mo	V	Fe	Cr	O	C	N	H	Si		
Крупногабаритные штамповки												
VST5553	5,49	4,95	4,74	0,36	2,69	0,15	0,01	0,01	0,002	0,03	1,24	855
Крупногабаритные заготовки под горячую деформацию (\varnothing 90 мм × 75 мм)												
Ti-10-2-3	3,30	–	9,32	2,37	–	0,10	0,01	0,05	0,002	0,02	1,05	805
Горячекатаные прутки (\varnothing 15 мм)												
BT22	5,52	4,94	4,86	1,11	1,04	0,11	0,02	0,01	0,004	0,04	1,13	860
Ti-10-2-3	3,22	–	9,80	2,64	–	0,09	0,01	0,06	0,004	0,02	1,13	800

* Ti – основа

Деформирование с применением горячей и холодной осадки осуществляли на гидравлическом прессе усилием 5 МН. При горячей осадке для отсутствия захлаживания заготовки были завернуты в асбест. При холодной осадке использовали графитовой смазку.

Термическую обработку сплавов проводили в печах типа СНОЛ. Конкретные режимы обработок, применяемые для исследуемых полуфабрикатов, представлены в тексте глав.

Исследование проводили комплексно с использованием методов металлографического анализа на микроскопе Olympus JX51 при увеличениях 100...1000 крат; рентгеноструктурного фазового анализа (РСФА) на рентгеновском дифрактометре Bruker D8 Advance в K_{α} медном излучении в интервале углов отражения $\theta = 15...60^{\circ}$ при напряжении $U=40$ кВ, токе трубки $I=40$ мА; терморентгенографического исследования с помощью высокотемпературной камеры AntonPaar НТК 1200N в диапазоне температур 30...700 °С с шагом 100 °С в вакууме ($\sim 10^{-2}...10^{-3}$ Па); растровой электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа на микроскопах Philips SEM 535 с приставкой EDAX Genesis 2000 и Jeol JSM-6490LV с системой микроанализа Oxford Instruments Inca Energy 350; просвечивающей электронной микроскопии на микроскопах ЭМ-125К и JEM-200СХ; синхронного термического анализа на приборе Netzsch STA 449 C Jupiter с записью кривых дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) в интервале температур 20...1000 °С в проточной атмосфере аргона технической чистоты со скоростями нагрева 20°/мин.

Твердость сплавов после различных режимов обработки определяли по Роквеллу по шкале С в соответствии с ГОСТ 9013-59. МикродюрOMETрический анализ осуществляли на микроскопе Neophot-21 с применением приставки для микротвердости при нагрузке 100 г.

Испытания на растяжение проводили согласно ГОСТ 1497-84 на пятикратных образцах $\varnothing 6$ мм на испытательной машине Instron 3382. Ударную вязкость определяли по ГОСТ 9454-78 на образцах с U-образным надрезом на маятниковом копре МК-30.

В третьей главе проведен комплексный анализ влияния параметров высокотемпературного нагрева на формирование внутризеренной и зеренной структур в горячедеформированных полуфабрикатах. При этом было важно исследовать, с одной стороны, протекание процессов рекристаллизации как в

крупногабаритных заготовках (Ti-10-2-3), технологический цикл производства которых, как правило, начинается с термомодеформационной обработки (ТМО) в β -области, так и в полуфабрикатах сортового проката (BT22), для которых характерны предварительные ТМО как в β -, так и $(\alpha+\beta)$ -области; с другой стороны, рассмотреть влияние скорости охлаждения на изменение сформированной в ходе высокотемпературного нагрева структуры крупногабаритных полуфабрикатов (VST5553).

В связи с этим, на крупногабаритных заготовках ($\varnothing 90 \text{ мм} \times 75 \text{ мм}$) из сплава Ti-10-2-3, исходная структура которых представлена равноосными β -зернами со средним размером $\sim 2,5 \text{ мкм}$, проведена оценка неравномерности деформации после горячей осадки с относительным обжатием 60 % в β -области, исследована кинетика рекристаллизации в ходе последующей постдеформационной выдержки (0...32 мин.) при температуре деформации ($T_{\text{мп}}+20 \text{ }^\circ\text{C}$).

Показано, что при горячей осадке распределение степени деформации по сечению осаженных полуфабрикатов неравномерно и характеризуется формированием, так называемой, области «деформационного креста» и области затрудненной деформации, в первой из которых наблюдается активное протекание процессов рекристаллизации (как в ходе деформации, так и при последующей постдеформационной выдержке), а во второй – ее полное отсутствие даже при значительной временной выдержке.

Определено, что кинетика протекания процесса рекристаллизации обусловлена не только степенью деформации сдвига Λ^* , но и типом деформации в каждой точке деформированной заготовки, действие которого возможно учесть при введении параметра Надаи-Лоде (μ_ϵ), служащего для характеристики деформированного состояния ($\mu_\epsilon = 2(\epsilon_{22} - \epsilon_{33}) / (\epsilon_{11} - \epsilon_{33}) - 1$, где ϵ_{11} , ϵ_{22} и ϵ_{33} – главные деформации, с обязательным условием, что $\epsilon_{11} > \epsilon_{22} > \epsilon_{33}$).

Установлено, что с увеличением времени постдеформационной выдержки происходит более активный рост объемной доли рекристаллизованных зерен с повышением степени деформации сдвига Λ и

* Степень деформации сдвига Λ определена с помощью пакета инженерного анализа «RAPID 2D» при моделировании рассматриваемого случая горячей осадки заготовки из сплава Ti-10-2-3

параметра Надаи-Лоде μ_ϵ , за исключением случая, когда параметр Надаи-Лоде составляет $0,2 \dots 1$, при котором изменение λ носит экстремальный характер (рис. 1). В этом случае отмечается максимум как на кривой объемной доли рекристаллизованных зерен λ (рис. 1 б), так и на кривой среднего размера рекристаллизованного зерна D_{cp} (рис. 1 а), приходящийся на $\Lambda \approx 2,2$. При больших значениях Λ наблюдается тенденция к снижению значений λ и D_{cp} , связанная с наблюдаемым явлением текстурного торможения рекристаллизации.

