

Министерство образования и науки Российской Федерации
Федеральное автономное бюджетное образовательное учреждение высшего
профессионального образования
«Южно-Уральский государственный университет»
(Национальный исследовательский университет)

Факультет «Заочный»
Кафедра «Материаловедение и физико-химия материалов»

РАБОТА ПРОВЕРЕНА

Рецензент, к.ф.-м.н.

_____ Е.Н. Кондрашев
_____ 2020 г.

ДОПУСТИТЬ К ЗАЩИТЕ

Заведующий кафедрой, доцент, д.х.н.

_____ Д.А. Винник
_____ 2020 г.

Исследования микроструктуры билетов из слитков
сплава ВТЗ-1 различного диаметра.

ПОЯСНИТЕЛЬНАЯ ЗАПИСКА
К ВЫПУСКНОЙ КВАЛИФИКАЦИОННОЙ РАБОТЕ
ЮУрГУ–22.04.02.2020.140 ПЗВКР

Руководитель работы, доцент, к.т.н.

_____ В.М. Жихарев
_____ 2020 г.

Автор ВКР

студент группы ПЗ-343

_____ Д.С. Куликов
_____ 2020 г.

Нормоконтролер, доцент, к.т.н.

_____ В.М. Жихарев
_____ 2020 г.

АННОТАЦИЯ

Куликов Д.С. Исследования
микроструктуры билетов из
слитков
сплава ВТЗ-1 различного диаметра. –
Челябинск: ЮУрГУ, ПЗ-343, 2020. –
90 с., 42 ил., 12 табл., библ. сп. –
27 наим.

Ключевые слова: титановые сплавы, ВТЗ-1, жаростойкий титан, ликвационные дефекты, β-флеки, древовидность, ВДП, серийная технология.

Работа выполнена с целью получения информации о микро- и макро- структуре билетов из слитков диаметром 840 сплава ВТЗ-1 выплавленного по серийной технологии.

В данной работе представлены виды ликвационных дефектов, а также их место расположения в поперечном сечении слитка.

Освоены методики определения наличия β-флеков, а также проведено сравнение процентного содержания дефектов в слитках диаметром 840 и 770 мм.

22.04.02.2020.140 ПЗ

Изм.	Лист	№ докум	Подпись	Дата			
Разраб		Д.С. Куликов			Литера	Лист	Листов
Пров		В.М. Жихарев			у	4	90
Н. Контр.		В.М. Жихарев					
Утв		Д.А. Винник					

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	7
ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР.....	8
1.1 Общее сведение о титане.....	8
1.2 Классификация титановых сплавов.....	8
1.3 Влияние структуры на вязкость разрушения, скорость развития трещин и сопротивление замедленному разрушению.....	19
1.4 Термическая обработка титановых сплавов.....	21
1.5 Зависимость свойств отожженных титановых сплавов от их химического состава.....	30
1.6 Факторы влияющие на стабильность α - и β -титана.....	32
1.7 Оборудование для плавки слитков титановых сплавов.....	35
1.8 Ликвационные дефекты слитка ВДП.....	41
1.9 Исследования, проводимые с титановыми сплавами.....	48
1.10 Описание сплава ВТЗ-153.....	53
ЦЕЛЬ И ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	54
2 ОБЪЕКТЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ.....	55
2.1 Объект исследования.....	55
2.2 Методы исследования.....	55
2.3 Подготовка образцов.....	55
3 ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ.....	58
3.1 Химический состав.....	58
3.2 Определение температуры полиморфного перехода.....	58
3.3 Исследование микроструктуры биллетов.....	61
3.4 Исследование макроструктуры биллетов.....	65
3.5 Механические испытания.....	66
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	74
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК.....	75
ПРИЛОЖЕНИЕ.....	78

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

ВВЕДЕНИЕ

Титан и его сплавы обладают высокими коррозионными свойствами и благоприятным сочетанием прочностных свойств с малым удельным весом. Из титановых сплавов стали изготавливать не только обшивку судов и самолётов, но и наиболее крупные и тяжелонагруженные детали военных и пассажирских самолетов. Хорошим примером является балка главного шасси самолета Боинг 747, имеющая длину около 12 м [1].

Характерные для титана и его сплавов сочетание высокой прочности и достаточно высокой пластичности, возможность применения их до рабочих температур 600-650 °С, как и способность их работать при криогенных температурах, относительно низкая плотность, обеспечивающая высокий, подчас рекордный уровень удельных эксплуатационных характеристик, отличная коррозионная стойкость во многих природных и промышленных средах, высокая стойкость к солнечной радиации, атмосферным воздействиям, в том числе в условиях морского влажного климата, полная биологическая совместимость с тканями человеческого организма предопределили широкую потребность в этом материале и высокую эффективность его применения [2].

К сожалению, при изготовлении методом вакуумного дугового переплава (ВДП), титановые сплавы типа Ti-6Al-4V, Ti-10V-2Fe-3Al, BT3-1, Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo склонны к образованию различных ликвационных дефектов. Эти дефекты зачастую наследуются продукцией ответственного назначения, что ведёт к снижению эксплуатационных свойств материала [10].

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

1 ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

1.1 Общее сведение о титане

В настоящее время титан является одним из самых распространенных конструкционных металлов – четвертое место после Fe, Al и Mg. Его достаточно много в природе – около 0,6 % в земной коре [3].

Открыт титан был еще в конце XVIII века, но первая промышленная партия (2 т) была получена лишь в 1948 году, зато затем его производство нарастало необычайно высокими темпами [3].

Это было связано с тем, что долго не могли разработать экономичный способ получения пластичного титана вследствие большого содержания в нем примесей O, N и H [3].

Лишь в 1940 году был предложен магниитермический способ извлечения титана из руд, который является основным и в настоящее время.

Высокие темпы роста производства титана были обусловлены в первую очередь его небольшой плотностью (4,505 г/см³), большой удельной прочностью, необычайно высокой коррозионной стойкостью и значительной прочностью при повышенных температурах. Благодаря этим качествам он имеет явное преимущество перед Fe и Al в таких отраслях, как авиация, ракетостроение, химическая промышленность и судостроение [3].

Однако, у титана помимо преимуществ есть, конечно, и свои недостатки, в частности: большая склонность к водородной хрупкости, высокая химическая активность при взаимодействии с газами при повышенных температурах, невысокие антифрикционные свойства [3].

1.2 Классификация титановых сплавов

Титановые сплавы классифицируют по структуре в определенном состоянии. Самой простой классификацией является классификация по равновесной структуре, которую определяют по диаграммам равновесных состояний. По этой классификации все сплавы делятся на α -сплавы,

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

($\alpha+\beta$)-сплавы и β -сплавы [3].

Но эта классификация не нашла широкого применения, поскольку превращения в титановых сплавах, особенно с переходными элементами, протекают так медленно, что равновесные структуры при комнатной температуре не реализуются [3].

Принятая в настоящее время классификация титановых сплавов, предложенная С.Г.Глазуновым, является классификацией по структуре в нормализованном состоянии (т.е. после охлаждения нагретых сплавов на воздухе) [3].

Согласно этой классификации различают:

- 1) α -сплавы, структура которых представлена α -фазой;
- 2) ($\alpha+\beta$)-сплавы, структура которых представлена α - и β -фазами;
- 3) β -сплавы, структура которых представлена механически стабильной β -фазой.

Помимо этого Глазунов предлагает выделить 2 переходных класса:

- а) псевдо- α -сплавы, в которых помимо α -фазы присутствует небольшое количество β -фазы (не более 5 %),
- б) псевдо- β -сплавы, которые хотя и представлены после нормализации метастабильной β -фазой, но по свойствам они близки к ($\alpha+\beta$)-сплавам с большим количеством β -фазы [3].

1.2.1 Влияние легирующих компонентов на фазовые диаграммы

Легирование титана различными элементами, помимо упрочнения α - и β -растворов, приводит к образованию метастабильных фаз, в результате распада которых изменяются в широком диапазоне физические и механические свойства [4].

Изучение закономерностей взаимодействия титана с различными элементами началось задолго до создания промышленного производства полуфабрикатов из титановых сплавов [4].

										Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата						

Титан активно взаимодействует практически со всеми элементами периодической системы Д.И. Менделеева, образуя с ними три типа систем (рисунок 1.1): системы с непрерывным рядом твердых β -растворов (I) и системы, в которых введение компонента, ограниченно растворенного в твердом титане, понижает (II) или повышает (III) температуру плавления титана [4].

Каждая из групп, в зависимости от характера взаимодействия компонентов в твердом состоянии, подразделяется на подгруппы [4].

В первой группе можно выделить четыре подгруппы для элементов, которые образуют непрерывный ряд твердых растворов в α - и β -Ti (рисунок 1.1 Ia), непрерывный ряд твердых растворов в β -Ti, но имеют ограниченную растворимость в α -Ti (рисунок 1.1 Ib), системы с ограниченной растворимостью второго элемента в α -Ti при наличии эвтектоидного распада (рисунок 1.1 Ic) и системы с монотектоидным превращением (рисунок 1.1 Id) [4].

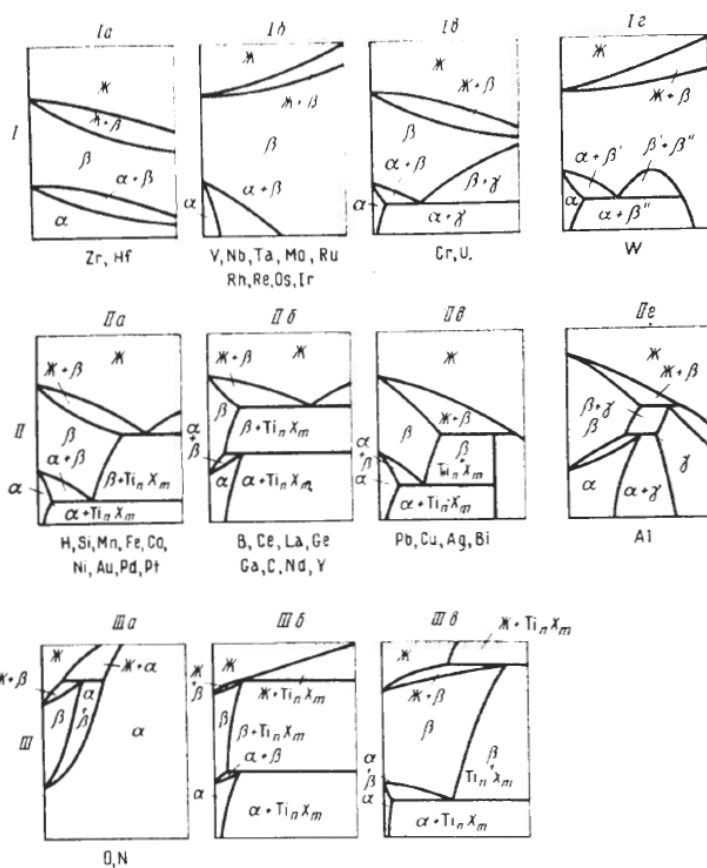


Рисунок 1.1 – Диаграммы состояния двойных систем на основе титана [4]

Во второй группе тоже четыре подгруппы: системы с ограниченной растворимостью второго элемента в α - и β -Ti при эвтектическом и перитектическом превращениях (рисунок 1.1 Па), при эвтектическом и перитектоидном превращениях (рисунок 1.1 Пб), системы с ограниченной растворимостью в α - и β - Ti при перитектическом и эвтектоидном превращениях (рисунок 1.1 П в) и системы с перитектическим и перитектоидным превращениями (рисунок 1.1 Пг) [4].

В третьей группе можно выделить три подгруппы: системы с перитектикой (рисунок 1.1 Ша), системы с перитектическим и перитектоидным превращениями (см. рисунок 1.1 Шб) и перитектическим и эвтектоидным превращениями (см. рисунок 1.1 Шв). Для двух последних случаев пока не известны реальные системы, но возможность их существования исключать нельзя [4].

Изучение фазовых превращений в титановых сплавах и их связи с механическими свойствами позволило исследователям отметить несколько критических точек на фазовых диаграммах. Одной из наиболее важных считается точка, характеризующая такое содержание β -стабилизаторов в сплаве, когда после нагрева выше температуры фазового перехода можно при комнатной температуре закалкой в воду зафиксировать 100 % β -фазы. Для определенной концентрации β - стабилизатора возможно установить так называемый условный коэффициент β -стабилизации сплава (K_β), равный отношению концентрации какого-либо элемента в сплаве (С) к его концентрации в двойном сплаве ($C_{кр}$), при которой фиксируется 100 % β -фазы, т. е. $K_\beta = C/C_{кр}$. Это означает, что в сплаве критического состава (100 % β -фазы фиксируется закалкой) $K_\beta=1$; если $100\% K_\beta < 1$ [4].

При определенных допущениях таким способом можно рассчитать K_β для многокомпонентных сплавов и расположить существующие титановые сплавы в определенной последовательности (табл. 1.1), что позволит лучше разобраться в закономерностях фазовых превращений в них [4].

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

Таблица 1.1 - Классификация титановых сплавов по коэффициенту K_{β} [4]

Структура	Марка сплава	K_{β}	Содержание легирующих элементов %, (по массе), остальное – титан					
			Al	Zr	V	Mo	Cr	другие элементы
α -сплав	BT1-00	0,0	-	-	-	-	-	-
	BT5-1	0,0	4,3-6,0	-	-	-	-	Sn 2,0-3,0
псевдо- α -сплав	OT4	0,23	3,5-5,0	-	-	-	-	Mn 0,8-2,0
($\alpha + \beta$)-сплав	BT14	0,33	3,5-6,3	-	0,9-1,9	2,5-3,8	-	-
псевдо- β -сплав	BT35	1,5	2,0-4,0	0,5-2,0	14,0-16,0	0,5-2,0	2,5-3,5	Sn 2,0-4,0
β -сплав	4201	3	-	0,1-0,7	33	-	-	-

1.2.2 Влияние примесей на структуру и механические свойства титановых сплавов

Структура и механические свойства титана зависят от неизбежно присутствующих в нем примесей. Эти примеси разделяют на две группы:

- а) образующие с титаном растворы внедрения (кислород, азот, углерод, водород);
- б) образующие с титаном растворы замещения (железо и кремний).

Примеси внедрения оказывают значительно более сильное влияние на свойства титана, чем примеси замещения. Кислород стабилизирует α -фазу, повышая температуру полиморфного превращения, и хорошо растворяется в α -титане (рисунок 1.2 а). Кислород существенно повышает временное сопротивление разрыву (рисунок 1.4), предел текучести и твердость титана. В области малых концентраций до 0,2% (по массе) каждая сотая доля процента (по массе) кислорода повышает временное сопротивление разрыву и предел текучести титана примерно на 12,5 Мпа [5].

Кислород понижает пластические свойства титана в области малых концентраций (до 0,2%), в интервале 0,2-0,5% (по массе) сравнительно мало

влияет на пластичность, причем она остается на вполне удовлетворительном уровне, но при больших его содержаниях (более 0,7%) титан полностью теряет способность к пластическому деформированию [5].

Азот, как и кислород, стабилизирует α -фазу, сильно повышая температуру двухфазной ($\alpha+\beta$)-области (рисунок 1.2 б). Максимальная растворимость азота в α -фазе составляет 6,85%; с понижением температуры растворимость азота сильно уменьшается. Азот упрочняет титан в еще большей степени, чем кислород (рисунок 1.3). В области малых концентраций (до 0,2%) каждая сотая доля процента (по массе) азота повышает временное сопротивление разрыву и предел текучести титана примерно на 20 МПа. Пластические свойства титана при введении азота уменьшаются и при его содержании более 0,2% наступает хрупкое разрушение [5].

Повышение прочностных характеристик титана при легировании кислородом и азотом объясняют сильным упругим и химическим взаимодействием растворенных атомов этих элементов с дислокациями. Азот оказывает более сильное упрочняющее действие по сравнению с кислородом потому, что энергия взаимодействия атомов азота с дислокациями в титане больше, чем для кислорода в титане [5].

