

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования
«Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Постникова Мария Николаевна

**Разработка сплавов с низкотемпературной сверхпластичностью на основе
системы Ti-Al-V-Mo, легированных эвтектоидообразующими элементами и
бором**

Специальность 2.6.1
Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Автореферат диссертации
на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:
к.т.н. Котов Антон Дмитриевич

Москва – 2023

Актуальность работы

Сплавы на основе титана широко востребованы в различных отраслях промышленности в силу того, что обладают уникальным комплексом свойств: низкой плотностью и высокой удельной прочностью, превосходной коррозионной стойкостью во многих средах, хорошей жаростойкостью и жаропрочностью. Высокая коррозионная стойкость титановых сплавов во многих агрессивных средах в сочетании с высокими прочностными свойствами позволяет применять их в химической и нефтехимической промышленности. Благодаря хорошим характеристикам жаропрочности сплавы работают до температур 500-600 °С. Из титановых сплавов обработкой давлением при повышенных температурах изготавливают легкие и прочные детали конструкций для авиационной и аэрокосмической промышленности, химической и судостроительной отрасли. При этом получение деталей сложной формы из титановых сплавов традиционными методами формообразования является непростой задачей из-за высоких значений напряжений в сочетании с относительно низким модулем упругости, а также высокой чувствительности к параметрам обработки, что приводит к высокому проценту брака на производстве, низкой точности деталей сложной геометрии, производимых из листовых полуфабрикатов. Внедрение сверхпластической формовки (СПФ) листов из титановых сплавов позволяет устранить вышеперечисленные трудности и обеспечивает возможность формообразования малым давлением газа за одну технологическую операцию деталей сложной геометрии с высокой точностью воспроизведения гравюры матрицы, в том числе из труднодеформируемых сплавов, что существенно снижает брак, обеспечивает высокий коэффициент использования металла и при мелкосерийном производстве способствует снижению себестоимости изделий. Не менее важным достоинством метода является получение деталей со сниженным уровнем остаточных напряжений, а также с уменьшенным количеством сварных швов и то/

Среди большого количества титановых сплавов, применяемых для СПФ, выделяют двухфазные сплавы ВТ6 (Ti-6Al-4V) и ВТ14 (Ti-4Al-3Mo-1V), которые благодаря стабильной дуплексной структуре имеют хорошие показатели сверхпластичности в сочетании с повышенными прочностными свойствами при комнатной температуре. Однако, сплавы проявляют сверхпластичность в области высоких температур деформации от 850 до 1030 °С. Оптимальная температура сверхпластической деформации определяется требуемым соотношением фаз (зачастую $\alpha/\beta \sim 50/50$ %) и параметрами формирующейся зеренной структуры. Высокая температура формовки является ключевым недостатком с точки зрения повышенного износа оборудования и штампов, высоких энергетических затрат и снижения качества

поверхности получаемого изделия из-за образования альфирированного слоя на его поверхности в результате взаимодействия с кислородом при высоких температурах.

Повышение эффективности СПФ листовых заготовок из двухфазных промышленных титановых сплавов возможно двумя способами. Первым способом является формирование мелкозернистой структуры при помощи предварительной термомеханической обработки, в том числе благодаря применению методов интенсивной пластической деформации (ИПД). Измельчение зеренной структуры обеспечивает эффективное снижение температуры СПФ, уменьшает напряжение течения и повышает скоростную чувствительность, благодаря облегчению зернограничного скольжения в процессе сверхпластической деформации. Сплавы, подвергнутые интенсивной пластической деформации, характеризуются устойчивым сверхпластическим течением при низких температурах и, как правило, обладают требуемыми для формообразования изделий сложной конфигурации показателями сверхпластичности при достаточно высоких скоростях деформации. Однако применение методов ИПД значительно повышает стоимость конечных деталей, а также ограничивает их габариты.

Вторым подходом к снижению температуры проявления сверхпластичности является снижение температуры β -трансуса титановых сплавов за счет дополнительного легирования элементами, стабилизирующими β -фазу (Fe, Co, Ni, Nb, Cr, Mo, V) или за счет уменьшения концентрации α -стабилизирующего Al. Более эффективное снижение температуры сверхпластической деформации возможно за счет легирования элементами β -стабилизаторами, обладающими высоким коэффициентом гетеродиффузии в β -титане. Такими элементами являются Fe, Co, Ni и Cr, легирование которыми позволяет снижать температуру полиморфного превращения не только за счет β -стабилизирующего действия, но и за счет активизации контролируемых диффузией механизмов деформации, в том числе, облегчения зернограничного скольжения в условиях пониженных температур.

Снижение температуры СПФ листов титановых сплавов является актуальной задачей, решение которой позволит сократить время получения деталей сложной формы и обеспечит возможность снижения стоимости оборудования за счет увеличения его срока службы. Кроме того, проведение операции формовки при пониженных температурах снизит вероятность формирования альфирированного слоя на поверхности изделий и, тем самым, позволит избежать химической обработки поверхности, а также повысит точность размеров и механические свойства конечных деталей. Одним из решений данной проблемы является разработка титановых сплавов, повышающих эффективность СПФ за счет формирования требуемой микроструктуры при пониженных температурах. Разработанные сплавы будут проявлять сверхпластичность в требуемом интервале температур и скоростей деформации и обладать повышенными

прочностными характеристиками при комнатной температуре после сверхпластической деформации.

Цель и задачи работы

Разработать сплавы на основе системы Ti-Al-Mo-V, способные к проявлению сверхпластичности в условиях пониженных температур при скорости деформации не ниже $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ путем установления закономерностей влияния легирования β -стабилизаторами с высоким коэффициентом диффузии в β -Ti (Fe, Ni, Co) и добавками бора на эволюцию микроструктуры, показатели сверхпластичности и механические свойства при комнатной температуре.

Для достижения данной цели были поставлены **следующие задачи**:

1. Выбрать составы сплавов для исследования и режимы термомеханической обработки, основываясь на литературных данных и фазовых диаграммах состояния;
2. Установить закономерности влияния легирования β -стабилизаторами с разным коэффициентом диффузии в титане на эволюцию микроструктуры и показатели сверхпластичности;
3. Определить влияние добавки бора на формирование структуры в процессе получения листа и при сверхпластической деформации сплавов и объяснить механизмы его влияния;
4. Выбрать концентрацию β -стабилизаторов, необходимую для достижения сверхпластичности при пониженных температурах за счет увеличения объемной доли β -фазы и эффективного коэффициента диффузии сплава при сохранении уровня механических свойств при комнатной температуре.

Научная новизна

1. Установлено, что β -стабилизаторы Fe, Ni и Co, имеющие высокий коэффициент диффузии в β -титане, обеспечивают снижение температуры сверхпластической деформации и улучшение показателей сверхпластичности сплавов Ti-4Al-3Mo-1V не только благодаря росту доли β -фазы в условиях пониженных температур выше установленного критического значения 20 %, но и за счет повышения эффективного коэффициента диффузии.
2. Показано, что увеличение содержания бора до 0,1 мас. % в сплавах Ti-4Al-3Mo-1V обеспечивает модифицирование зеренной структуры на стадии кристаллизации слитка, при этом при концентрациях бора 1–2 % модифицирующий эффект отсутствует. Малая добавка бора (0,01–0,1 %) обеспечивает значимое снижение напряжения течения на начальной стадии сверхпластической деформации за счет ускорения процессов рекристаллизации и глобуляризации фаз и не оказывает влияния на относительное удлинение.

3. Показано, что увеличение содержания эвтектоидообразующих быстродиффундирующих элементов (Fe, Co и Ni) с 0,5 до 1,8–2 %, обеспечивая повышение доли β -фазы и эффективного коэффициента диффузии сплава, способствует снижению температуры проявления сверхпластической деформации с 825–875 до 625 °С при увеличении относительного удлинения и скоростной чувствительности напряжения течения. Легирование до 2 % Fe и Co и до 0,9 % Ni не приводит к выделению частиц интерметаллидов (или их доля незначительна), что обеспечивает рост прочностных характеристик при комнатной температуре без снижения характеристик пластичности, определяемых при испытаниях на одноосное растяжение в состоянии после сверхпластической деформации и охлаждения на воздухе.

4. Выявлено, что повышение содержания Mo от 1 до 5 % в сложнолегированных сплавах системы Ti-4Al-xMo-1V-1Fe-1Ni-0,1B с быстро диффундирующими в β -фазе Fe и Ni обеспечивает снижение температуры проявления сверхпластичности с 775 до 625 °С и рост относительного удлинения за счет повышения объемной доли β -фазы и снижения скорости динамического роста зерен, способствуя при этом снижению температуры выделения интерметаллидной фазы Ti₂Ni и росту прочностных характеристик и характеристик пластичности.

Практическая значимость

1. Показано, что введение 0,5–2 % Fe, 0,9–1,8 % Ni и 2 % Co в сплав типа VT14 обеспечивает сверхпластичность при температурах 625–775 °С с удлинениями 500–1000 % и коэффициентом скоростной чувствительности более 0,45 при промышленно значимой скорости деформации $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

2. Легирование малыми добавками бора сплава Ti-4Al-3Mo-1V (до 0,1 мас. %) обеспечивает измельчение зеренной структуры в процессе кристаллизации и формирование глобулярной рекристаллизованной структуры перед сверхпластической деформацией.