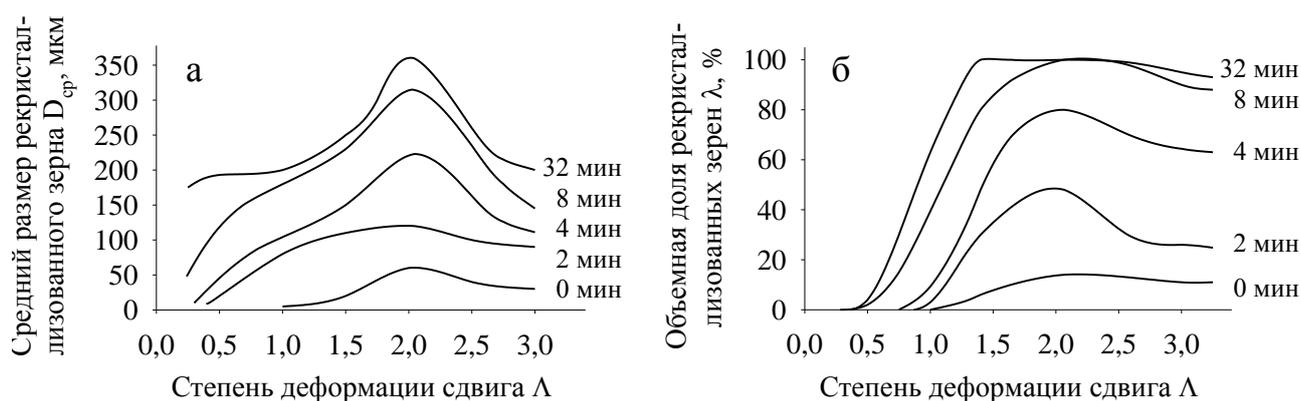


Рис. 1. Изменение объемной доли λ (б) и среднего размера D_{cp} рекристаллизованных зерен (а) в зависимости от степени деформации сдвига Λ и времени постдеформационной выдержки осажденной заготовки ($\mu_\epsilon = 0,2 \dots 1$)

Опираясь на полученные результаты, можно подобрать оптимальную термодформационную обработку на определенный размер рекристаллизованного зерна и его объемную долю, исходя из средней степени деформации сдвига и времени последеформационной выдержки.

Далее было изучено влияние условий получения деформированного полуфабриката как при деформации в β -, так и в $(\alpha+\beta)$ -области на формирование структуры в ходе последующей высокотемпературной обработки в интервале температур нагрева $T_{пп}-40^\circ\text{C} \dots T_{пп}+20^\circ\text{C}$ с выдержками $0,5 \dots 2$ ч. на горячекатаных прутках $\varnothing 15$ мм из сплава ВТ22.

Установлено, что нагрев горячекатаных в β -области прутковых полуфабрикатов при температурах $(\alpha+\beta)$ -области не приводит к изменению зеренной структуры сплава, но способствует протеканию рекристаллизационных процессов в β -твердом растворе при нагреве свыше

$T_{\text{пп}}-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ в горячекатаных в $(\alpha+\beta)$ -области прутках с формированием мелкозернистой структуры в интервале $T_{\text{пп}}-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($830\text{ }^{\circ}\text{C}$)... $T_{\text{пп}}-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($840\text{ }^{\circ}\text{C}$) (рис. 2).

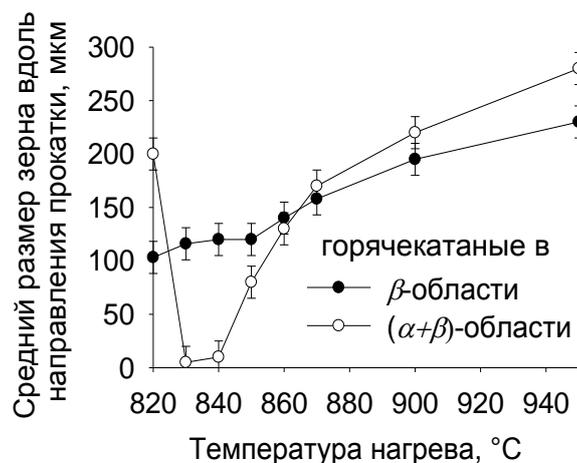


Рис. 2. Изменение среднего размера β -зерна вдоль направления прокатки горячекатаных прутков из сплава VT22 при различных температурах нагрева (выдержка 1 час)

Развитие отмеченных выше рекристаллизационных процессов, а также формирование более равновесной первичной α -фазы при температурах нагрева $T_{\text{пп}}-30\text{ }^{\circ}\text{C}$... $T_{\text{пп}}-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ наиболее активно проявляется при увеличении времени выдержки с 0,5 до 1 часа, свыше которой эти процессы слабо выражены.

Исходя из этого показано, что наиболее оптимальными температурно-временными параметрами высокотемпературного нагрева для формирования мелкозернистой структуры в горячедеформированных в $(\alpha+\beta)$ -области прутковых полуфабрикатах из сплава VT22 для последующей упрочняющей термической обработки, является температура $T_{\text{пп}}-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ с выдержкой 1 час.

Сформированное при высокотемпературной обработке состояние в деформированном крупногабаритном полуфабрикате может претерпевать превращение при последующем охлаждении.

Влияние среды охлаждения (вода, воздух) после высокотемпературной выдержки (0,5...2 ч.) при различных температурах нагрева в β -области ($T_{\text{пп}}+5\text{ }^{\circ}\text{C}$... $150\text{ }^{\circ}\text{C}$) было проанализировано на сплаве VST5553, позиционирующемся как сплав, способный закаливаться на воздухе.

Охлаждение полуфабрикатов из сплава VST5553 с температур β -области на воздухе, в отличие от скоростного охлаждения в воде,

способствует формированию в теле β -зерен характерной структурной неоднородности, которые мы условно будем называть предвыделения (рис. 3 а). Объемная доля предвыделений увеличивается с ростом температуры и времени выдержки. Они представляют собой одиночные пакеты, либо пересекающиеся между собой пакеты тончайших пластин со средним размером толщины одиночного пакета 3...5 мкм (рис. 3 б).