Кислород и азот сильно уменьшают пластичность титана из-за упрочнения металла при растворении этих примесей, а также вследствие различного их влияния на параметры c и a гексагональной плотноупакованной решетки α -титана. При растворении кислорода и азота в титане параметр c возрастает довольно сильно, а параметр a мало. В итоге соотношение осей c/a увеличивается и приближается к теоретическому значению 1,633, при котором титан теряет свое преимущество по пластичности, которое он имеет перед другими металлами с гексагональной структурой [7].

										Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата						

Наиболее полная работа в этом отношении была проведена на сплавах системы титан – молибден. Де Лазаро и Ростокер показали, что добавки кислорода вплоть до 0,55% (по массе) значительно ускоряют распад β -фазы в сплаве Ti – 11% Mo, а также повышают температуру, соответствующую максимальной скорости реакции. Аналогичная работа была выполнена Келем и Рикардо на сплавах, содержащих 5,9 и 11% (по массе) молибдена. Содержание кислорода в этих сплавах изменялось от 0,07 до 0,79% (по массе). Были построены C-кривые, соответствующие степени превращения 0,2 и 99%. Как и в работе де Лазаро и Ростокера, показано, что время начала и конца реакции распада β -фазы с увеличением содержания кислорода заметно сокращается, а температура, соответствующая максимальной скорости превращения, повышается. Отмечается, что с увеличением содержания кислорода температура M_s также повышается [7].

Холден, Огден и Джаффи исследовали влияние добавок углерода, азота, алюминия и кислорода на кинетику превращения в сплавах системы титан – молибден. Работа включала различные виды исходной структуры, описанной как β -закаленная (т. е. β , полученная при закалке), равноосная (α' + β), превращенная (α + β) и стабильная (α + β). Было обнаружено, что добавки углерода и кислорода ускоряют кинетику $\beta \rightarrow \omega$ -превращения, в то время как добавки алюминия замедляют ее [7].

Ускорение реакций кислородом, имеющее место в сплавах системы титан – молибден, обычно наблюдается в сплавах титана с переходными металлами [7].

Титан с углеродом образует стойкий карбид TiC, который плавится при 3140 °С. Растворимость углерода в α -фазе невелика, она составляет всего 0,15% (по массе) при 920 °С. Углерод повышает температуру полиморфного превращения титана. При температуре 920 °С происходит перитектоидное превращение $\beta + \text{TiC} \rightarrow \alpha$. Растворимость углерода в α -фазе резко уменьшается с понижением температуры.

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

По этой причине при содержании углерода более 0,1% в структуре титана появляются выделения карбидов. Углерод оказывает на свойства титана меньшее влияние, чем кислород и азот (рисунок 1.7). Прочностные свойства титана повышаются до 0,3% (по массе) С, после чего практически не зависят от содержания углерода. В области малых концентраций (до 0,3%) одна сотая доля процента (по массе) углерода повышает временное сопротивление разрыву и предел текучести титана примерно на 7 МПа, т.е. в три раза менее интенсивно, чем азот. Меньшее упрочняющее действие углерода по сравнению с азотом и кислородом объясняют меньшими силами связи атомов углерода с дислокациями по сравнению с системами Ti-O и Ti-N. Если концентрация углерода превышает предел растворимости, то углерод значительно снижает пластичность титана из-за выделения карбидов [5].

Водород расширяет область β -фазы и сужает область α -фазы (рисунок 1.4). При температуре 281 °С происходит эвтектоидный распад β -фазы на α -фазу и гидрид титана γ (γ -твердый раствор на основе TiH₂). Эвтектоидная точка лежит при 36,6-38,0% H₂(ат.). Растворимость водорода в α -титане при эвтектоидной температуре довольно велика – 0,18% (по массе), но с понижением температуры резко уменьшается и составляет около 0,002% (по массе) при комнатной температуре. Водород относится к числу наиболее вредных примесей в титане и его сплавах, так как вызывает водородную хрупкость [5].

Железо образует с α - и β -титаном твердые растворы замещения и стабилизирует β -фазу. Максимальная растворимость железа в α -титане составляет менее 0,2% (по массе). С понижением температуры растворимость железа уменьшается и уже при температуре 500 °С становится меньше 0,01%. При температуре 590 °С в системе Ti-Fe происходит эвтектоидное превращение $\beta \rightarrow \alpha + \text{TiFe}$, которое, однако, практически не реализуется из-за малой скорости эвтектоидного распада. Железо оказывает значительно меньшее влияние на механические свойства титана, чем примеси внедрения [5].

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

Одна сотая доля процента (по массе) железа в области малых концентраций (до 0,5%) повышает временное сопротивление разрыву и предел текучести титана примерно на 2 МПа [5].

В системе титан-кремний образуется несколько силицидов, из которых самый близкий по составу к титану Ti_5Si_3 . Кремний понижает температуру полиморфного превращения и при 860 °С происходит эвтектоидное превращение $\beta \rightarrow \alpha + Ti_5Si_3$, протекающее с довольно большой скоростью. Растворимость кремния в α -титане составляет 0,45% (по массе) при 860 °С и около 0,30% при 750 °С. Кремний влияет на механические свойства титана примерно так же, как и железо. Одна сотая доля процента (по массе) кремния в области малых концентраций (до 0,5%) повышает временное сопротивление разрыву и предел текучести титана на 2,6 МПа. При малых концентрациях железо и кремний почти не влияют на пластичность титана [5].

В ряде случаев железо и кремний специально вводят в титановые сплавы как легирующие элементы. Чаще легируют титановые сплавы кремнием, так как он существенно повышает их жаропрочность [5].

										Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата						

1.2.3 Водородная хрупкость титана

Водородная хрупкость титана и его сплавов заключается в резком снижении механических свойств при содержаниях водорода, больших критического значения. Водород сравнительно мало влияет на механические свойства металлов при испытаниях на разрыв со стандартными скоростями деформации. О склонности титана и его сплавов к водородной хрупкости обычно судят по результатам испытаний на ударную вязкость и замедленное разрушение. Рисунок 1.5 иллюстрирует влияние водорода на ударную вязкость титана и его сплавов [5].

Снижение ударной вязкости титана и α -титановых сплавов обусловлено выделением гидридов. Растворимость водорода в титане и α -титановых сплавах мала и поэтому при практически встречающихся концентрациях водорода в их структуре появляются выделения гидридной фазы (рисунок 1.4), которые и являются причиной хрупкости. Гидриды выделяются преимущественно вдоль плоскостей скольжения и двойникования. Пластинчатая форма выделений гидридной фазы и их ориентация внутри зерен и являются причиной значительного снижения ударной вязкости титана в присутствии водорода. Разрушение распространяется по поверхности раздела между гидридной фазой и матрицей. Образование и распространение трещин вдоль гидридов облегчается внутренними растягивающими напряжениями, которые возникают из-за большего удельного объема гидридов по сравнению с основным металлом, а также из-за слабого сцепления между гидридом и матрицей [5].

Алюминий увеличивает растворимость водорода в α -фазе и затрудняет образование гидридной фазы, поэтому увеличение содержания алюминия в α -титановых сплавах – эффективный способ уменьшения их склонности к водородной хрупкости. Так, гидридная хрупкость в чистом титане

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

развивается при содержании водорода более 0,01%, а в сплаве ВТ5 (Ti + 5% Al) – более 0,035% (по массе) [5].

1.3 Влияние структуры на вязкость разрушения, скорость развития трещин и сопротивление замедленному разрушению

В настоящее время установлены лишь некоторые тенденции влияния структуры на вязкость разрушения, скорость развития трещин, и сопротивление замедленному разрушению титановых сплавов. Общие закономерности взаимосвязи между структурой и указанными характеристиками, так же как и другими свойствами титановых сплавов, пока не определены. Это обусловлено тем, что механически, свойства титановых сплавов зависят не только от структуры, но и от целого ряда других факторов, таких как содержание примесей, внедрения, уровень легирования и фазовый состав сплавов, текстура, дислокационное строение и др., влияние которых нередко сложно разделить [6].