3. Предложены составы сплавов Ti-4Al-3Mo-1V-0,1B-2Fe (зарегистрировано НОУ-ХАУ №075-01002-21-00 от 22.12.2020г), Ti-4Al-3Mo-1V-0,1B-0,9Ni, Ti-4Al-3Mo-1V-0,1B-2Co и Ti-4Al-5Mo-1V-0,1B-1Ni-1Fe, обеспечивающие возможность сверхпластической деформации в условиях пониженных температур 625–700 °С, и обладающими высокими значениями предела прочности (до 1055 МПа) без существенной потери пластичности при комнатной температуре.

Положения, выносимые на защиту

1. Закономерности влияния бора от 0,01 до 2 % на параметры исходной микроструктуры, ее морфологию перед началом сверхпластической деформации, и характер сверхпластического течения титановых сплавов и природу его влияния;

2. Особенности влияния β -стабилизаторов с разным коэффициентом диффузии в титане на эволюцию микроструктуры во время отжига и в процессе сверхпластической деформации, а также на показатели сверхпластичности в условиях пониженных температур и на механические свойства при комнатной температуре;

3. Закономерности влияния эффективного коэффициента диффузии и доли β -фазы на показатели сверхпластичности сплавов с добавками эвтектоидообразующих β -стабилизаторов.

Актуальность работы подтверждается участием автора в качестве исполнителя в проекте, реализуемом по тематике исследования РНФ № 21-79-10380 «Структурообразование и механизмы сверхпластической деформации титановых сплавов, легированных бета-стабилизаторами и редкоземельными металлами» и в государственном задании № 0718-2020-0030 «Научные основы создания высокотехнологичных ультрамелкозернистых материалов на основе легких металлов с повышенными механическими свойствами и гетерогенной структурой композиционного и дуплексного типа».

Личный вклад автора заключается в проведении экспериментов, постановке задач, анализе полученных результатов, непосредственном участии в подготовке научных публикаций. Автор выражает благодарность и признательность научному руководителю к.т.н. Котову А.Д., а также к.т.н. О.А. Яковцевой, к.т.н. В.В. Чеверикину, к.т.н. А.И. Базлову и к.т.н. Р.Ю. Баркову за помощь в проведении экспериментов и обсуждении результатов. Отдельно автор благодарит к.т.н. А.В. Михайловскую за многочисленные научные консультации, помощь в анализе и интерпретации результатов работы.

Апробация работы

Основные материалы работы были представлены и обсуждены на следующих конференциях: XX Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металловедов — молодых ученых, (2020, г. Екатеринбург), Междисциплинарный научный форум с международным участием «Новые материалы и перспективные технологии», ИМЕТ РАН (2020, г. Москва), «Международная конференция «Фазовые превращения и прочность кристаллов «ФППК-2022» (2022, г. Черногоровка), Всероссийская научно-практическая конференция с международным участием «Инновационные технологии в материаловедении и машиностроении ИТММ-2022», (2022, г. Пермь), Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов», Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, (2022, г. Москва), конференция в рамках XIV Всероссийского конкурса научно-технических работ и проектов в области авиационной и ракетно-космической техники и технологий «Молодежь и будущее авиации и космонавтики» (2022, г. Москва), Международная научная конференция

студентов, аспирантов и молодых ученых «Ломоносов», (2019-2023 г. Москва), Научно-технический семинар «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов» (2022, г. Москва).

Получены следующие награды:

1. Победитель конкурса на международную стипендию для аспирантов и молодых преподавателей «Argonic» 2020.
2. Диплом за лучший устный доклад на XX Международной научно-технической конференции «Уральская школа-семинар металловедов — молодых ученых», 3-7 февраля 2020 г, Екатеринбург.
3. Диплом за лучший устный доклад на «XIX Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов», 18–21 октября 2022 г, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, Москва.
4. Диплом за лучший устный доклад на Международной конференция «Фазовые превращения и прочность кристаллов «ФППК-2022», 24–27 октября 2022 г, Черноголовка.
5. Премия «Молодые ученые» в рамках 28-й Международной промышленной выставки «Металл-Экспо 2022».
6. Премия XIV Всероссийского межотраслевого молодежного конкурса научно-технических работ и проектов «Молодежь и будущее авиации и космонавтики», МАИ, Москва.

Публикации

Основные результаты работы изложены в шести научных статьях, входящих в перечень ВАК, Scopus и Web of Science (пять из которых в журналах 1 квартиля Scopus и Web of Science) и более 15 тезисах докладов/материалах конференций международных и всероссийских конференций и форумов, по результатам работы зарегистрировано ноу-хау.

Структура и объем диссертации состоит из введения, шести разделов, выводов, списка использованной литературы, включающего 144 источника. Диссертация изложена на 135 страницах и включает 75 рисунков и 30 таблиц.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении описана актуальность работы, ее цель и основные задачи исследования, обобщена ее научная и практическая значимость.

В первой главе представлен литературный обзор по теме исследования, включающий анализ составов используемых для СПФ двухфазных титановых сплавов и их режимы получения. Приведено обобщение влияния следующих факторов на показатели сверхпластичности

титановых сплавов: структурных параметров (исходного среднего размера зерен, объемной доли и соотношения объемных долей α - и β -фаз), фазового состава сплавов, технологии предварительной термомеханической обработки слитков, а также типа и концентрации легирующих элементов и их влияние на температуру β -трансуса. На основании проведенного анализа, в качестве легирующих элементов для разработки новых сплавов выбраны β -стабилизаторы Fe, Ni, Co и их концентрации, а также режим получения листов, включающий закалку из β -области для формирования мартенсита и последующую горячую прокатку в двухфазной области, обеспечивающую его распад с формированием мелкозернистой структуры.

Во второй главе описана методика получения слитков исследуемых сплавов, представлены составы исследуемых сплавов (таблица 2.1), методы исследований.

Таблица 2.1 – Составы исследуемых в работе сплавов (массовая доля компонентов, %)

Обозначение сплава	Al	Mo	V	Fe	Ni	Co	B	Ti
Сплавы группы Ti-4Al-1V-0/2Mo-xFe/Ni/Co с близкой температурой β-трансуса $\sim 920^\circ\text{C}$								
BT14	4,2	3,0	1,1	-	-	-	-	Осн.
1,5Fe-0Mo	4,1	-	1,1	1,5	-	-	-	
2Ni-0Mo	4,2	-	1,1	-	1,9	-	-	
2,5Co-0Mo	4,0	-	1,0	-	-	2,5	-	
0,4Fe-2Mo	4,2	1,8	1,1	0,4	-	-	-	
0,5Ni-2Mo	4,3	2,1	1,0	-	0,5	-	-	
0,6Co-2Mo	4,3	2,0	1,1	-	-	0,6	-	
Сплавы группы Ti-4Al-1V-3Mo-(0,01-2)B								
0,01B	4,1	3,2	1,0	-	-	-	0,01	Осн.
0,05B	4,1	2,9	0,9	-	-	-	0,05	
0,1B	3,9	3,1	1,1	-	-	-	0,1	
1B	4,2	3,0	1,0	-	-	-	1,0	
2B	4,3	3,1	1,1	-	-	-	2,0	
Сплавы группы Ti-4Al-3Mo-1V-0,1B-xFe/Ni/Co								
0Fe/0Ni/0Co	3,7	3,0	1,2	-	-	-	0,1	Осн.
0,5Fe	3,8	2,8	1,0	0,5	-	-		
1Fe	3,6	2,7	1,1	1,0	-	-		
2Fe	3,7	2,9	1,2	2,0	-	-		
0,5Ni	3,6	2,8	1,1	-	0,5	-		
0,9Ni	3,7	2,7	1,0	-	0,9	-		
1,8Ni	3,8	3,1	1,1	-	1,8	-		
0,5Co	4,1	2,9	0,9	-	-	0,5		
1Co	4,4	3,1	1,0	-	-	1,0		
2Co	3,8	3,3	1,1	-	-	1,8		
Сплавы группы Ti-4Al-xMo-1V-1Fe-1Ni-0,1B								
1Mo	4,3	1,0	1,0	1,0	1,0	-	0,1	Осн.
2,5Mo	4,1	2,5	1,0	1,0	0,9	-		
5Mo	4,2	5,1	1,0	0,9	0,9	-		

температуры, полученным в результате нагрева от 20 до 1000 °C со скоростью 5 K/c и последующего охлаждения литых образцов из исследуемых сплавов. Фазовый состав

Теоретический расчет фазовых составов сплавов, определение значений температур β -трансуса и объемных долей α - и β -фаз в температурном интервале сверхпластичности исследуемых сплавов был проведен путем построения фазовых диаграмм с использованием программы «*Thermo-Calc*» в базе данных *TTT13*. Для подтверждения теоретических значений β -трансуса был использован метод дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на калориметре «*SETARAM Instrumentation*». Экспериментальные значения определяли по зависимостям теплового потока от

исследуемых сплавов определяли при помощи рентгенофазового анализа на дифрактометре «Bruker D8 Advance» с излучением Cu-K α . Эволюцию микроструктуры на каждом этапе термомеханической обработки, а также в процессе и после сверхпластической деформации контролировали методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) в микроскопе «Tescan Vega 3 LMH», оснащенном энергодисперсионным детектором (ЭДС) «X-Max 8». Метод дифракции обратного рассеяния электронов (Electron Backscatter Diffraction (EBSD) применяли для изучения эволюции зеренной, субзеренной структуры, текстуры, определения углов разориентировки зерен, доли малоугловых (МУГ) и высокоугловых (ВУГ) границ зерен в исследуемых сплавах при помощи детектора «HKL NordlysMax». Определение показателей сверхпластичности проводили по результатам испытаний на одноосное растяжение в оптимальном температурной диапазоне с использованием машины «Walter Bay LFM-100», оснащенной печью с атмосферой аргона и программным обеспечением «DionPro» для управления движением траверсы в процессе испытаний.