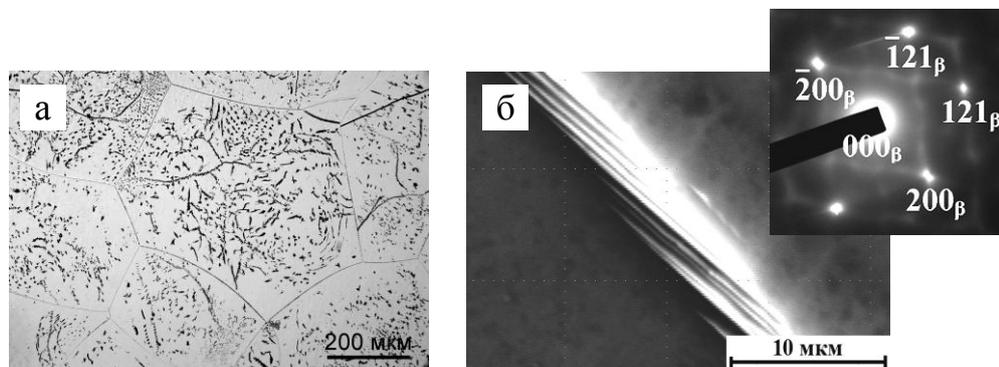


Рис. 3. Микроструктура полуфабрикатов из сплава VST5553 после нагрева на $T_{\text{пл}}+150$ °С, выдержки 2 часа и охлаждения на воздухе

Собственную кристаллическую решетку предвыделения не формируют; на микродифракционных картинах наблюдаются лишь диффузные тяжи (рис. 3 б), обусловленные смещениями атомов из положений ОЦК-решетки с образованием α -образных конфигураций, свидетельствующие о нестабильности сплава к $\beta \rightarrow \alpha$ -превращению. При РСФА фиксируются два твердых раствора, что говорит о расслоении β -фазы на области обедненные и обогащенные по легирующим элементам.

Для химического состава микрообластей предвыделений характерно некоторое обогащение по α -стабилизатору (Al) и обогащению по β -стабилизатору (Mo, частично и по Cr), по сравнению с химическим составом матрицы. Твердость сплава как при охлаждении в воде, так при охлаждении на воздухе остается на одном уровне ~ 32 HRC.

Анализ вышеперечисленных данных позволил сделать предположение, что образование подобной структуры связано с увеличением числа равновесных вакансий при повышении температуры нагрева. Вакансии активизируют диффузионные процессы, в результате которых в сплаве появляются зоны с повышенным содержанием легирующих элементов. Эти зоны и выявляются при травлении. В пользу влияния вакансий говорит и тот факт, что выделения располагаются преимущественно в теле зерна, а не по

границам, так как границы зерен являются эффективными стоками вакансий. Оценка влияния температуры нагрева на концентрацию равновесных вакансий в сплаве показала, что она может увеличиваться при повышении температуры до $T_{\text{пп}}+150$ °С в $\sim 50\dots 150$ раз в зависимости от энергии образования вакансии.

Методом ДСК показано, что присутствие предвыделений в сплаве после охлаждения на воздухе тормозит процессы распада β -твердого раствора в низкотемпературной области (380...450 °С) по гомогенному механизму и активизирует $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение по гетерогенному механизму распада (470...650 °С), по сравнению с закалкой в воду.

Предложена ступенчатая термическая обработка для исключения появления в структуре полуфабрикатов из сплава VST5553 таких предвыделений за счет отжига вакансий, включающая медленное охлаждение с печью от высоких температур нагрева ($T_{\text{пп}}+100\dots 150$ °С) до температуры $T_{\text{пп}}+5$ °С с последующей выдержкой в течение 2 часов и охлаждением на воздухе.

Таким образом, в данной главе рассмотрено влияние параметров высокотемпературного нагрева (температуры нагрева, времени выдержки, скорости охлаждения) на структурообразование и формирование фазового состава в деформированных полуфабрикатах из исследуемых сплавов и предложены, отмеченные выше рекомендации по их оптимизации.

В **четвертой главе** проведено сравнение закономерностей формирования структуры и фазового состава при холодной деформации в закаленных титановых сплавах переходного класса VT22 и Ti-10-2-3. В исследовании использовали горячекатаные прутки $\varnothing 15$ мм, закаленные на метастабильный β -твердый раствор и затем деформированные осадкой при комнатной температуре с различным относительным обжатием вплоть до разрушения при обжатии $\sim 37\dots 38$ %.

Анализ зеренной структуры по сечению осаженных образцов показал, что, как и в случае горячей осадки, в ходе холодной осадки формируется характерная структура «деформационного креста».

Предложена методика оценки неравномерности деформации по сечению осаженной заготовки, используя данные по изменению среднего размера β -зерна вдоль направления осадки D_i в разных областях заготовки, в

пределах которых степень деформации примерно одинакова, по сравнению с размером β -зерна закаленной недеформированной заготовки $D_{\text{недеф}}$, по формуле $e_i = \ln(D_i / D_{\text{недеф}})$, где e_i – истинная деформация в i -ой области заготовки.

Результаты измерений показали, что для обоих сплавов ВТ22 и Ti-10-2-3 неравномерность деформации вначале растет с увеличением относительного обжатия до $\sim 15\%$, а затем несколько уменьшается, вероятно, из-за более активного вовлечения в процесс деформации всей совокупности β -зерен, но сохраняется на значительном уровне (рис. 4).

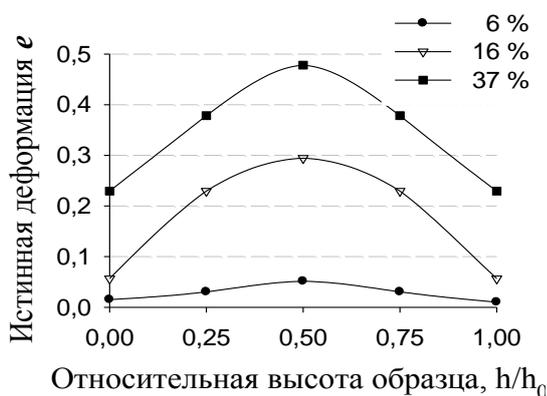


Рис. 4. Распределение истинной деформации e по высоте вдоль оси осажённых с различными относительными обжатиями цилиндрических заготовок из сплава ВТ22, предварительно закалённых из β -области

При дальнейшем структурном и фазовом анализе превращений выбирали области в осажённых образцах с максимальными истинными деформациями.