Тем не менее, некоторые аспекты влияния структуры на параметры разрушения титановых сплавов, как отмечалось, уже достаточно хорошо изучены. В частности, считается доказанным, что пластинчатые структуры, образующиеся в процессе деформации или термической обработки при температурах β -области, обеспечивают более высокий уровень K_{Ic} , K_{ISSC} и СРТ, чем глобулярные структуры, получаемые деформацией при температурах $\alpha+\beta$ -области. Это объясняют более резким изменением направления движения трещин в пластинчатой структуре по сравнению с глобулярной, что связано с влиянием границ первичных β -зерен и α -колоний, а также их ветвлением с образованием вторичных трещин. Происходящее в результате этих процессов увеличение общей длины трещины требует большей энергии и включает большие объемы металла в работу пластической деформации. Соответственно увеличение доли пластинчатой α -фазы в смешанной глобулярно-пластинчатой структуре путем повышения температуры деформации или отжига до температуры $\alpha+\beta \rightarrow \beta$ -перехода

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

вызывают увеличение параметров вязкости разрушения. Эту возможность повышения вязкости разрушения полуфабрикатов с глобулярной структурой в настоящее время стремятся использовать на практике. Напротив, преобразование пластинчатой структуры в глобулярную путем деформации при температурах ниже температуры $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ -перехода приводит к снижению вязкости разрушения, которое тем больше, чем ниже температура и выше степень деформации [6].

На уровень вязкости разрушения титановых сплавов влияет не только тип структуры, глобулярной или пластинчатой и их соотношение в смешанной глобулярно-пластинчатой структуре, но также размеры и форма различных элементов структуры. Исследованиями авторов, выполненными на прутках из сплава ВТЗ-1 с пластинчатой структурой, установлено, что укрупнение первичных β -зерен и утолщение в определенных пределах α -пластин приводит к увеличению вязкости разрушения и уменьшению скорости развития трещин (рисунок 1.7-1.8). По-видимому, по этой причине, а также в связи с пониженной прочностью сплав ВТЗ-1 в литом состоянии имеет максимальный уровень K_{Ic} и a_{T0} (рисунок 1.8) [6].

						Лист
					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

Аналогичные результаты по влиянию толщины пластин на вязкость разрушения сплава Ti-6% Al-4% V с пластинчатой структурой получены в работе. Из этой работы также следует, что для получения максимально возможных значений вязкости разрушения необходимо, чтобы α -пластины, кроме того, были короткими и близко расположенными, чтобы вызывать частые изменения направления движения растущей трещины [6].

1.4 Термическая обработка титановых сплавов

Для получения оптимальных физико-механических и технологических свойств детали и полуфабрикаты из промышленных титановых сплавов подвергают различным видам термической обработки; наиболее распространены отжиг, закалка, закалка и старение (отпуск) [2].

Отжиг применяется для всех типов титановых сплавов и является единственным видом термической обработки для α -сплавов и α -сплавов с небольшим количеством β -фазы (псевдо- α -сплавов) [2].

Закалка и закалка со старением (отпуском) применяются для сплавов с $\alpha+\beta$ -структурой. Одна закалка применяется сравнительно редко; это операция, повышающая пластичность некоторых сплавов, как правило, на промежуточных стадиях передела полуфабрикатов или деталей [2].

Закалка и старение – упрочняющая термическая обработка, существенно повышающая прочностные характеристики двухфазных $\alpha+\beta$ -титановых сплавов [2].

При термической обработке титана, как и при других технологических операциях, связанных с нагревом, необходимо учитывать весьма активное его взаимодействие с атмосферой. Последствия взаимодействия с газами значительно серьезнее для титана, чем для других металлов, так как кислород атмосферы образует не только окисную пленку, но и сравнительно глубоко проникает в кристаллическую решетку, резко повышая твердость поверхности титана. С этим приходится считаться при проведении операций

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

термической обработки в печах с воздушной атмосферой, в связи с образованием α -алифированного слоя [2].

1.4.1 Отжиг

Отжиг титановых сплавов проводят для выравнивания структуры и фазового состава, снижения прочности и повышения пластичности, а также устранения внутренних напряжений, возникших в результате обработки давлением, сварки или механической обработки.

Отжиг титановых сплавов состоит из нагрева до температур выше температуры рекристаллизации, выдержки при заданной температуре и последующего охлаждения (медленного с печью, на воздухе или ступенчатого). Отжиг α -титановых сплавов, как правило, отжиг первого рода, поскольку он не связан с фазовыми превращениями. Отжиг $\alpha+\beta$ -титановых сплавов во всех случаях сопровождается изменением соотношения содержания α - и β -фаз и его следует относить к отжигу второго рода, по классификации А. А. Бочвара. Отжиг с полной фазовой перекристаллизацией для титановых сплавов как с α -, так особенно с $\alpha+\beta$ -структурой, как правило, нежелателен, поскольку он сопровождается необратимым изменением структуры (ростом зерна) и существенным снижением характеристик прочности и пластичности, в связи с этим высокотемпературный нагрев проводить при температуре ниже температуры полиморфного перехода на 20-30 °С [2].

Для титановых сплавов применяется полный и неполный отжиг. Отличие неполного отжига от полного заключается в том, что первый производится при более низких температурах и предназначен главным образом для снятия внутренних напряжений на полуфабрикатах и изделиях [2].

Титановые сплавы с α -структурой и сплавы с небольшим количеством β -фазы (ОТ4, ВТ6) практически не чувствительны к скорости охлаждения после отжига. Двухфазные $\alpha+\beta$ -сплавы (ВТ16, ВТ3-1, ВТ22 и др.) наоборот

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

весьма чувствительны к скорости охлаждения, и поэтому скорость их охлаждения с температуры отжига регламентируется. С этой целью применяют отжиг с последующим охлаждением с печью с регламентируемой скоростью до определенной температуры, а затем на воздухе или ступенчатый отжиг, который может быть двойным или изотермическим [2].

Двойной отжиг состоит из нагрева до температур выше температуры рекристаллизации, выдержки, охлаждения на воздухе и последующего нагрева при определенной температуре, выдержки и охлаждения на воздухе.

Изотермический отжиг включает нагрев до температур выше температуры рекристаллизации, выдержки, затем переноса в печь с определенной температурой, выдержки и охлаждения на воздухе [2].

Во всех случаях когда применяется отжиг с последующим охлаждением сплава в печи (двойной или изотермический), температура, с которой производится охлаждение на воздухе, должна быть такой низкой, чтобы обеспечить достаточную стабильность α - и β -составляющих не только при охлаждении сплава на воздухе, но и при его последующей эксплуатации в интервале рабочих температур. Поэтому режимы отжига для титановых сплавов выбирают, как правило, не только с точки зрения получения оптимального соотношения характеристик прочности и пластичности, но и с точки зрения их термической стабильности, т. е. неизменности физико-механических свойств в процессе эксплуатации [2].

Поэтому для титановых сплавов в зависимости от их состава, а иногда и от назначения полуфабриката или изделия выбирают тот или иной вид отжига. Однако во всех случаях для титановых сплавов применимы общие принципы термической обработки. Следует различать отжиг первого рода, не связанный с фазовыми превращениями (например, рекристаллизационный отжиг) и отжиг второго рода, основанный на изменении фазового состава сплава в соответствии с равновесными диаграммами состояния [2].

1.4.2 Отжиг I рода

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

Вопросам рекристаллизации титана и его сплавов посвящено значительное количество работ. Особенно детально исследована рекристаллизация титана различной степени чистоты. Пространственная диаграмма рекристаллизации йодидного титана, типичного представителя сплавов с α -структурой. Предварительно отожженные образцы из йодидного титана подвергали холодной деформации от 0 до 90%, а затем отжигали в вакууме в течение 1 ч при температурах от 500 до 1300° С (рисунок 1.9). С отжигом первого рода связана часть диаграммы до температуры полиморфного превращения, т. е. до 900° С. Из диаграммы видно, что при малых степенях деформации (порядка 2,5-5%) зерно усиленно растет, что, очевидно, соответствует критической степени деформации. Для β -области характерна значительно большая средняя величина зерна по сравнению с α -областью. Из диаграммы также следует, что по мере увеличения степени деформации начало рекристаллизации сдвигается в сторону меньших температур. Авторы указывают, что оптимальный интервал температур отжига йодидного титана (титан высокой чистоты) лежит в пределах от 650 до 800° С [2].