В третьей главе описаны сплавы с добавками β -стабилизаторов с разным коэффициентом диффузии в β -титане и близкой температурой β -трансуса (~920 °C). Несмотря на то, что Мо является одним из основных β -стабилизаторов в сплаве ВТ14, который также обеспечивает упрочняющее действие, он имеет низкий коэффициент диффузии в титане. Поэтому его полная или частичная замена на β -стабилизаторы с высоким коэффициентом диффузии при близком β -трансусе может способствовать улучшению показателей сверхпластичности в условиях пониженных температур. В качестве β -стабилизаторов были выбраны элементы Fe, Co и Ni с наиболее высоким коэффициентом гетеродиффузии в β -Ti с целью увеличения эффективного коэффициента диффузии сплава и, следовательно, облегчения диффузионно-контролируемых механизмов сверхпластической деформации, зернограничного скольжения и аккомодационных механизмов диффузионной и дислокационной ползучести. В результате был проведен анализ эволюции микроструктуры и показателей сверхпластичности сплавов группы Ti-Al-V-xMo/Fe/Ni/Co. Составы сплавов с заменой 3 % Мо: 1,5Fe-0Mo, 2Ni-0Mo, 2,5Co-Mo и заменой 1 % Мо: 0,4Fe-2Mo, 0,5Ni-2Mo, 0,6Co-2Mo представлены в таблице 2.1.

После термомеханической обработки, включающей закалку из β -области и горячую прокатку в ($\alpha+\beta$)-области в сплавах группы Ti-4Al-0Mo-1V-xFe/Ni/Co формировалась преимущественно нерекристаллизованная структура с вытянутыми в направлении прокатки зернами α - и β -фаз. При замене 3 %Мо на элементы с высоким коэффициентом диффузии средний размер зерен β -фазы в направлении оси деформации ($L_{//}$) увеличился с $0,8 \pm 0,2$ мкм (значение для сплава ВТ14 с 3Мо) до $1,5 \pm 0,1$ мкм (значение для сплава 2,5Co-0Mo). Слабый рост зерен β -фазы наблюдали в поперечном направлении (L_{\perp}) с $0,5 \pm 0,1$ мкм до $0,6 \pm 0,1$ мкм для

сплавов 1,5Fe-0Mo и 2Ni-0Mo, до $0,7 \pm 0,1$ мкм для сплава 2,5Co-0Mo. Сплавы, содержащие 2 % Mo характеризовались в 1,5–2 раза меньшим размером зерен α - и β -фаз относительно сплавов без Mo после термомеханической обработки. Анализ микроструктуры проводили в интервале температур от 775–875 °C для сплавов с заменой 3 % Mo и 625–875 °C для сплавов с заменой 1 % Mo. Увеличение температуры отжига привело к росту объемной доли β -фазы и среднего размера зерен α - и β - фаз для всех сплавов группы Ti-4Al-1V-0/2Mo-xFe/Ni/Co. По результатам структурного анализа после отжига сплавов 1,5Fe-0Mo, 2Ni-0Mo, 2,5Co-0Mo и сплава-сравнения наибольший рост зерен, как α - так и β -фазы наблюдали в случае сплава 2,5Co-0Mo. Согласно количественным измерениям объемной доли β -фазы для сплавов Ti-4Al-1V-0/2Mo-xFe/Ni/Co температурный интервал, в котором наблюдается соотношение объемных долей фаз $\alpha/\beta=50/50\%$, соответствует 870–875 °C как и для сплава сравнения VT14. Стоит отметить, что сплавы 0,4Fe-2Mo, 0,5Ni-2Mo и 0,6Co-2Mo характеризовались более рекристаллизованной структурой при нагреве до минимальной температуры сверхпластической деформации (625 °C), в то время как в сплаве сравнения формировалась частично нерекристаллизованная структура. Формирование более равноосной, рекристаллизованной структуры начиная с самой низкой температуры отжига в сплавах с заменой 1 % Mo можно объяснить более полным прохождением процессов рекристаллизации и сфероидизации в присутствии Fe, Ni и Co.

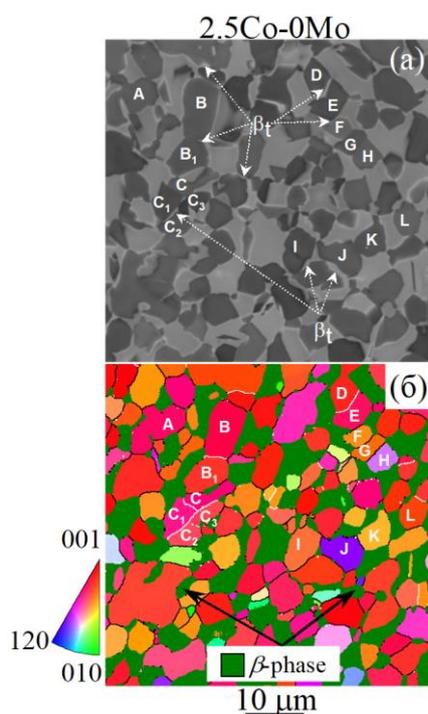


Рисунок 3.1 – Микроструктура и EBSD-карта сплава 2,5Co-0Mo после отжига в течение 30 минут при температуре 875 °C

Для идентификации α - и β -фаз для сплавов группы Ti-4Al-1V-0/2Mo-xFe/Ni/Co был проведен EBSD-анализ после отжига при температуре 875 °C. В качестве примера на рисунке 3.1 приведены микроструктура и EBSD-карта того же участка образца для сплава 2,5Co-0Mo. Показано, что в результате ускоренного охлаждения происходит частичное превращение ОЦК решетки β -фазы в ГП решетку α -фазы (β_t -превращенная β -фаза на рисунке 3.1a). Области непревращенной β -фазы обозначены зеленым цветом на EBSD-картах.

Показатели сверхпластичности определяли по результатам испытаний с пошаговым снижением скорости от 5×10^{-2} до $5 \times 10^{-5} \text{ c}^{-1}$ и с постоянной скоростью деформации $1 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ в интервале температур 775–875 °C для сплавов без Mo и 625–875 °C для сплавов с 2 % Mo. Было показано, что в области низких температур деформации 775–825 °C сплавы без Mo демонстрировали более низкие напряжения течения

относительно сплава сравнения, особенно на начальной стадии деформации, при схожих относительных удлинениях, достигающих 450–800 %. Удлинение до разрушения в сплаве 2Ni-0Mo не превысило 300 % после деформации при 775 °С ввиду выделения частиц интерметаллидной фазы и резкого уменьшения доли β -фазы. В то время как сплавы 1,5Fe-0Mo и 2,5Co-0Mo сохраняли однородность сверхпластического течения до разрушения при температуре 775 °С, их удлинения до разрушения достигали 480 % и 580 %, соответственно.

Эволюцию показателя скоростной чувствительности m в процессе сверхпластической деформации сплавов без Mo изучали по результатам испытаний со скачковым увеличением скорости деформации $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ на 20 % каждые 0,1 деформации по

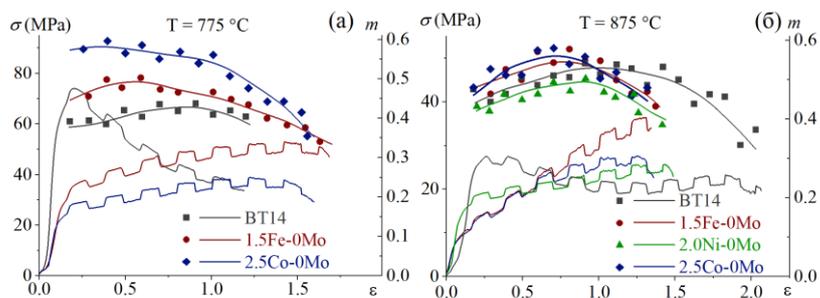


Рисунок 3.2 – Кривые деформации и эволюция показателя m в процессе сверхпластической деформации при одноосном растяжении сплавов группы Ti-4Al-1V-0Mo-xFe/Ni/Co и сплава BT14 со скоростью $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ при температурах 775 °С (а) и 875 °С (б)

ASTM-стандарту при температурах 775 и 875 °С (рисунок 3.2). Для сплава 2Ni-0Mo при температуре 775 °С испытание не проводили из-за образования хрупкой фазы Ti_2Ni . Сплавы с заменой Mo демонстрировали высокие значения показателя скоростной чувствительности m в диапазоне 0,38–0,55 и более низкие напряжения течения 25–25 МПа на начальной стадии деформации относительно сплава сравнения при температурах 775 °С и 875 °С.