С помощью данных РСФА по изменению фазового состава сплава Ti-10-2-3 в ходе холодной деформации осадкой при изученных степенях обжатия заготовок установлена стадийность протекания деформационно-индуцированных фазовых превращений $\beta \rightarrow \alpha'' \rightarrow \alpha'$ с реализацией $\beta \rightarrow \alpha''$ -превращения при обжатии заготовки на 7% и образованием α' -фазы при обжатии свыше 18%.

При анализе превращений в холоднодеформированном сплаве ВТ22 наблюдается несколько иная стадийность деформационно-индуцированных фазовых превращений $\beta \rightarrow \tau \rightarrow \alpha''$ с образованием объёмно-центрированной тетрагональной τ -фазы со степенью тетрагональности меньше 1 при обжатии

заготовки более 6 % и α'' -мартенсита при обжати заготовки более 16 %.

В ходе электронномикроскопических исследований установлено, что τ -фаза представляет собой полосовую структуру в β -твердом растворе с регулярно расположенными в ней дислокациями (рис. 5 а), которые ответственны за сдвиговое тетрагональное искажение ОЦК-решетки, а α'' -мартенсит при этом, образующийся при больших степенях деформации, имеет близкую морфологию и размеры, но с более сложным дислокационным строением (рис. 5 б). Исходя из сходства морфологий деформационно-индуцированных фаз сделано предположение, что α'' -мартенсит в сплаве ВТ22 образуется из τ -фазы.

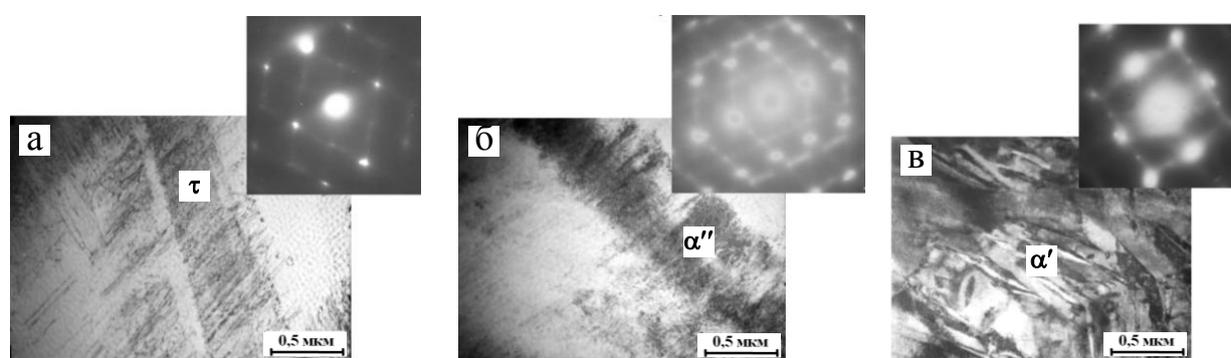


Рис. 5. Морфология деформационно-индуцированных фаз в сплавах ВТ22 (а, б) и Ti-10-2-3 (в)

Морфология образующегося при деформации α'' -мартенсита в сплаве Ti-10-2-3 близка к описанной для сплава ВТ22, для α' -мартенсита характерно более сложное пакетное строение (рис. 5 в).

Наблюдаемое различие в характере превращений при холодной деформации сплавов ВТ22 и Ti-10-2-3 с близкими коэффициентами β -стабилизации можно объяснить за счет роли алюминия, которого больше в сплаве ВТ22, и он как бы оказывает дополнительное β -стабилизирующее действие за счет дополнительного снижения температуры начала мартенситного превращения.

Наряду с фазовыми превращениями, наблюдаемыми в ходе деформации, исследована стадийность структурных изменений в β -твердом растворе в сплавах ВТ22 и Ti-10-2-3 при изученных степенях относительных обжатий заготовок. В частности, для сплава ВТ22 реализуется следующая последовательность трансформации структуры β -твердого раствора: образование дислокационных скоплений, ориентированных вдоль двух

взаимно перпендикулярных направлений при обжати до 6 %, формирование ячеистой структуры дислокаций при обжати до 16 %, и появление упорядоченных колоний двойников при обжати заготовок свыше 23 %.

Развитие вышеописанных процессов по мере увеличения относительного обжатия способствует закономерному росту дюрOMETрических характеристик осажённых заготовок из исследуемых сплавов VT22 и Ti-10-2-3.

На основании литературных данных об ориентационных соотношениях β -, α'' - и α' -фаз: $(1\bar{1}0)_\beta \parallel (001)_{\alpha''} \parallel (0001)_\alpha$; $[111]_\beta \parallel [110]_{\alpha''} \parallel (11\bar{2}0)_\alpha$, а также предложенного ориентационного соотношения для β - и τ -фаз: $(1\bar{1}0)_\beta \parallel (1\bar{1}0)_\tau$; $[111]_\beta \parallel [111]_\tau$, исходя из сохранения в качестве плоскости и направления наилучшего сопряжения в результате $\beta \rightarrow \tau$ -превращения между кристаллическими решетками β - и τ -фаз наиболее плотноупакованных плоскостей и плотноупакованных направлений, предложена кристаллогеометрическая модель деформационно-индуцированных фазовых переходов кристаллической структуры метастабильного β -твердого раствора в кристаллические структуры деформационно-индуцированных фаз (τ , α'' , α'). Показано, что образующиеся в ходе холодной пластической деформации мартенситные фазы (τ , α'' , α'), имеют ограниченный интервал углов между соответствующими плотноупакованными направлениями и при протекании фазового превращения, сопровождающегося сменой кристаллической решетки изменения угла между плотноупакованными направлениями идет скачкообразно (рис. 6).