Процесс рекристаллизации нагартованного титана состоит в зарождении новых зерен (вероятно, в точках пересечения двух полос двойникования) и последующем их росте [2].

В работе авторов была построена пространственная диаграмма рекристаллизации сплава марки ВТ2 (2-3% Cr и 1-2% Al). Хотя этот сплав в настоящее время не применяется в промышленности, его можно рассматривать как представителя титановых сплавов со структурой $\alpha+\beta$. Поскольку у сплава марки ВТ2 с изменением температуры отжига меняется соотношение α - и β -фаз, то в данном случае мы имеем дело с отжигом второго рода [2].

Авторы исследовали влияние температурыковки и последующего нагрева до температурыковки на величину зерна после различной деформации (рисунок 1.10) [2].

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

Микроисследования сплава показали, что отжиг при 600-800° С практически не изменяет структуры сплава. После нагрева до 1000-1300° С резко растет зерно, а при последующем быстром охлаждении крупные зерна β -фазы переходят в зерна метастабильной α' -фазы [2].

В назначении режимов отжига промышленных титановых сплавов значительную роль играет не только процесс рекристаллизации, но и такие факторы как окисление при нагреве на воздухе, а также чувствительность титановых сплавов особенно с $\alpha+\beta$ -структурой к перегреву, т. е. к изменению структуры при нагреве сплава выше температуры превращения $\alpha+\beta \rightarrow \beta$. Для всех титановых сплавов нагрев при температурах выше полного полиморфного превращения нежелателен в связи с резким ростом микрзерна, изменением строения внутризеренной структуры и ухудшением механических свойств [2].

При этом структуру и механические свойства, как правило, не удается улучшить последующей термической обработкой [2].

1.4.3 Отжиг II рода

Отжигу II рода могут подвергаться все псевдо- α -, ($\alpha+\beta$)- и сплавы переходного класса. Одним словом, те сплавы, у которых при нагреве и охлаждении меняется соотношение α - и β -фаз, т.е. происходит фазовая перекристаллизация. Цель отжига, также, повышение пластичности, выравнивание состава, структуры и свойств по сечению изделия [1].

Температура отжига зависит не только от сплава, но и от вида полуфабриката, т.е. структуры и фазового состава, который сплав имеет после деформации перед отжигом [1].

Отжиг двухфазных сплавов несет в себе элементы отжига I рода, основанного на рекристаллизационных процессах и отжига II рода, основанного на фазовой перекристаллизации [1].

С одной стороны, температура отжига должна быть достаточно высокой, чтобы снять нагартовку, но с другой стороны достаточно низкой,

										Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата						

чтобы обеспечить термическую стабильность β -фазы к распаду при эксплуатации в условиях повышенных температур [1].

Температура такого простого отжига для $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавов, в результате которого происходит снятие нагартовки, обычно составляет 750-800 °С [1].

Для $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавов помимо простого отжига применяют изотермический отжиг. Этот отжиг состоит из нагрева сплава при сравнительно высоких температурах, достаточных для прохождения рекристаллизационных процессов, медленного охлаждения до температур, обеспечивающих высокую стабильность β -фазы (эти температуры обычно ниже температуры рекристаллизации) и окончательного охлаждения на воздухе до комнатной температуры [1].

Такой отжиг обеспечивает сплавам более высокую термическую стабильность и длительную прочность, чем простой отжиг. Выдержку при отжиге выбирают в зависимости от толщины изделия [1].

Для снятия внутренних напряжений применяют неполный отжиг при температурах ниже температуры начала рекристаллизации длительностью 0,5-2 часа с последующим охлаждением на воздухе [1].

Заметное изменение в микроструктуре можно увидеть лишь при изотермическом отжиге. После деформации в $(\alpha+\beta)$ -области двухфазного сплава в структуре наблюдаются вытянутые зерна β -фазы, внутри которых присутствует первичная α -фаза, представляющая собой ориентированные вдоль направления деформации пластины, иногда частично раздробленные, а между этими пластинами – мелкопластинчатая смесь превращенной β - и вторичной α -фаз [1].

При высокотемпературном изотермическом отжиге сначала происходит растворение вторичной α -фазы, затем рекристаллизация, сфероидизация и коагуляция первичной α -фазы, в результате чего она из пластинчатой превращается в глобулярную [1].

						ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата			

При достаточно медленном (чаще с печью) охлаждении до II степени вновь выделяющаяся вторичная α -фаза может оседать на первичной, укрупняя ее, или снова выделиться в виде пластинок в β -фазе, но несколько крупнее, чем до отжига. β -фаза при этом становится более легированной β -стабилизаторами, т.е. устойчивей к распаду при последующем охлаждении на воздухе. Режимы основных видов отжига для некоторых двухфазных сплавов приведены в таблице 1.2 [1].

1.4.4 Закалка и старение

Упрочняющая термообработка (закалка + старение) применима только к $(\alpha+\beta)$ - и псевдо- β -сплавам. В классическом понимании закалку из однофазной β -области для двухфазных титановых сплавов применяют редко из-за интенсивного роста β -зерна [1].

Чаще всего закалку двухфазных сплавов производят из $(\alpha+\beta)$ -области с температур близких к $T_{\text{мп}}$ ($T_{\text{мп}} - 20\div 50$ °С). В этом случае после закалки в структуре присутствует небольшое количество первичной α -фазы и, в зависимости от температуры закалки, метастабильные фазы: α' , α'' , ω или $\beta_{\text{неравн}}$. (рисунок 1.11) [1].

При старении закаленных сплавов происходит распад образовавшихся при закалке метастабильных фаз и упрочнение сплава. Степень упрочнения будет зависеть от характера продуктов распада, в основном от их дисперсности, что, в свою очередь, определяется температурой и продолжительностью старения [1].

В чистом виде упрочняющую обработку с закалкой в воду применяют не часто. Это связано с некоторыми технологическими неудобствами – иногда для закалки нужны большие емкости с водой. Кроме того, большинство титановых двухфазных сплавов имеют невысокую прокаливаемость. Поэтому на массивных изделиях после закалки в воду образуется лишь «корочка» из метастабильных фаз, которая после

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

охлаждения еще может и потресать из-за напряжений, обусловленных дилатометрическим эффектом [1].

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

1.4.5 Режимы термической обработки титановых сплавов

Таблица 1.2 - Режимы термической обработки изделий из титановых сплавов [1]

Сплав	Отжиг при температуре, °С					Закалка Т, °С	Старение	
	неполный	полный	изотермический				Т, °С	т, ч
			t ₁ , °С	t ₂ , °С	Время			
BT6C	600-650	750-800	800	750 или 500	0,5	880-930	450-500	2-4
BT6	600-650	750-800	—	—	—	900-950	450-550	2-4
BT8	530-620	—	920-950	590	1	920-940	500-600	1-6
BT9	530-620	—	950-980	530	6	920-940	500-600	1-6
BT14	550-650	740-760	790-810	640—660	0,5	870-910	480-560	8-16
BT16	—	—	770-790	500*	—	820-840	570-590	8-10
BT3-1	—	850	870-920	600-650	2	860-920	500-620	1-6
BT22	550-650	—	650-750	350**	—	690-750	480-540	8-16
BT15	—	790-810	—	—	—	780-900	480-500 550-570	15-25 0,25

* Охлаждение с t₁ до t₂ проводится со скоростью 2 - 4 град/мин, далее охлаждение на воздухе

** Охлаждение с t₁ до t₂ проводится с печью, далее охлаждение на воздухе.

1.5 Зависимость свойств отожженных титановых сплавов от их химического состава

Титан наиболее сильно упрочняют такие элементы, как железо, марганец и кремний, менее интенсивно – олово, ванадий, алюминий и сравнительно слабо – цирконий, ниобий, тантал (рисунок 1.12). Интенсивность упрочнения, определяемая тангенсом угла наклона зависимости прочностных характеристик от состава к оси абсцисс, уменьшается с увеличением содержания всех легирующих элементов, кроме алюминия. Алюминий в области концентраций 0...4% (по массе) упрочняет титан слабее, чем в интервале 4,7% (по массе). Многие легирующие элементы, кроме железа и марганца, не приводят к резкому падению характеристик пластичности (рисунок 1.12) [5].