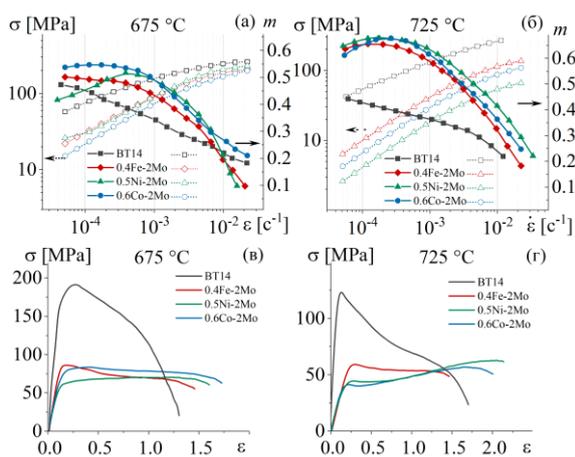


Рисунок 3.3 – Зависимость показателя скоростной чувствительности m (сплошные линии) и напряжения течения (пунктирные линии) от скорости деформации и кривые растяжения сплавов 0-2Fe со скоростью $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ при температурах 675 °С (а, в), 725 °С (б, г)

Сплавы с 2 % Mo имели высокие значения показателя m в широком интервале скоростей при пониженных температурах 675 °С и 725 °С и в 1,5-2 раза более низкие напряжения по сравнению со сплавом BT14 (рис.3.2). В результате деформации при температурах 675 °С и 725 °С относительное удлинение сплавов 0,4Fe-2Mo, 0,5Ni-2Mo и 0,6Co-2Mo составило 350–400 % и 450–700 %, соответственно. Относительное удлинение до разрушения сплава сравнения не превысило 250 % в процессе сверхпластической деформации при данных пониженных температурах. Сплавы группы

Ti-4Al-1V-2Mo-xFe/Ni/Co демонстрировали достаточно высокие удлинения до 600–800 % в процессе сверхпластической деформации при 875 °С, несмотря на постоянный рост напряжений вследствие ускорения динамического роста зерен в присутствии Fe, Ni и Co. Наибольший рост напряжений был отмечен в сплавах без Mo при температуре 875 °С. Определение динамической и статической составляющей роста зерен α - и β -фаз и расчет коэффициентов скорости роста зерен проводили путем количественного анализа микроструктуры в процессе сверхпластической деформации 875 °С со скоростью $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

Анализ микроструктуры до и после сверхпластической деформации, а также после отжига в течение времени, соответствующего времени деформации, сплавов группы Ti-4Al-0/2Mo-1V-xFe/Ni/Co и сплава сравнения был проведен с целью определения статического (K_s) и динамического (K_d) коэффициентов скорости роста зерен α - и β -фаз. В качестве примера на рисунке 3.4 приведены полученные коэффициенты скорости динамического (K_d) и статического роста (K_s) при температуре деформации 875 °С для сплавов с полной заменой Mo. Наибольший динамический рост зерен наблюдали в сплавах без Mo, так как коэффициенты динамического роста зерен сплавов без Mo превышали значения для сплавов с 2 % Mo в десятки раз и составляли 14,3–98,2 мкм/ч для α -фазы и 50,4–101,8 мкм/ч для β -фазы.

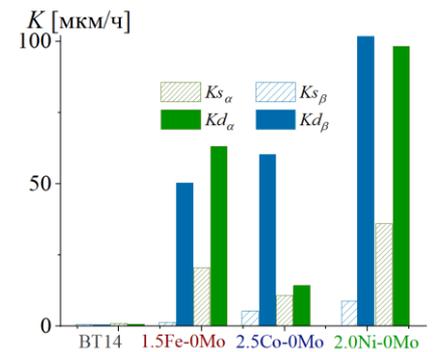


Рисунок 3.4 – Коэффициенты скорости динамического и статического роста зерен для сплавов Ti-4Al-1V-0Mo-xFe/Ni/Co после сверхпластической деформации при температуре 875 °С

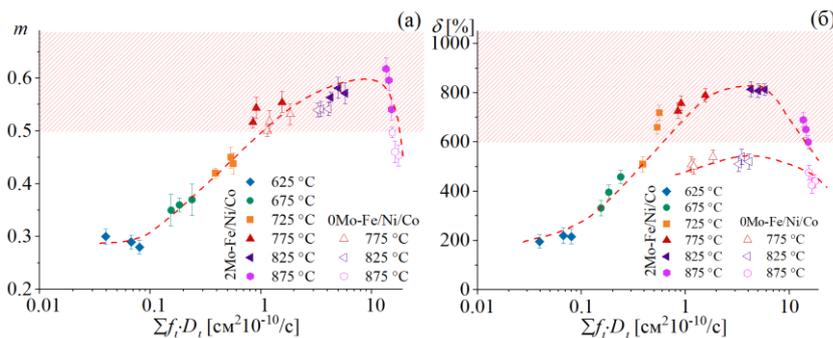


Рисунок 3.5 – Зависимости показателей сверхпластичности: параметра скоростной чувствительности m (а) и относительного удлинения (δ) от диффузионного параметра

Харта, учитывающий вклад диффузии по границам и телу зерен, а также параметры структуры при заданной температуре. Значения эффективных коэффициентов диффузии определяли в исследуемых интервалах температур проявления сверхпластичности, для сплавов с заменой

Для установления влияния элементов с разным коэффициентом диффузии на показатели сверхпластичности сплавов с Fe, Ni и Co при одинаковой объемной доле β -фазы был рассчитан эффективный коэффициент диффузии по уравнению

1 % Мо данный интервал составлял 625–875 °С, а для сплавов с заменой 3 % Мо – 775–875 °С. В сплавах Ti-4Al-0Mo-1V-xFe/Ni/Co наблюдалось более сильное снижение показателей сверхпластичности при одинаковом коэффициенте диффузии со сплавами Ti-4Al-2Mo-1V-xFe/Ni/Co из-за более высокой скорости динамического роста зерен при отсутствии Мо. Для оценки одновременно влияния диффузионных процессов и объемной доли α - и β -фаз для сплавов был рассчитан диффузионный параметр $\sum f_i \cdot D_i$. Наилучшие показатели сверхпластичности сплавы Ti-4Al-2/0Mo-1V-xFe/Ni/Co проявляли при диффузионном параметре $\sum f_i \cdot D_i$ в диапазоне $0,5-15 \times 10^{-10} \text{ см}^2/\text{с}$, дальнейшее повышение которого привело к снижению относительного удлинения сплавов и показателя скоростной чувствительности m . Снижение обусловлено сильным динамическим ростом зерен при температуре 825 °С, вызванным увеличением диффузионного параметра, значение которого превышало $10 \times 10^{-10} \text{ см}^2/\text{с}$.

В четвертой главе проведено установление влияния добавок бора на микроструктуру сплава Ti-4Al-3Mo-1V в процессе литья и термомеханической обработки, а также на показатели сверхпластичности. Концентрация бора в сплавах, состав которых представлен в таблице 2.1, была выбрана согласно фазовой диаграмме сплава Ti-4Al-3Mo-1V-4B, построенной в «Thermo-Calc» (рис.4.1). Сплавы с содержанием бора от 0,01 до 0,1 % находятся в доэвтектической области, а сплав с 2 % В соответствует эвтектической точке. Анализ микроструктуры в литом состоянии, представленной на рисунке 4.2, показал, что добавка 0,01 % В привела к уменьшению размера первичных зерен β -фазы с $700 \pm 70 \text{ мкм}$ (для сплава сравнения без бора) до $490 \pm 40 \text{ мкм}$.

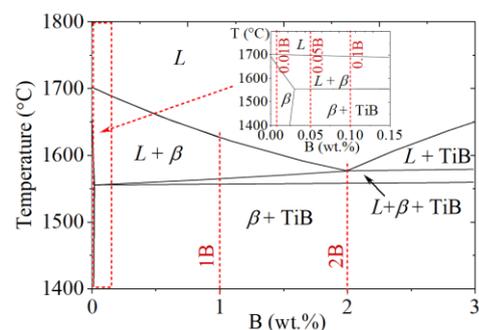


Рисунок 4.1-Фазовая диаграмма сплава Ti-4Al-3Mo-1V-4B

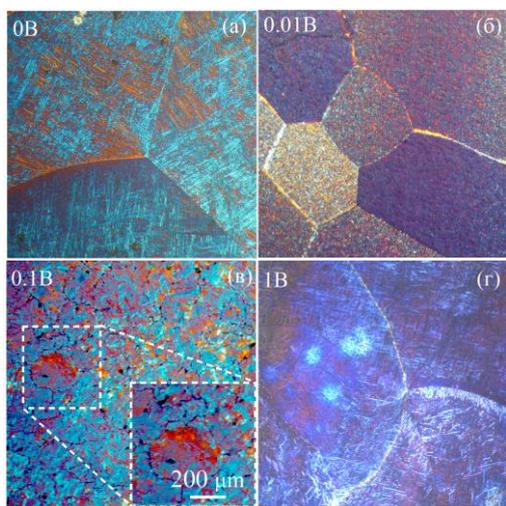


Рисунок 4.2 – Микроструктура сплавов 0B (а), 0,01B (б), 0,1B (в) и 1B (г) в литом состоянии

Дальнейшее увеличение концентрации бора до 0,1 % способствовало большему измельчению зеренной структуры, средний размер зерен составил $210 \pm 20 \text{ мкм}$. В то время как для сплавов с большей концентрацией бора (1–2 %) средний размер зерен составил $670 \pm 50 \text{ мкм}$ и $750 \pm 80 \text{ мкм}$, соответственно. Таким образом, малая добавка бора от 0,01 до 0,1 % позволяет эффективно уменьшать размер первичных зерен β -фазы более чем в три раза, а дальнейшее увеличение содержания бора до 1–2 % не обеспечивает модифицирование зеренной структуры. Механизм

модифицирующего эффекта может быть связан с образованием частиц боридов, которые могут способствовать гетерогенному зарождению новых зерен. Увеличение содержания бора приводит к снижению температуры ликвидуса сплавов и сужению температурного интервала кристаллизации (рис.4.1), что при прочих равных обеспечивает рост скорости кристаллизации, и должно способствовать уменьшению размера зерна. Эффект модифицирования может быть также следствием ограничения роста зерен из-за сегрегации бора на фронте кристаллизации как элемента с коэффициентом распределения <1 . Исчезновение модифицирующего эффекта при увеличении концентрации бора более чем 0,1 % может быть связано со снижением температуры ликвидуса при более высокой доле эвтектики β +TiB (рис.4.1), что вызывает растворение колоний TiB при повторном переплаве слитков. В то время как сплавы с содержанием 0,01–0,1 % В обладают более высокой температурой ликвидуса и бориды, обладающие высокой температурой плавления, растворяются не полностью и обеспечивают гетерогенный эффект зародышеобразования. Кристаллизация сплавов эвтектического состава сопровождается ускоренным одновременным ростом колоний TiB и β , в результате высокое содержание бора не успевает оказать модифицирующего действия на первичные зерна β -фазы.