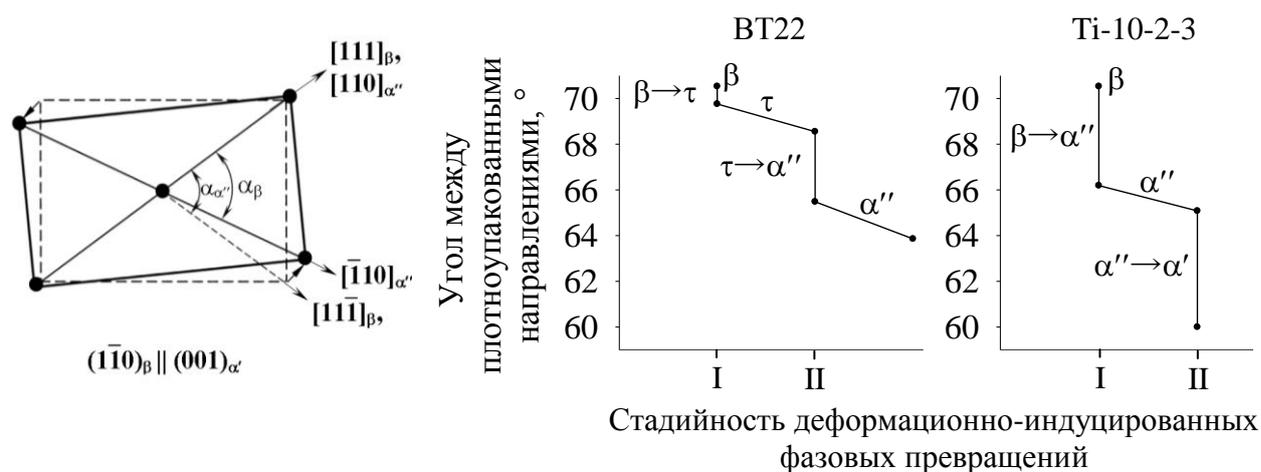


Рис. 6. Изменение угла между плотноупакованными направлениями кристаллических решеток на примере $\beta \rightarrow \alpha''$ -превращения (а) и деформационно-индуцированных фазовых переходов (б) в сплавах переходного класса VT22 и Ti-10-2-3

Изучена стадийность протекания процессов распада в закаленных и холоднодеформированных сплавах VT22 и Ti-10-2-3 при последующем нагреве. С помощью данных ДСК и терморентгенографии показано, что распад метастабильной β -фазы в закаленных сплавах при низких температурах нагрева 200...450 °С происходит с образованием низкотемпературной α_n -фазы по типу промежуточного превращения, ромбические искажения кристаллической решетки которой при повышении температуры нагрева снимаются, и при нагреве выше 500 °С распад идет с образованием α -фазы с ГПУ-решеткой по диффузионному механизму.

При нагреве холоднодеформированных сплавов имеет место частичное протекание обратного $\tau \rightarrow \beta$ - и $\alpha' \rightarrow \alpha''$ -превращения в интервале температур ~ 150...220 °С для VT22 и Ti-10-2-3 соответственно. Распад метастабильной β -фазы в холоднодеформированных сплавах имеет те же закономерности, как и в закаленных; при распаде деформационно-индуцированных α' - (свыше 200 °С), α'' - (свыше 300 °С), τ -фаз (свыше 400 °С) инициирующим процессом является выделение обогащенной β -фазы; при этом формирование равновесной ($\alpha + \beta$)-структуры фиксируется на 50 °С раньше, чем для закаленных сплавов. Кроме того, для сплава Ti-10-2-3 в интервале температур нагрева 230...330 °С методом ДСК фиксируется выделение в сплаве ω -фазы, подтвержденное электронномикроскопическими исследованиями, не выявляемой при терморентгенографии по причине низкой чувствительности метода к малой объемной доли выделений, которые при дальнейшем повышении температуры растворяются.

Таким образом, установлено, что в закаленных сплавах переходного класса, метастабильный β -твердый раствор неустойчив к воздействию холодной пластической деформации. Изменение фазового и структурного состояния сплавов при таком воздействии многостадийно, что приводит к изменению температурных интервалов превращений при последующем нагреве. Это важно учитывать при проведении операции правки закаленных полуфабрикатов и при разработке режимов низкотемпературной термомеханической обработки, включающей ХПД.

Глава 5 посвящена исследованию протекания процессов распада метастабильного β -твердого раствора в сплавах VT22 и Ti-10-2-3 в ходе одинарного или двойного старения с целью установления возможности

использования двойного старения для получения высокопрочного состояния в полуфабрикатах из указанных сплавов. Материалом для исследования служили горячекатаные прутки $\varnothing 15$ мм.

Процессы выделения вторых фаз в сплаве Ti-10-2-3 изучали, используя нагрев под закалку в интервале температур $T_{\text{пн}}-10...T_{\text{пн}}+5$ °С, при последующем двойном старении при температурах первой ступени 250...300 °С с выдержкой 8 ч., второй ступени 550 °С с выдержкой 0,5 ч.

Показано, что распад метастабильного β -твердого раствора в сплаве Ti-10-2-3 независимо от температуры закалки (как из β -, так и $\alpha+\beta$ -области) протекает с образованием мелкодисперсных частиц ω -фазы при 250 °С (выдержка 8 ч.) и ω -фазы и $\alpha_{\text{н}}$ -неравновесной фазы при 300 °С (выдержка 8 ч.). Наличие в структуре первичных частиц α -фазы не подавляет образование низкотемпературных фаз (ω , $\alpha_{\text{н}}$), но способствует выделению низкотемпературной $\alpha_{\text{н}}$ -фазы в прилегающих областях к первичным α -частицам, а ω -фазы – вдали от первичных α -частиц (рис. 7).