В таблице 1.3 приведено повышение временного сопротивления разрыву K_n и предела текучести K_T при введении в двойные α -титановые сплавы 1% (ат.) легирующего элемента. По интенсивности повышения предела текучести (при введении 1% (ат.)) легирующие элементы располагаются в ряд Nb, Ta, Zr, Al, V, Sn, Cu, Si, Mn, Co, Fe, Mo, Cr. Упрочнение титановых сплавов в области α -твердых растворов (растворное упрочнение) определяется совместным действием несоответствия размеров атомов и модулей сдвига легирующих элементов и титана в соответствии с параметрами Флейшера-Хиббарда и Лабуша. О важной роли несоответствия модулей упругости при растворном упрочнении α -сплавов титана свидетельствует хотя бы тот факт, что молибден, размеры атомов которого близки к размерам атомов титана, сильно упрочняет титан. В этом случае упрочнение почти полностью обусловлено большим несоответствием модулей сдвига титана и молибдена (41 и 122 ГПа соответственно) [5].

Таблица 1.3 - Повышение прочностных характеристик титановых сплавов при легировании [5]

Легирующий элемент	Опытные двойные α -сплавы			Промышленные псевдо- α - и ($\alpha + \beta$)-сплавы, K_n , МПа / % (по массе)
	K_T , МПа / % (ат.)	K_n , МПа / % (ат.)	K_n , МПа / % (по массе)	
Al (1-4%)	33	23	56	50-60
Al (4-7%)	52	48	85	60
Si	153	250	428	200
V	57	48	48	20-35
Cr	283	269	260	60-65
Mn	183	170	148	75-100
Fe	208	130	111	75-100
Co	195	206	270	70
Cu	90	33	25	20
Zr	46	25	13	20
Nb	20	12,5	6,4	15
Mo	280	320	160	50-60
Ta	45	50	13	—
Sn	70	5	2	25-30

1.6 Факторы влияющие на стабильность α - и β -титана

Несмотря на некоторые неясности в электронной структуре титана, влияние легирующих элементов на $\alpha \rightarrow \beta$ -превращение можно до некоторой степени рационально объяснить с точки зрения периодической системы. Факты, на которых основываются эти объяснения, следующие [7].

Переходные металлы справа от титана в периодической системе, т. е. металлы VA, VIA, VIIA и VIII групп, стабилизируют β -фазу и характеризуются гораздо большей растворимостью в β -фазе, чем в α -фазе. Растворимость в α -фазе весьма ограничена – обычно менее 0,5% (атомн.), но наблюдается тенденция к ее увеличению при понижении номера группы легирующего элемента. Растворимость в β -фазе также зависит от номера группы и изменяется от полной взаимной растворимости для элементов VA группы до 10-20% (атомн.) для элементов VIII группы [7].

При рассмотрении эффективности влияния легирующих добавок на подавление мартенситного превращения получается аналогичная картина, причем элементы с самым большим номером группы

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

являются наиболее эффективными β -стабилизаторами [7].

Среди непереходных металлов элементы IA группы – медь, серебро и золото – как легирующие элементы ведут себя аналогично переходным, за исключением того, что они имеют более широкую область растворимости в α -фазе и менее эффективны в подавлении мартенситной реакции [7].

Влияние элементов IB, IIA, IIB групп мало изучено вследствие их высокой летучести, затрудняющей приготовление образцов обычными методами легирования [7].

По характеру взаимодействия с титаном элементы III группы значительно отличаются от переходных металлов IV-VIII групп, а также от меди, серебра и золота [7].

Все металлы IIIB группы прекрасно растворяются в α -фазе и образуют соединения, которые по существу являются упорядоченными формами гексагональной α -структуры. Свободные энергии упорядоченного и неупорядоченного α -твердого раствора, по-видимому, очень близки, так как экспериментально было очень трудно определить точный вид диаграммы состояния для систем титана с этими элементами в области предельной растворимости в α -фазе. Хотя их поведение по отношению к α -твердому раствору одинаково, элементы IIIB группы не всегда являются α -стабилизаторами, однако наиболее практически важный из этой группы металлов – алюминий – стабилизирует α -фазу [7].

Действие элементов V – подгрупп, относящихся к группам с более высоким номером, на поведение титановых сплавов является довольно неожиданным. Несмотря на различие в валентностях, элементы IVB группы ведут себя так же, как элементы IIIB группы (растворимы в α -фазе и имеют тенденцию образовывать упорядоченные растворы с плотноупакованной гексагональной α -решеткой) и VB группы, которые хотя и меньше растворимы, но также образуют подобные области упорядоченных фаз с гексагональной α -решеткой.

						ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата			

Подобно элементам IIIB группы, группа IVB оказывает неопределенное влияние на температуру $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения. Германий повышает ее незначительно, свинец понижает, а олово сначала понижает, а затем повышает [7].

Металлы IVA группы переходных металлов – цирконий и гафний – являются аналогами титана, и, следовательно, их сплавы с титаном по своему поведению ближе к нелегированному титану, чем к сплавам титана с другими легирующими элементами [7].

Наиболее интересной группой металлов (что было обнаружено при систематизации поведения легирующих добавок в титане), как и следовало ожидать, являются скандий, иттрий и лантан – переходные металлы, непосредственно предшествующие группе титана в периодической системе. Как легирующие элементы в титане, они были исследованы одними из последних ввиду их дефицитности. В ряде работ было показано, что по своему поведению они подобны металлам IVA группы, характеризующимся широкой растворимостью, за исключением того случая, когда размерный фактор слишком велик и образуются твердые растворы с ограниченной растворимостью, которые сосуществуют с двухфазной областью, занимая на диаграмме состояния значительную область концентраций. Скандий с размерным фактором до 15% может быть включен в число элементов, обладающих широкой растворимостью. Действительно сообщается, что он образует непрерывный ряд твердых растворов в β -титане при высоких температурах. Это является первым признаком объемно-центрированной кубической структуры скандия. Как иттрий, так и лантан имеют ограниченную растворимость в α - и β -титане, что является следствием их больших размерных факторов (23,1 и 27,2 соответственно), и во всех отношениях подобны элементу IVA группы – торию (размерный фактор 22,4) [7].

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

Влияние элементов IIIA группы на относительную стабильность α - и β -фаз в титане незначительно. Иттрий несколько понижает температуру превращения, а скандий и лантан, как сообщается, повышают ее. Интерметаллидные соединения не образуются ни в одной из двойных систем титана с элементами IIIA группы, и, следовательно, можно заключить, что эти элементы в значительной степени подобны элементам IVA группы, которые существенно не изменяют характеристики титана [7].

Подводя итог приведенному анализу о влиянии легирующих элементов на α - и β -титан, можно сказать, что, за исключением металлов IIIA и IVA групп, все элементы ведут себя или как переходные металлы (растворимость в β -фазе, стабилизация β -фазы и фактическое отсутствие растворимости в α -фазе), поведению которых следуют до некоторой степени медь, серебро и золото, или как непереходные металлы (растворимость в α -фазе, упорядочение гексагональной фазы и стабилизация α - или β -фаз), поведению которых следует большинство остальных металлических элементов периодической системы, за исключением бериллия, кремния, редкоземельных элементов, а также элементов четвертого и пятого больших периодов [7].

1.7 Оборудование для плавки слитков титановых сплавов

1.7.1 Вакуумно-дуговые печи промышленного типа

Конструкция современных вакуумных печей отличается простотой. Обычно печь состоит из кристаллизатора (медной водоохлаждаемой изложницы) с поддоном, герметично соединяемых с вакуумной камерой. Через скользящее вакуумное уплотнение в крышке камеры внутрь печи введен водоохлаждаемый электрододержатель, к нижнему концу, которого присоединен расходимый электрод, а к верхнему – гибкий кабель от отрицательного полюса источника питания печи постоянным током [8].