Микроструктуру сплавов Ti-4Al-3Mo-1V-xB и сплава сравнения 0B (BT14) изучали после горячей прокатки при температуре 750 ± 10 °C (для сплавов 0-0,1B) и при 900 ± 10 °C (для сплавов 1-2B), а также после отжига при температуре 875 °C. После деформации сплавы имели преимущественно нерекристаллизованную структуру с вытянутыми вдоль направления оси деформации зернами α - и β -фаз: средний размер зерен α -фазы составил от $0,9 \pm 0,1$ мкм до $1,2 \pm 0,1$ мкм, и β -фаз от $0,5 \pm 0,1$ мкм до $0,8 \pm 0,1$ мкм. С увеличением концентрации бора от 0,01 до 2 % морфология частиц фазы TiB приобретала более сферическую форму, что может быть результатом их механического дробления или прохождения процессов фрагментации и сфероидизации при повышенной температуре горячей прокатки 900 °C для сплавов 1–2 % В. В результате отжига в течение 30 минут при температуре 875 °C в немодифицированном сплаве формировалась неоднородная частично нерекристаллизованная структура с вытянутыми зернами α - и β -фаз (рис.4.3а).

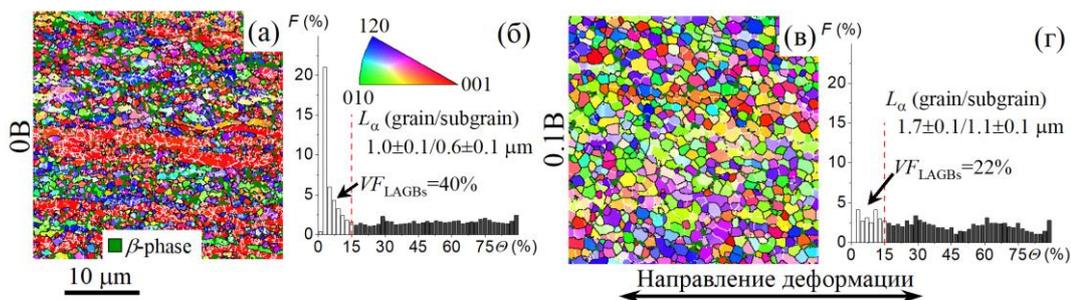


Рисунок 4.3 – EBSD-карты (а) и распределение углов разориентировки зерен для сплава 0B (в) и 0,1B (б,д) после отжига в течение 30 минут при температуре 875 °C

Сплав с 0,1В имел более равноосную рекристаллизованную глобулярную микроструктуру (рис.4.3в). Добавка 0,1 % бора позволила снизить долю малоугловых границ зерен с 44 до 20 %. Таким образом, бор обеспечивает ускорение процессов рекристаллизации и глобуляризации структуры, что позволяет сформировать более равноосную структуру, и может обеспечить облегчение зернограничного скольжения при сверхпластической деформации.

Анализ показателей сверхпластичности в интервале температур 775–875 °С показал слабое влияние увеличения концентрации бора до 0,1 % на относительное удлинение. При этом малая добавка бора 0,01–0,1 % привела к снижению значений напряжений с 55 МПа до 35 МПа на начальной стадии сверхпластической деформации при пониженных температурах, что можно объяснить формированием рекристаллизованной структуры, с преимущественно высокоугловыми границами, благоприятной для ЗГС (рис.4.4).

Сверхпластическая деформация

сплавов с высоким содержанием бора (1 и 2 %) при температуре 875 °С сопровождалась низкими значениями показателя скоростной чувствительности и относительных удлинений: для сплава 1В m достигал 0,42 при удлинении до 500 %, в то время как сплав 2В не проявлял сверхпластичности, в том числе при низкой скорости деформации $2 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$.

Для сплавов группы Ti-Al-V-Mo-(0,01-2)В были определены механические свойства при комнатной температуре. Показано, что легирование 0,01–0,1 % В снизило предел текучести на 90 МПа и незначительно повысило предел прочности на 10 МПа при сохранении пластичности при комнатной температуре после сверхпластической деформации при температуре 875 °С и охлаждения на воздухе. Применение закалки с температуры 875 °С в сочетании со старением позволило повысить прочностные характеристики более чем на 140 МПа. При увеличении концентрации бора до 1 % наблюдали максимальные значения прочности в состоянии после деформации (предел текучести достигал 830 МПа, а предел прочности 1020 МПа), но резкое снижение относительного удлинения до 1,1 %. Отметим, что для модифицирования зеренной структуры, ускорения процессов рекристаллизации и снижения напряжения при сверхпластическом течении достаточно 0,01–0,1 %В, при этом доля боридов мала, а снижение пластичности при комнатной температуре незначительно.

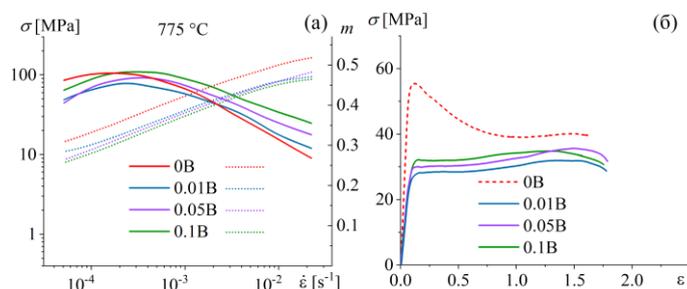


Рисунок 4.4 – Зависимость показателя скоростной чувствительности m (сплошные линии) и напряжения течения (пунктирные линии) (а-в) и кривые растяжения с постоянной скоростью деформации $1 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ при 775 °С

В пятой главе представлены результаты исследования влияния дополнительного легирования быстро-диффундирующими элементами (Fe, Ni и Co) снижающими температуру полиморфного превращения на температурный интервал проявления сверхпластичности, эволюцию микроструктуры и механические свойства при комнатной температуре сплава Ti-4Al-3Mo-1V-0,1B (BT14 модифицированного бором). Температуры β -трансуса по политермическим сечениям фазовых диаграмм Ti-4Al-3Mo-1V-0,1B-xFe/Ni/Co близки к определенным при помощи ДСК анализа. Теоретические и экспериментальные значения β -трансуса сплавов снижались с увеличением концентрации Fe от 0,5 до 2 %, Ni от 0,5 до 1,8 % и Co от 0,5 до 2 % более чем на 40 °С по сравнению со сплавом типа BT14 (0Fe/Ni/Co). Для определения фазового состава был проведен рентгенофазовый анализ, по результатам которого исследуемые сплавы содержали α - и β -фазы, фазу TiB и фазу Ti₂Ni (в сплаве с 1,8Ni) (рис.5.1). Анализ микроструктуры после горячей прокатки при температуре двухфазной области показал, что легирование железом и кобальтом незначительно повлияло на рост зерен после термомеханической обработки. Наибольший рост зерен обеих фаз наблюдали в сплавах с никелем. Несмотря на увеличение концентрации быстро-диффундирующих эвтектоидообразующих β -стабилизаторов, в сплавах после прокатки формировалась микроструктура со средним размером зерен α -фазы вдоль оси деформации от $0,9 \pm 0,1$ мкм до $2,2 \pm 0,1$ мкм и β -фазы от $0,4 \pm 0,1$ мкм до $1,3 \pm 0,1$ мкм.

Микроструктура сплавов с Fe, Co и Ni была также проанализирована после отжига при 625–850 °С. Увеличение концентрации Fe, Ni и Co в сплавах способствовало увеличению объемной доли β -фазы во всем температурном интервале (рис.5.2). Теоретические значения объемной доли по «ThermoCalc» (пунктирные линии на графиках) оказались близки к значениям, рассчитанным количественным анализом микроструктур после отжига. Ожидаемый температурный диапазон оптимальной объемной доли β -фазы (~50 %) смещался в сторону более низких температур 750–775 °С с увеличением концентрации Fe, Ni и Co. Средний размер зерен α - и β -фаз также увеличивался в результате повышения температуры отжига и увеличения концентрации легирующих элементов.