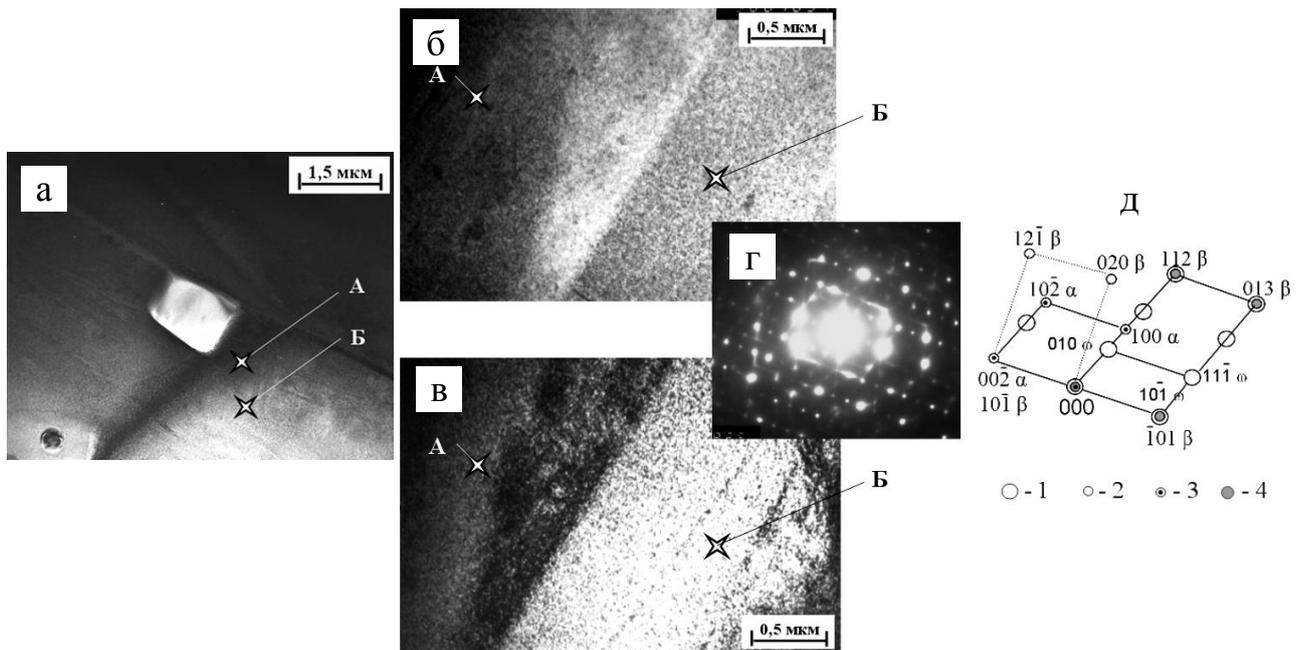


Рис. 7. Структура сплава, закаленного с температуры 800 °С и состаренного при температуре 300 °С в течение 8 ч.: а, б – светлопольное изображение, в – темнопольное изображение в рефлексе $(11\bar{1})_{\omega}$, г – картина микродифракции, д – схема расшифровки микродифракции. Обозначения: 1 – ось зоны $[\bar{1}0\bar{1}]_{\omega}$, 2 – ось зоны $[\bar{2}20]_{\beta}$, 3 – ось зоны $[0\bar{2}0]_{\alpha}$, 4 – ось зоны $[\bar{1}2\bar{1}]_{\beta}$

При двойном старении (300 °С, 8 ч. + 550 °С, 0,5 ч.) сплава Ti-10-2-3, закаленного из β -области, морфология выделения вторичных частиц α -фазы не отличается от морфологии вторичных α -выделений, наблюдаемых при одинарном старении (550 °С, 0,5 ч.), однако распад при двойном старении более неравномерен, что связано с возникновением упругих напряжений в ходе выделения ω -фазы при низкотемпературном старении, приводящих к более низкому уровню дюрометрических характеристик после двойного старения (рис. 8).

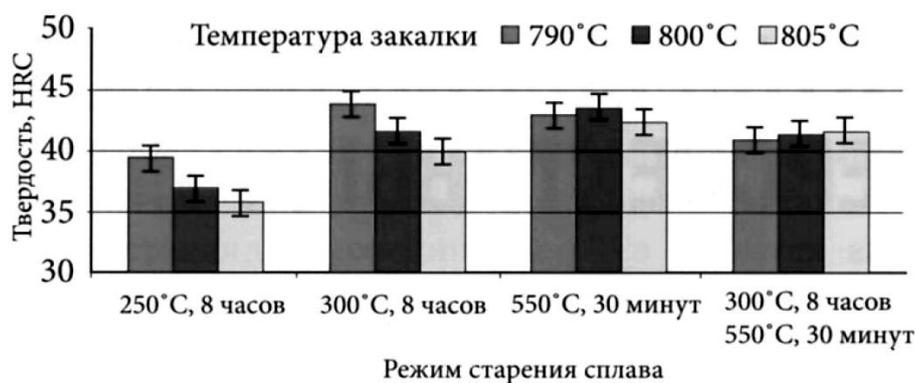


Рис. 8. Изменение твердости сплава при различных режимах термической обработки

Установлено, что для сплава, закаленного из $(\alpha+\beta)$ -области, эта тенденция сохраняется, но распад идет с выделением более дисперсных частиц, вследствие большей дефектности β -твердого раствора.

Так как ожидалось получение в структуре при двойном старении более благоприятной морфологии выделения равновесной α -фазы, наследующей морфологию выделения $\omega(\alpha_n)$ -фаз, то методами ДСК и РСФА были проведены дополнительные исследования протекания распада β -фазы при нагреве от температуры первой до температуры второй ступени старения. Однако показано что фазы, образовавшиеся при низкотемпературном старении (ω , α_n), растворились к моменту выделения α -фазы, в результате чего их частицы не смогли послужить «подложками» для образования α -фазы на второй ступени двойного старения, что и не обеспечило достаточно равномерный распад.

В связи с этим, при проведении двойного старения в сплаве VT22, интервал температур первой ступени повысили до 450...550 °С для повышения стабильности низкотемпературных выделений к процессам

растворения на второй ступени старения. В результате этого при низкотемпературной ступени (450...550 °С, 8 ч.) двойного старения в сплаве ВТ22, закаленном от температуры $T_{шт} - 30^{\circ}\text{C}$, наблюдается формирование мелкодисперсных и однородно распределенных в структуре выделений вторичной $\alpha_{н}$ -фазы, что обеспечивает значительное упрочнение сплава особенно при старении 500 °С, 8 часов (рис. 9).