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

Электрододержатель получает возвратно-поступательное движение вверх-вниз от привода. Системы приводов довольно разнообразны и в большинстве случаев автоматизированы. Плавку можно вести как в вакууме, так и в атмосфере нейтрального газа (обычно аргона) [8].

Современные печи первого и второго перепадов по конструкции практически не различаются. И тот и другой перепад могут осуществляться на одной и той же печи, так как печи укомплектованы набором кристаллизаторов различного диаметра. Ввиду взрывоопасности вакуумно-дуговых печей для плавки титана их устанавливают, как правило, в защитных железобетонных или броневых кожухах и снабжают дистанционным управлением [8].

Взамен этих малопроизводительных печей с малым отношением длины слитка к диаметру были разработаны печи со съемно-откатным кристаллизатором серии ДТВ (ДТВ-6.5-Г6, ДТВ-8,7-Г10, ДТВ-14-Г26) для производства слитков длиной до 5 м, массой (соответственно) 6, 10 и 26 т. Схема 10-т печи дана на рисунке 1.13 [8].

Подъем и опускание кристаллизатора 4 печей ДТВ производятся с помощью гидравлического механизма, расположенного в приемке, а выкатка кристаллизатора с поддоном 6 из защитной камеры в зону действия крана телескопическим гидроприводом. Рабочий проем в перекрытии приемка на время плавки перерывают дверцей-люком с помощью гидропривода [8].

Электрододержатель 2 перемещается с помощью привода с дифференциальным редуктором посредством пары «ходовой винт – гайка». Для управления подачей электрода и источником питания в процессе плавки эти печи оснащены автоматическими регуляторами АДВ, позволяющими проводить оплавление электрода и режим выведения усадочной раковины по заранее заданной программе [8].

Печи серии ДТВ питаются от полупроводниковых выпрямительных агрегатов на 25000, 37500 и 50000 А. Подвод тока к печам осуществлен коаксиально. Отрицательный шинопровод гирляндой гибких

										Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата						

водоохлаждаемых кабелей присоединен к электрододержателю, а положительный – к вакуумной камере 3, которая находится в электрическом контакте с верхним фланцем кристаллизатора [8].

Такой токоподвод позволяет избежать искажения магнитных полей в зоне дугового разряда, что способствует стабилизации горения дуги и предотвращению переброса ее на стенку кристаллизатора [8].

Участок вакуумно-дуговых печей Корпорации ВСМПО-АВИСМА представлен на рисунке 1.14 [9].

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

1.7.2 Гарниссажные печи для плавки титана

Гарниссажные установки для плавки титана и других химически активных металлов за рубежом чаще называют гарниссажными литейными или просто литейными печами для плавки реакционных металлов. Этим подчеркивается их отличие от только что рассмотренных печей, заключающееся в том, что их используют только для получения фасонного литья, тогда как вторые предназначены для заготовительного литья, производства слитков. Однако гарниссажные печи можно использовать и для производства слитков. Главный отличительный признак этих печей в том, что плавление осуществляется не в кристаллизаторе, а в металлическом или графитовом охлаждаемом тигле со своеобразной футеровкой – гарниссажем, замороженным на стенках и днище тигля слоем переплавляемого металла [8].

В ряде печей тигель представляет собой по существу глухой кристаллизатор небольшой высоты с наглухо приваренным поддоном – днищем. Иногда такой тигель имеет (кроме гарниссажа) дополнительную защитную футеровку – набивную из графитового порошка со связкой, наборную из графитовых блоков – досок или выточенную из графитового блока гильзу–стакан. Такая графитовая футеровка используется для предотвращения прожогов металлического тигля в случае аварийного сплавления дугой гарниссажа [8].

Крайними вариантами такого тигля являются тигель без графитовой футеровки и почти чисто графитовый (набивной или точеный) тигель-стакан, вставленный в водоохлаждаемую обойму без днища, через которую осуществляется охлаждение графитового тигля по боковой стенке и подсоединение его к одному из полюсов источника питания [8].

На гарниссажных печах можно применять те же источники тепла и электроды, которые применяются и на печах для производства слитков, расходоуемые и нерасходоуемые электроды всех типов при вакуумно-дуговом разряде, плазмотроны и электронно-лучевые пушки. Таким образом,

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

рассматриваемые печи в отличие от кристаллизаторных (слитковых) печей следует, на наш взгляд, называть тигельными гарниссажными [8].

Достоинствами этого типа печей являются возможности слива металла «из-под дуги» и многократных последовательных заливок, отсутствие внутри вакуумного объема токопроводов и подвода охлаждающей воды к тиглю. При варианте печи БДТВКГ-0.6 ПЦ с одной заливочной камерой можно отказаться от механизма перемещения лотка. Все это делает печь универсальной по назначению, с широкими технологическими возможностями, удобной в эксплуатации [8].

Недостаток печей такого типа по сравнению с другими – дополнительная потеря части металла с настылями на желобе и в результате подстуживания в момент разливки. Поэтому проектировать такие печи малой емкости для фасонного литья не рекомендуется [8].

Но при большой емкости печей, предназначенных для крупных фасонных отливок и, особенно для заготовительного слиткового литья, температура заливаемого металла не имеет решающего значения, а потери его в настыль на желобе становятся относительно незначительными. Это позволяет считать печи с разливкой по желобу перспективными для новой области – литья слитков сложных форм и сложных высоколегированных сплавов титана гарниссажным способом взамен традиционного в кристаллизаторных печах [8].

Участок гарниссажных печей Корпорации ВСМПО-АВИСМА представлен на рисунке 1.15 [9].

1.8 Ликвационные дефекты слитка ВДП

Широкое промышленное применение имеют такие сплавы как Ti-6Al-4V, Ti-10V-2Fe-3Al, Вt3-1, Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo, Ti-17, к сожалению, при изготовлении методом вакуумного дугового переплава (ВДП), эти сплавы склонны к образованию различного рода ликвационных дефектов. Эти дефекты зачастую наследуются продукцией ответственного назначения,

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

что является крайне нежелательным. Кроме того, необходимо заметить, что дефекты ликвационного происхождения не обнаруживаются традиционными методами неразрушающего контроля, такими как УЗК, поэтому для их выявления необходим большой объем контроля продукции на промежуточных стадиях билета, прутка, заготовки. Часто требования спецификаций и технических условий приводят к отбраковке продукции из-за наличия подобных дефектов [10].

В слитках ВДП из дефектов этой подгруппы в период освоения нередко обнаруживали так называемую внеосевую неоднородность («усы», «внецентренная ликвация», «стволовая ликвация», – «freckles»). Этот дефект обычных слитков был предметом многих исследований, но слитки ВДП, вероятно, предоставили дополнительный материал, позволяющий пролить свет на механизм формирования этого вида неоднородности. Другие ликвационные дефекты слитка ВДП более специфичны – их образование связано с особенностями именно этого процесса [11].

1.8.1 Зональная ликвация (макроликвация)

Зональной ликвацией (или макроликвацией) называется отличие по химическому составу в полностью затвердевшем слитке от номинального состава в пределах всего слитка: литника от донника (аксиальная ликвация); осевой зоны от периферии (радиальная ликвация). Пространственные вариации химического состава при макроликвации лежат в пределах от нескольких миллиметров до нескольких десятков сантиметров [12].

Макроликвация проявляется с наибольшей силой, когда граница раздела жидкого и твердого вещества плоская [12].

Зональная ликвация является неизбежным спутником практически всех металлургических процессов получения слитков и всегда связана с относительным движением сосуществующих жидкой и твердой фаз в условиях разделительной диффузии. Существует несколько причин для такого движения:

						ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата			

1. Гравитационное – из-за зависимости плотности сплава от температуры и химического состава.

2. Электромагнитное – за счет взаимодействия проходящего тока с магнитным полем при ВДП, ЭШП, ЭЛП или за счет воздействия внешнего индуктора при ВШП.