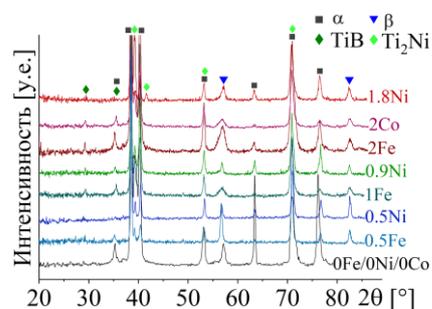


Рисунок 5.1 - Определение фазового состава по результатам РФА-анализа сплавов 0-2Fe/1,8Ni/2Co

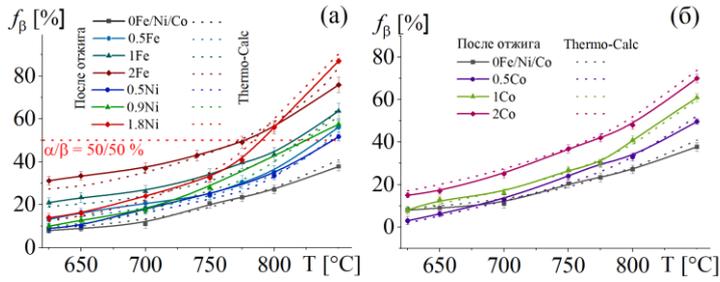


Рисунок 5.2 – Зависимости объемной доли β -фазы от температуры отжига в интервале 625–850 °С для сплавов 0–2Fe/1,8Ni (а) и 0–2Co (б)

Отжиг и закалка при 700 и 775 °С обеспечивали формирование равноосной мелкозернистой структуры в сплавах с Fe. Таким образом, дополнительное легирование железом, кобальтом и никелем способствовало формированию рекристаллизованной структуры, но приводило к росту среднего размера зерен обеих фаз на стадии нагрева до температуры сверхпластической деформации.

Показатели сверхпластичности сплавов Ti-4Al-3Mo-1V-0,1B-xFe/Ni/Co определяли в интервале температур 625–775 °С. На рисунке 5.3 (а-в) представлены зависимости напряжения течения (пунктирные линии) и показателя скоростной чувствительности m (в виде сплошных линий) от скорости деформации при температуре 700 °С, построенные по результатам испытаний с пошаговым уменьшением скорости с 5×10^{-2} до $5 \times 10^{-5} \text{ c}^{-1}$ с шагом скорости 1,5.

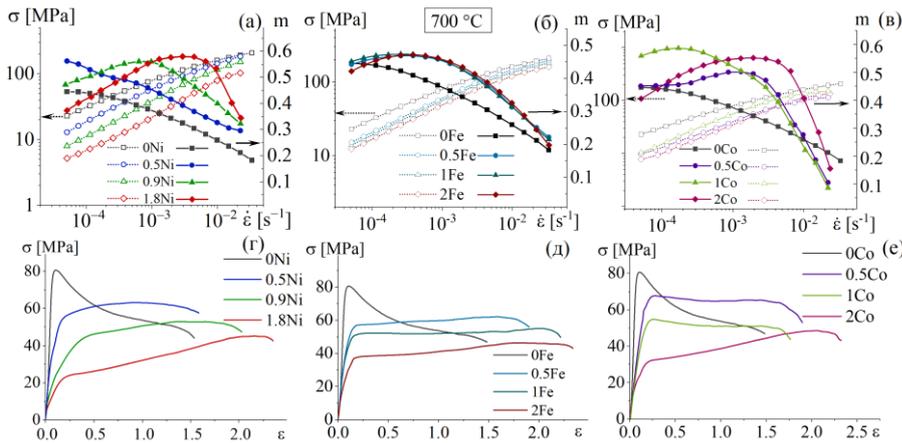


Рисунок 5.3 – Скоростная зависимость показателя скоростной чувствительности m (сплошные линии) и напряжения течения (пунктирные линии) (а-в) и кривые растяжения сплавов 0–2Fe/1,8Ni/2Co (з-е), полученные в результате одноосного растяжения со скоростью $1 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ при температуре 700 °С

Максимальные значения показателя m находятся в интервале скоростей $(0,5-2) \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$, а при повышенной температуре 775 °С для сплавов с Fe, Ni и Co интервал расширился до $1 \times 10^{-2} \text{ c}^{-1}$, поэтому скорость $1 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ выбрана для испытаний с постоянной скоростью деформации. Легирование Fe, Ni и Co позволило увеличить относительное удлинение с 200–350 % до 500–1000 % в сплаве типа VT14 и снизить напряжение течения в 1,5–2 раза в исследуемом интервале температур 625–775 °С. Наименьшее напряжение, которое не превысило 20 МПа в сочетании с высоким удлинением до разрушения (до 1000 %), соответствовало сплавам с 1,8 % Ni и 2 % Co при температуре 775 °С. Сплавы с меньшей концентрацией Fe, Ni и Co также демонстрировали высокие удлинения (до 900 %) при температуре 775 °С, в отличие от сплава VT14, удлинение которого не превысило 250 % при высоком напряжении течения 70 МПа. При 775 °С сплав

сравнения, дополнительно легированный только 0,1В, также демонстрировал напряжения в два раза ниже по сравнению с промышленным сплавом ВТ14 без бора. При понижении температуры деформации до 700 °С сплавы с Ni, Fe, Co и В сохраняли высокие значения показателя m (от 0,4-0,45 до 0,5–0,55). Сплавы с 0,5–2 % Co показали максимальные удлинения 800–1000 % при температуре 700 °С. Для сплавов с 0,5–2 % Fe и 0,5–1,8 % Ni удлинения увеличивались с 600 % до 850 % и с 400 до 980 %, соответственно с увеличением Fe и Ni, соответственно. Относительное удлинение сплава сравнения 0Fe/0Ni/0Co составило 260 % при температуре 700 °С. При температуре 625 °С сплав с 2 % Co сохранял высокое значение показателя $m=0,5$. Сверхпластическая деформация при 625 °С сплава 2Co сопровождалась равномерным течением с удлинением до разрушения 850 % и наименьшим напряжением течения на установившейся стадии по сравнению со сплавами с близким содержанием Fe и Ni. Удлинения сплавов с 2 % Fe и 1,8 % Ni в процессе деформации со скоростью $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ при температуре 625 °С составили 800 % и 780 %, соответственно. Для сплавов с меньшими концентрациями Ni, Fe и Co (от 0,5 до 1 %) удлинения до разрушения находились в диапазоне 200-580 %.

Механические свойства при комнатной температуре были определены после сверхпластической деформации до 100 % (0,69) со скоростью $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ при температуре 775 °С. Легирование сплава Ti-4Al-3Mo-1V-0,1В 0,5–2 % Fe, 0,5–0,9 % Ni и 0,52 % Co способствует росту механических свойств при комнатной температуре после сверхпластической деформации: увеличению предела текучести с 740 МПа до 790-1020 МПа, предела прочности с 865 МПа до 875–1055 МПа при небольшом снижении пластичности на 1–2 %.

В шестой главе описаны особенности сверхпластической деформации сплавов группы Ti-4Al-xMo-1V-0,1В-1Ni-1Fe. Сплавы данной группы были выбраны для минимизации влияния диффузионной способности сплавов и определения необходимой доли β -фазы для обеспечения хороших показателей сверхпластичности. Анализ политермического сечения фазовой диаграммы Ti-4Al-xMo-1V-0,1В-1Ni-1Fe (рис.6.1а) и ДСК-кривых (рис.6.1б) показал, что значения β -трансуса снижаются с 898 °С до 847 °С и с 898 °С до 852 °С при увеличении концентрации Mo с 1 % до 5 %. Согласно «*Thermo-Calc*» при температурах 720–760 °С сплавы содержат фазу Ti₂Ni, помимо α -, β -фаз и фазы TiВ. Расчетная температура образования интерметаллидной фазы с никелем снижается с 752 до 715 °С при увеличении концентрации Mo с 1 до 5 %. Так как наличие повышенной доли Ti₂Ni нежелательно при сверхпластической деформации, повышенное содержание молибдена может благоприятно сказаться на свойствах, в том числе за счет снижения температуры распада β -фазы с образованием интерметаллидной фазы (рис.6.1а).

Микроструктура сплавов с 1-5Мо была изучена после горячей прокатки при температуре двухфазной области (750 ± 10 °C). Увеличение концентрации Мо способствовало формированию более нерекристаллизованной вытянутой вдоль направления прокатки структуры, что подтверждает рассчитанный коэффициент формы зерен (L_{\perp}/L_{\parallel}) для обеих фаз, значения которого снижались с 0,8 до 0,3 для α -фазы и с 0,7 до 0,3 мкм для β -фазы.