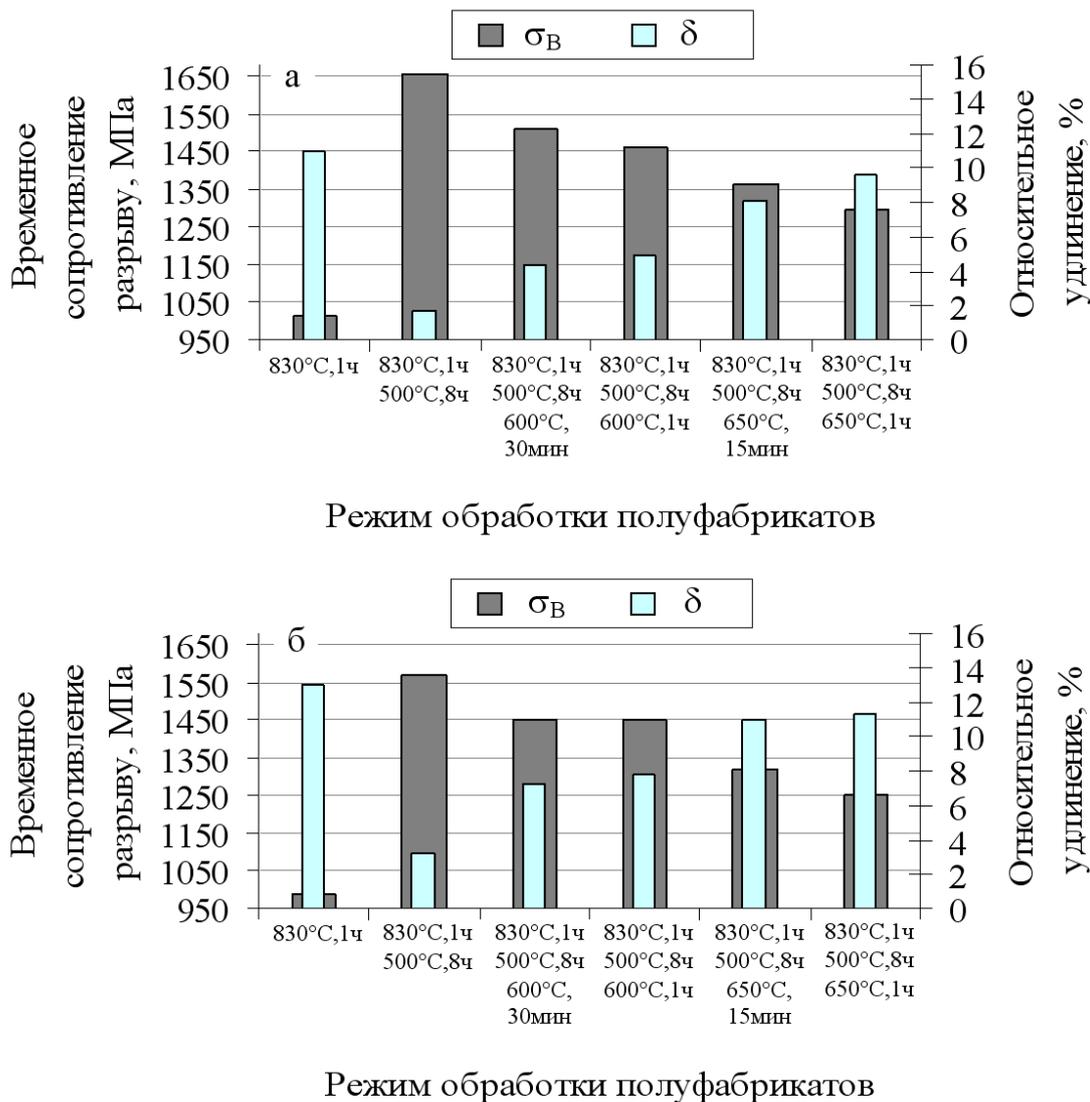


Рис. 9. Изменение механических свойств горячекатаных в β - (а) и $(\alpha+\beta)$ -области (б) прутков из сплава ВТ22 при различных режимах УТО

Последующее высокотемпературное старение (600...650 °С, 0,25...1 ч.) приводит к росту α -фазы от межфазных границ, созданных на первой ступени старения, способствуя ее равномерному распределению по телу зерна, обеспечивая повышение пластичности при незначительном снижении прочности (рис. 9).

Показано, что применение операции двойного старения наиболее целесообразно для прутков из сплава ВТ22, горячекатанных в $(\alpha+\beta)$ -области, вследствие формирования более дисперсной структуры при распаде метастабильных фаз и отсутствия α -оторочки по границам β -зерен.

Исходя из полученных данных, был разработан режим упрочняющей термической обработки сплава ВТ22, включающий закалку на воздухе с $830\text{ }^\circ\text{C}$, и двойное старение ($500\text{ }^\circ\text{C}$, 8 ч. + $600\text{ }^\circ\text{C}$, 1 ч.), который обеспечивает получение высокопрочного состояния ($\sigma_B \geq 1450\text{ МПа}$; $\delta \geq 8\%$; $KCU \geq 0,32\text{ МДж/м}^2$).

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Изучена кинетика протекания процесса рекристаллизации при постдеформационных выдержках 0...32 минуты при температурах деформации $T_{\text{мп}}+20\text{ }^\circ\text{C}$ в горячедеформированном полуфабрикате из сплава Ti-10V-2Fe-3Al в зависимости от степени деформации сдвига и схемы деформации (параметра Надаи-Лоде). Показано, что наиболее полно рекристаллизационные процессы реализуются в интервале значений параметра Надаи-Лоде 0,2...1 при степенях деформации сдвига $\sim 2,2$, свыше которых наблюдается явление текстурного торможения рекристаллизации.

2. Установлено, что нагрев горячекатанных в $(\alpha+\beta)$ -области прутковых полуфабрикатов из сплава ВТ22 в интервал температур $T_{\text{мп}}-30\text{ }^\circ\text{C} \dots T_{\text{мп}}-20\text{ }^\circ\text{C}$ с выдержкой 1 час способствует формированию мелкозернистой структуры со средним размером субзерна $\sim 5 \dots 10\text{ мкм}$.

3. Обнаружено, что температура нагрева в β -области в значительной степени влияет на структуру сплава VST5553 после охлаждения. При значительном перегреве $T_{\text{мп}}+100 \dots 150\text{ }^\circ\text{C}$ в сплаве резко увеличивается число вакансий, активизирующих диффузионные процессы, и становящихся причиной появления предвыделений, не формирующих в ОЦК-матрице собственную решетку. Присутствие предвыделений тормозит процессы распада β -твердого раствора в низкотемпературной области по гомогенному механизму и активизирует $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение по гетерогенному механизму распада при непрерывном нагреве сплава. Предложена ступенчатая термическая обработка для исключения появления в структуре сплава VST5553 предвыделений за счет отжига вакансий.

4. Предложена методика оценки степени деформации в сплавах при осадке по зеренной структуре, выявляемой при микроструктурном анализе.

5. Определена последовательность протекания деформационно-индуцированных фазовых переходов и развития структурных преобразований при холодной деформации осадкой метастабильного β -твердого раствора в сплавах VT22 и Ti-10V-2Fe-3Al. Предложена кристаллогеометрическая модель деформационно-индуцированных переходов ($\beta \rightarrow \tau \rightarrow \alpha''$; $\beta \rightarrow \alpha'' \rightarrow \alpha'$) и рассмотрены морфологические особенности формирующейся структуры.

6. Изучена стадийность протекания процессов распада в закаленных и холоднодеформированных прутковых полуфабрикатах из сплавов VT22 и Ti-10V-2Fe-3Al при нагреве. Установлено, что образование деформационно-индуцированных фаз (τ , α'' , α') и увеличение наклепа при холодной деформации способствуют сдвигу температурных интервалов, связанных с процессами распада, в область низких температур примерно на 50 °С, по сравнению с закаленным состоянием.

7. Обнаружено, что в ходе низкотемпературного старения сплава Ti-10V-2Fe-3Al при температурах 250 °С, 300 °С независимо от температуры закалки (как из β - , так и ($\alpha+\beta$)-области) происходит распад метастабильного β -твердого раствора с образованием мелкодисперсных частиц ω -фазы при 250 °С, а при 300 °С и α_n -неравновесной фазы. Наличие в структуре первичных частиц α -фазы не подавляет образование ω -фазы, но способствует выделению неравновесной α_n -фазы в прилегающих областях к α -частицам.

8. Разработан режим упрочняющей термической обработки сплава VT22, включающий закалку на воздухе с 830 °С, и двойное старение (500 °С, 8 часов + 600 °С, 1 час), который обеспечивает получение высокопрочного состояния ($\sigma_B \geq 1450$ МПа; $\delta \geq 8$ %; KCU $\geq 0,32$ МДж/м²).

Основное содержание работы изложено в следующих публикациях:

1. Илларионов А.Г., Нарыгина И.В., Карабаналов М.С., Демаков С.Л., Попов А.А., Елкина О.А. Структурные и фазовые превращения в титановом сплаве переходного класса при деформационном воздействии // ФММ, 2010, т. 110, вып. 3, с. 295-304.
2. Илларионов А.Г., Демаков С.Л., Попов А.А., Медведева* И.В., Карабаналов М.С., Елкина О.А. Структурные и фазовые превращения в

($\alpha+\beta$)-титановом сплаве переходного класса Ti-10V-2Fe-3Al при упрочняющей термической обработке // Титан, 2009, №3, с. 27-33.

3. Карабаналов М.С., Медведева* И.В., Илларионов А.Г., Демаков С.Л., Попов А.А. Влияние предварительной деформации на структуру сплава VT22 при термообработке // Сб. материалов VII-ой Международной научно-технической конференции «Уральская школа-семинар металлургов – молодых ученых», г. Екатеринбург, 2006, с. 36.

4. Илларионов А.Г., Медведева* И.В., Карабаналов М.С., Демаков С.Л., Попов А.А. Влияние холодной пластической деформации на структуру и свойства закаленного титанового сплава VT22 // Сб. статей по материалам II-ой Международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов DFMN-2007», г. Москва, 2007, с. 183-184.

5. Медведева* И.В., Илларионов А.Г. Структурные и фазовые превращения в ($\alpha+\beta$)-титановом сплаве переходного класса Ti-10V-2Fe-3Al при термической обработке // Сб. трудов IX-ой Международной научно-технической конференции «Уральская школа-семинар металлургов – молодых ученых», г. Екатеринбург, 2008, с. 40-43.

6. Медведева* И.В., Илларионов А.Г., Гадеев Д.В. Исследование влияния высокотемпературного нагрева на протекание структурных и фазовых превращений в ($\alpha+\beta$)-титановом сплаве переходного класса // Сб. статей XVI-ой Уральской Международной конференции молодых ученых по приоритетным направлениям развития науки и техники, г. Екатеринбург, 2009, с. 148-153.

7. Нарыгина И.В., Водолазский Ф.В., Декун Е.И., Буслаева Ю.Е., Илларионов А.Г., Демаков С.Л. Структурные превращения в титановом сплаве переходного класса Ti-10V-2Fe-3Al при термомеханическом воздействии // Сб. трудов X-ой Международной научно-технической конференции «Уральская школа-семинар металлургов – молодых ученых», г. Екатеринбург, 2009, с. 248-250.

8. Агапова Т.В., Нарыгина И.В., Карабаналов М.С., Илларионов А.Г. Влияние режимов термической и термомеханической обработки на формирование структуры и свойств в высокопрочном титановом сплаве // Сб. статей XVII-ой Международной конференции молодых ученых по приоритетным направлениям развития науки и техники, г. Екатеринбург, 2009, с. 345-346.

9. Нарыгина И.В., Рыжков М.А., Илларионов А.Г. Влияние холодной пластической деформации закаленных титановых сплавов переходного класса на температурные интервалы фазовых превращений при непрерывном нагреве // Сб. статей XVIII-ой Уральской Международной конференции молодых ученых по приоритетным направлениям развития науки и техники, г. Екатеринбург, 2010, с. 178-181.
10. Нарыгина И.В., Колосова Е.В., Буслаева Ю.Е., Белослудцева Е.С., Копанева О.С., Илларионов А.Г. Формирование структуры и свойств в высокопрочном титановом сплаве при двойном старении // Сб. научных трудов Международной научной школы для молодежи «Материаловедение и металлофизика легких сплавов», г. Екатеринбург, 2010, с. 92-93.
11. Нарыгина И.В., Колосова Е.В., Водолазский Ф.В., Корчагин И.Н., Илларионов А.Г., Демаков С.Л., Логинов Ю.Н. Влияние параметров высокотемпературной постдеформационной выдержки на формирование зеренной структуры в полуфабрикатах из высокопрочного титанового сплава // Сб. научных трудов Международной научной школы для молодежи «Материаловедение и металлофизика легких сплавов», г. Екатеринбург, 2010, с. 86-88.
12. Илларионов А.Г., Демаков С.Л., Попов А.А., Нарыгина И.В., Карабаналов М.С., Елкина О.А. Фазовые и структурные превращения при холодной деформации и последующем непрерывном нагреве в высокопрочных титановых сплавах // Сб. трудов Международной конференции «Ti-2010 в СНГ», г. Екатеринбург, 2010, с. 185-191.

*Медведева – девичья фамилия Нарыгиной И.В.

Подписано в печать 22.11.2010 г. Объем – 1 п.л. Тираж – 100 экз Заказ №

Ризография НИЧ УрФУ
620002, Екатеринбург, ул. Мира, 19