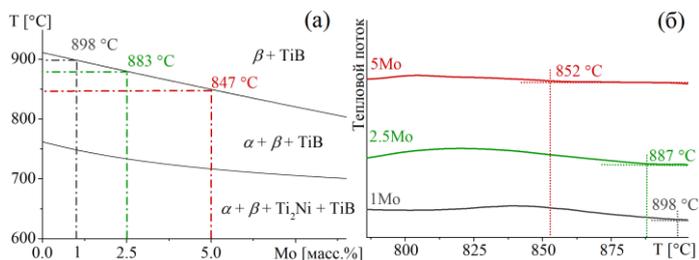


Рисунок 6.1 – Данные расчетов в «ThermoCalc» (а) и ДСК-анализа (б)

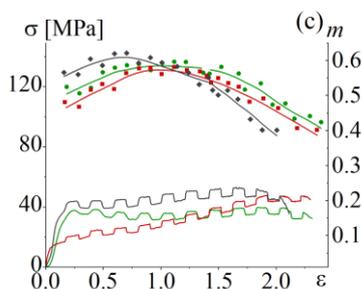
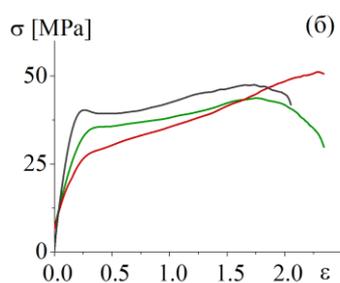
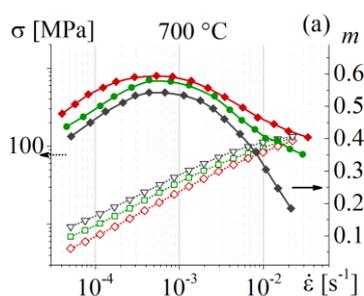


Рисунок 6.2 – Зависимости напряжения течения и показателя скоростной чувствительности m от скорости деформации (а), кривые деформации (б), полученные в результате растяжения со скоростью $1 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$, и зависимость показателя m от степени деформации при 700 °C

Отжиг при температурах 625-850 °C и увеличение концентрации Мо от 1 до 5 % обеспечивали последовательный рост объемной доли β -фазы и рост зерен обеих фаз. Формирование структуры с равной объемной долей α - и β -фаз обеспечивается в диапазоне температур 725–800 °C, нижняя граница которого соответствует сплаву с максимальной концентрацией молибдена (5 %). Также в сплаве с минимальной концентрацией молибдена (1 %) после отжига при температуре 625 °C было отмечено образование частиц интерметаллидной фазы богатой никелем, объемная доля которой составила $1,6 \pm 0,1$ %.

Согласно результатам испытаний на одноосное растяжение при температурах 625-775 °C с пошаговым понижением скорости деформации сплавы 1Мо, 2,5Мо и 5Мо демонстрировали максимальные значения показателя скоростной чувствительности m от 0,55 до 0,65 и линейную зависимость напряжения течения от скорости деформации при температуре 775 °C при скоростях от 5×10^{-4} до $2 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$. В данном скоростном диапазоне исследуемые сплавы сохраняли достаточно высокие значения m и при снижении температуры сверхпластической деформации до 700 (рис.6.2а) и 625 °C, которые составили от 0,5 до 0,55 при 700 °C и от 0,45 до 0,5 при 625 °C. Таким образом, по результатам испытаний с пошаговым снижением скорости при температурах 625, 700, 775 °C была

выбрана скорость сверхпластической деформации, соответствующая максимальным значениям m при 700–775 °С и удовлетворительным значениям m при 625 °С, которая составила $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Экспериментальные сплавы демонстрировали схожее сверхпластическое поведение и максимальные удлинения до 990-1000 % в процессе сверхпластической деформации при температуре 775 °С. Различия в сверхпластическом поведении сплавов с разным содержанием Мо наблюдались при снижении температуры деформации до 700 и 625 °С. Так, при температуре 700 °С сплавы 2,5Мо и 5Мо демонстрировали равномерную сверхпластическую деформацию до 860 %. В то время как для сплава с 1 % Мо снижение температуры сверхпластической деформации до 700 °С привело к снижению относительного удлинения до 630 % (рис.6.3а). Наиболее существенное различие в деформационном поведении и значениях максимального относительного удлинения наблюдали при снижении температуры сверхпластической деформации до 625 °С. При температуре 625 °С сплавы 2,5 и 5Мо деформировались с разупрочнением до разрушения при 450 и 700 %, соответственно.

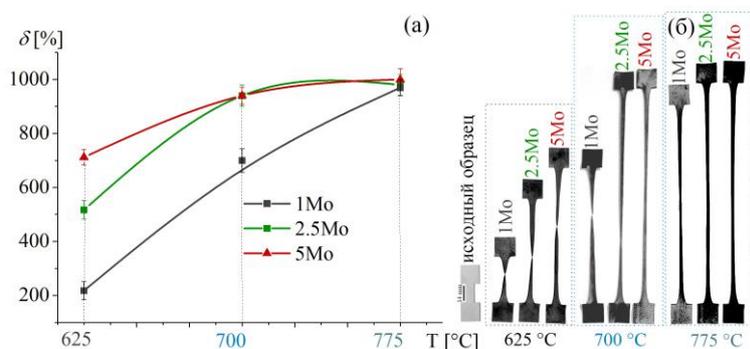


Рисунок 6.3 – Температурная зависимость относительного удлинения (δ) (а) и внешний вид образцов (б) сплавов 1-5Мо после сверхпластической деформации со скоростью $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ в интервале температур 625-775 °С

Наибольшее разупрочнение наблюдалось для сплава с 1 % Мо, которое привело к неравномерной деформации и образованию шейки уже при 0,5 деформации и быстрому разрушению образца при удлинении 200 %. Таким образом, сплав с максимальной концентрацией Мо проявлял наиболее высокие показатели сверхпластичности при

минимальной температуре деформации 625 °С, что связано с высокой долей β -фазы при этой температуре (28 %). В случае сплавов с 1 и 2,5 % Мо снижение температуры деформации до 625 °С резко снизило значение удлинений до разрушения до 450 % и 210 %, соответственно.

Процесс деформации при пониженных температурах 625 °С и 700 °С сплава с 1 % Мо сопровождался образованием интерметаллидной фазы Ti_2Ni .

Данная фаза образовывалась в сплаве 1Мо и в результате отжига при температуре 625 °С, что также согласуется с термодинамическими расчетами. Образование обогащенной никелем фазы было подтверждено ЭДС-анализом сплава 2,5Мо после сверхпластической деформации при температуре 625 °С. Для определения фазового состава сплавов Ti-4Al-xMo-1V-0,1B-1Ni-1Fe после сверхпластической деформации применяли рентгенофазовый анализ в диапазоне углов 2θ от 30 до 90 ° и от 39 до 48 ° (рис.6.4). Методом РФА анализа было также подтверждено образование фазы Ti_2Ni в сплавах 1Мо и 2,5Мо после сверхпластической деформации при температуре 625 °С (рис.6.10а,в). При 700 °С наблюдался слабый пик от фазы Ti_2Ni в сплаве с минимальным содержанием молибдена (1 %) (рис.6.10г), что связано с ее малой долей (менее 1 %).

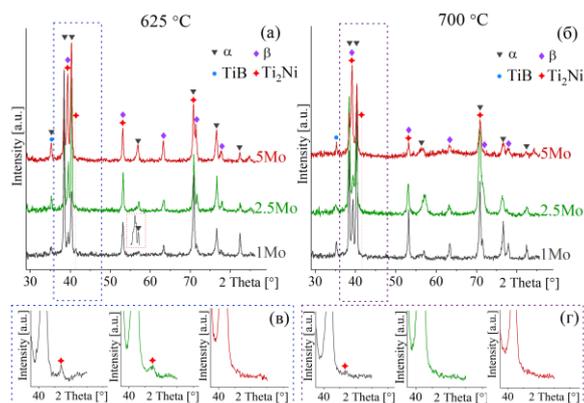


Рисунок 6.4 – РФА-анализ сплавов 1-5Мо после сверхпластической деформации со скоростью $1 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ при 625 °С (а,в) 700 °С (б,г) в диапазоне углов 2θ 30-90° (а,б) и 39-48° (в,г)

Показано, что наилучшие показатели сверхпластичности сплавов соответствуют микроструктуре с объемной долей β -фазы от 20 до 60 %, в этом случае сплавы с 1–5 % Мо достигают высоких относительных удлинений до 900 % при высоком коэффициенте скоростной чувствительности m 0,6–0,65 (рис.6.5). Так, сплав с 2,5% Мо демонстрировал достаточно хорошие показатели сверхпластичности при температуре 625 °С при объемной доле β -фазы 20 %. В то время как снижение концентрации Мо до 1 % обеспечивало снижение доли β -фазы до 17 %, которая являлась критической с точки зрения сверхпластичности. Таким образом, сплавы, содержащие более 20 % β -фазы демонстрировали удлинения до 400 % и m около 0,5.

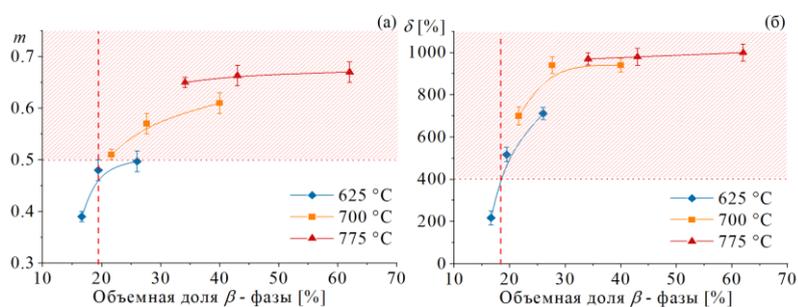


Рисунок 6.5 – Зависимости объемной доли β -фазы от показателя скоростной чувствительности (а) и относительного удлинения (б)

Для сплавов 1–5Мо были определены коэффициенты диффузии (D_{eff}) согласно уравнению Харта с учетом объемной доли α - и β -фаз, зависящей от концентрации Мо в сплаве (от 1 до 5 %).

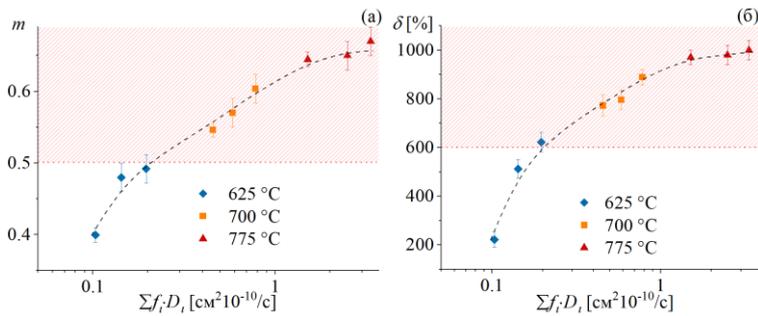


Рисунок 6.6 – Зависимости параметров сверхпластичности: параметра скоростной чувствительности m (а) и относительного удлинения (δ) (б) от диффузионного параметра с учетом объемной доли α - и β -фаз

Полученные значения эффективного коэффициента диффузии для α - и β -фазы, отличались на порядок в пользу β -фазы, что подтверждает ее доминирующее влияние на диффузионные механизмы сверхпластической деформации. Значения D_{eff} последовательно увеличивались при повышении температуры от 625 до 775 °C и немного снижались при увеличении концентрации Mo от 1 до 5 % по причине его низкой скорости диффузии в титане. При температуре 775 °C значения $D_{eff(\alpha)}$ и $D_{eff(\beta)}$ для сплавов группы Ti-4Al-xMo-1V-0,1B-1Ni-1Fe составили от $1,42 \times 10^{-11}$ до $1,96 \times 10^{-11}$ см²/с и от $2,85 \times 10^{-10}$ до $4,03 \times 10^{-10}$ см²/с, соответственно. В то время как для сплава VT14 эти значения оказались в 1,5–2,2 раза ниже и составили $0,87 \times 10^{-11}$ см²/с для α -фазы и $1,87 \times 10^{-10}$ см²/с для β -фазы. Для установления влияния диффузионного параметра с учетом объемной доли как α -фазы, так и β -фазы на показатели сверхпластичности были построены зависимости, представленные на рисунке 6.6. Было показано, что увеличение диффузионного параметра $\sum f_i \cdot D_i$ до $\sim 10^{-10}$ см²/с для обеих фаз значительно повышает значение показателя скоростной чувствительности m от 0,4 до 0,6 и значение относительного удлинения от 200 до 850 %. Дальнейшее повышение до $3,5 \times 10^{-10}$ см²/с приводит к незначительному повышению показателей сверхпластичности.

Выводы по работе

1. По результатам исследования сплавов с полной заменой 3 % Mo и частичной 1 % Mo на β -стабилизаторы с высоким коэффициентом диффузии в сплаве Ti-4Al-3Mo-1V в количестве, обеспечивающем близкую температуру β -трансуса, показано:

а) Замена Mo на Fe, Ni и Co способствует формированию более рекристаллизованной и глобулярной микроструктуры по сравнению со сплавом с 3 % Mo после термомеханической обработки и нагрева до температуры сверхпластической деформации, что проявляется в снижении напряжения и повышении равномерности течения на начальной стадии сверхпластической деформации, в особенности при снижении температуры деформации до 675–775 °C;

б) Полная замена 3 % Mo приводит к более сильному динамическому росту зерен при сверхпластической деформации, чем в сплавах с частичной заменой 1 % Mo, что привело к

снижению относительного удлинения в сравнении с базовым сплавом Ti-4Al-3Mo-1V с 1000 % до 500–600 % в процессе сверхпластической деформации при температуре 875 °С, обеспечивающей соотношение α/β -фаз ~ 50/50%;

в) Показано, что легирование быстро-диффундирующими (0,4 % Fe, 0,5 % Ni и 0,6 % Co) и медленно-диффундирующими (2 % Mo) элементами обеспечивает формирование однородной мелкозернистой и стабильной в процессе сверхпластической деформации микроструктуры и, как следствие, высокие показатели сверхпластичности в широком интервале температур 675–875 °С с высоким коэффициентом скоростной чувствительности m 0,5–0,6, относительным удлинением 400–800 % и в 1,5–2 раза более низким напряжением течения в сравнении со сплавом Ti-4Al-3Mo-1V, который не проявлял сверхпластичность при температурах ниже 775 °С.

г) Предложен диффузионный параметр, учитывающий коэффициенты диффузии легирующих элементов, их концентрацию, размеры зерен и объемные доли α - и β -фаз, определяющий показатели сверхпластичности сплавов, и показано, что интервал его оптимальных значений $(0,5–15) \times 10^{-10}$ см²/с обеспечивает $m > 0,5$ и относительное удлинение более 600 %.

2. В результате исследования сплавов с содержанием бора от 0,01 до 2 мас.%, показано, что малая добавка бора 0,01–0,1 масс. % способствует уменьшению среднего размера первичных зерен β -фазы в процессе кристаллизации сплава Ti-4Al-3Mo-1V, а также обеспечивает снижение напряжения течения на начальной стадии сверхпластической деформации, что связано с ускорением процессов рекристаллизации и сфероидизации в процессе термомеханической обработки и отжига в присутствии частиц фазы TiB. Установлено, что введение 0,1 % В наиболее эффективно как с точки зрения обеспечения модифицирующего эффекта литой структуры, так и подготовки микроструктуры перед сверхпластической деформацией.

3. Показано, что легирование сплава Ti-4Al-3Mo-1V-0,1B добавками 0,5–2 % Fe, 0,5–1,8 % Ni и 0,5–2 % Co обеспечивает улучшение показателей сверхпластичности при низких температурах 625–775 °С за счет увеличения объемной доли высокодиффузионной и пластичной β -фазы и формирования глобулярной мелкозернистой структуры перед началом сверхпластической деформации. Легирование Fe, Ni и Co способствовало увеличению показателя скоростной чувствительности m с 0,35–0,40 до 0,50–0,65, снижению напряжения течения в 1,5–3 раза, а также росту относительного удлинения с 200–350 % до 500–1000 % в условиях пониженных температур и обеспечивало повышение механических свойств при комнатной температуре: предела текучести с 740 до 790–1020 МПа, предела прочности с 865 до 875–1055 МПа, при слабом уменьшении относительного удлинения на 1–2 %.

4. Установлено, что в сплавах Ti-4Al-xMo-1V-1Fe-1Ni-0,1B содержание Mo оказывает сильное влияние на низкотемпературную сверхпластичность при пониженной температуре 625 °С, так как необходимо обеспечение минимальной объемной доли β -фазы не ниже критического значения 20 %. Так, увеличение концентрации Mo от 1 до 5 масс. % обеспечивало рост значений m с 0,38 до 0,5, снижение напряжения течения в два раза и увеличение относительного удлинения до разрушения с 200 до 700 %.

5. Предложен состав сплава Ti-4Al-5Mo-1V-1Ni-1Fe-0,1B, обеспечивающий хорошую комбинацию показателей сверхпластичности при низких температурах 625-775 °С в сочетании с высокими значениями предела текучести (965 ± 9 МПа), предела прочности (970 ± 10 МПа) и относительного удлинения ($7,7 \pm 0,7$ %) при комнатной температуре после сверхпластической деформации.

Основные результаты работы представлены в публикациях:

[1] Kotov, A.D.; Postnikova, M.N.; Mosleh, A.O.; Mikhaylovskaya, A.V. Effect of Mo content on the microstructure, superplastic behavior, and mechanical properties of Ni and Fe-modified titanium alloys. *Materials Science and Engineering A* 2023. 10.1016/j.msea.2023.145166.

[2] Maria N. Postnikova; Anton D. Kotov; Andrey I. Bazlov; Ahmed O. Mosleh; Svetlana V. Medvedeva; Anastasia V. Mikhaylovskaya. Effect of Boron on The Microstructure, Superplastic Behavior, and Mechanical Properties of Ti-4Al-3Mo-1V Alloy. *Materials* 2023, 16(10), 3714. 10.3390/ma16103714.

[3] Постникова М.Н., Котов А.Д. Исследование влияния Fe и Ni на температуру сверхпластической формовки сплава ВТ14. *Вестник Московского авиационного института*. 2023, Т. 30, № 1, С. 217-226. 10.34759/vst-2023-1-217-226.

[4] Kotov, A.D., Postnikova, M.N., Mosleh, A.O., Cheverikin, V.V., Mikhaylovskaya, A.V. Microstructure and Superplastic Behavior of Ni-Modified Ti-Al-Mo-V Alloys (2022) *Metals*, 12 (5). 10.3390/met12050741.

[5] Kotov, A.D., Postnikova, M.N., Mosleh, A.O., Mikhaylovskaya, A.V. Influence of Fe on the microstructure, superplasticity and room-temperature mechanical properties of Ti-4Al-3Mo-1V-0.1B alloy (2022) *Materials Science and Engineering A*, 845. 10.1016/j.msea.2022.143245.

[6] Mikhaylovskaya, A.V., Mosleh, A.O., Mestre-Rinn, P., Kotov, A.D., Sitkina, M.N., Bazlov, A.I., Louzguine-Luzgin, D.V. High-Strength Titanium-Based Alloy for Low-Temperature Superplastic Forming (2021) *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 52 (1), pp. 293-302. 10.1016/j.msea.2022.143245.