3. За счет восполнения усадки металла при затвердевании, т.е. за счет разности плотностей твердой и жидкой фазы.

4. Вибрационное – ультразвуковое воздействие или простое покачивание изложницы.

5. За счет капиллярных сил на границе жидкость-газ.

6. Остаточные течения за счет падения капель с расходуемого электрода.

7. За счет движения равноосных зерен или каких-либо внешних частиц (например, кусков короны) [12].

В отсутствие заметного движения жидкой фазы ликвация возникает в междендритном пространстве за счет лишь разделительной диффузии при ограниченной диффузии в твердой фазе, т. е, когда не имеется полное равновесие между фазами при кристаллизации. Такая ликвация называется дендритной. Необходимо отметить еще один тип макроликвации, связанный с испарением легирующих компонентов при переплаве [12].

В титановых сплавах при ВДП обычно наблюдается прямая (нормальная) зональная ликвация, т. е. разделение элементов при всех видах воздействия «повторяет» поведение согласно соответствующим бинарным фазовым диаграммам [12].

Как известно, зональная ликвация уменьшается с ростом скорости кристаллизации с приближением эффективного коэффициента распределения к единице $K_{эфф} \rightarrow 1$, т.е. со смещением солидуса к ликвидусу. Последнее связано не только с увеличением растворимости легирующего элемента в твердой фазе, но и с систематическим сужением двухфазной зоны при $K_{эфф} \rightarrow 1$,

Эффективный коэффициент распределения определяется следующим образом:

$$K_{\text{эфф}} = \frac{k_p}{k_p + (1 - k_p) \exp\left(-\frac{V\delta}{D_{\text{эфф}}}\right)}, \quad (1)$$

где k_p – равновесный коэффициент распределения легирующего элемента, V – линейная скорость продвижения фронта кристаллизации, δ – толщина диффузионного слоя и $D_{\text{эфф}}$ – эффективный коэффициент диффузии легирующего элемента [12].

Развитию зональной ликвации будет способствовать уменьшение размеров двухфазной зоны и увеличение перемешивания металла в объеме лунки. Эти условия также легче достигаются при пониженной силе тока, отключении соленоида или применении знакопеременного соленоида при режимах, не вызывающих направленного движения расплава. Очевидно, в этом случае необходимо позаботиться и об устранении внешних источников магнитных полей, вызывающей движение жидкого металла. Кроме того, частота переключений соленоида должна быть больше собственной резонансной частоты колебаний ванны. В противном случае будут возникать волны на поверхности и ухудшается поверхность слитка [12].

В качестве примера на рисунке 1.16 показаны распределения железа и $T_{\text{пл}}$ по продольному сечению слитка сплава Ti-10V-2Fe-3Al диаметром 770 мм. Крестиками и звездочками показаны расчетные изотермы ликвидуса, и солидуса, соответствующие последней ванне перед отключением тока. Максимальная разница по расчетной $T_{\text{пл}}$ составляет 38°C, по ванадию $\Delta V = 0,6\%$, то железу $\Delta Fe = 0,6\%$ и по алюминию $\Delta Al = 0,3\%$, Как и следовало ожидать, железом обогащена осевая зона слитка [12].

1.8.2 Древовидная ликвация (древовидность)

Древовидная ликвация (древовидность) встречается чаще всего в донной части слитка ВДП и в поперечном сечении представляет собою ободок, напоминающий годовое кольцо дерева. Такой тип древовидности, характерный для сплава Ti-6246, показан на рисунок 1.17. Для сильно ликвирующих сплавов типа Ti-17 и BT3-1 древовидность имеет более регулярный характер, где кольца распространяются практически на все сечение с затуханием интенсивности “голубого” травления от периферии к центру прутка и некоторым уширением ликвационных полос [12].

По нашему мнению древовидность в титановых сплавах (имеется в виду тип древовидности, показанный на рисунке 1.17) связана с замедлением (или даже полной остановкой) фронта кристаллизации в периферийной зоне донной части слитка. Подобные замедления измеряются минутами, а при повышенной силе тока и десятками минут [12].

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

При увеличении диаметра слитка степень древовидной ликвации снижается за счет того, что ванна становится более полой. Однако увеличение диаметра приводит к большей макроликвации и появлению β -флеков [12].

1.8.3 Светлые/ тёмные пятна

При контроле макроструктуры после голубого травления обнаруживаются дефекты в виде светлых и/или темных пятен диаметром до 1,5 мм. Скопления пятен достигают размеров ~ 5-7 мм в зависимости от диаметра прутка. Скопление светлых пятен показано на рисунке 1.18а, а синее пятно – на рисунке 1.18б. Как показали микрорентгеноспектральные исследования химического состава основного металла и пятен, светлые пятна обеднены алюминием на 0,1-0,3%, а темные пятна обогащены алюминием до 1% и обеднены до 0,5% по ванадию. Различий по железу обнаружено не было. По микротвердости различий также не было найдено, т. е. дефекты данного типа не являются газонасыщенными. Распределение алюминия и ванадия в зоне темного пятна представлено на рисунок приложения А.1 [10,12].

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

При изучении микроструктуры прутков заметного различия в зоне основного металла и в зоне пятен обнаружено не было. Однако на микрошлифах лопаток, отштампованных их прутков с пятнами, была обнаружена значительная разница как по размеру α -зерна, так и то количеству первичной α -фазы. Кроме того, при изучении микроструктуры темплетов после голубого травления были обнаружены два различных типа α -глобулей: серые (обыкновенные) и окрашенные (голубого цвета) [10,12].

Эти два типа α -глобулей имеют весьма различный химический состав и количеством голубых α -глобулей определяется тип пятна – светлый или темный. Серые глобулы содержат 6,9% алюминия, а голубые – 7,3% [10,12].

1.8.4 β -флеки

β -флеками называются локальные участки, обогащенные β -стабилизаторами такими как Fe, V, Cr, Cu, C. Спецификации на сплавы Ti-10V-2Fe-3Al, Ti-17, ВТЗ-1, Ti-6Al-4V требуют либо полного отсутствия этих дефектов либо оговаривают их максимальные размеры. Обычно контроль на β -флеки проводится закалкой при температурах на 20-50°C ниже $T_{п.п.}$, поэтому правильное определение $T_{п.п.}$ является критичным. Например, если для слитка, распределение $T_{п.п.}$ для которого показано на рисунке 1.16, определение $T_{п.п.}$ провести от периферийных зон (для донника и литника), то при закалке даже от температуры $T_{п.п.}-50^\circ\text{C}$ в осевой зоне на высоте 800-1000 мм мы получим перегрев выше $T_{п.п.}$, т.е. β -флекс [12].

Механизмов образования β -флеков несколько:

1. Макроликвация, пример которой описан выше.
2. Локализация жидкой фазы между равноосными дендритами (при выведении усадочной раковины) или между столбчатыми и равноосными кристаллами при СЕТ (cellular to equiaxed transition), т.е. так называемый «кристаллический дождь». Пример показан на рисунок приложения А.2.
3. Появление жидких «карманов», связанное с конвекцией Релея-Бенара в двухфазной зоне.

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

Заметим, что при ковке, штамповке или прокатке могут появляться «ложные» β -флеки, которые появляются при местном разогреве металла выше $T_{п.п.}$, т.е. не связанные с ликвацией [12].

Таким образом, разные по внешним признакам ликвационные дефекты слитков ВДП в основе своей представляют результат одного и того же явления – избирательной кристаллизации, которая, в свою очередь, связана с разной растворимостью элементов в жидкой и твердой фазе. Появление светлого контура и внеосевой неоднородности удаётся предупредить выбором оптимального режима переплава, обеспечивающего проведение процесса при неглубокой, пологой жидкой ванне. Главное условие отсутствия в слитках ВДП пятнистой (радиальной) неоднородности – проведение переплава на печах с токоподводом, исключающим появление в зоне плавления магнитных полей, способных вызвать вращение жидкого металла [11].

1.9 Исследования, проводимые с титановыми сплавами

Методика определения теплофизических свойств титановых сплавов и параметров граничных условий для процесса вакуумного дугового переплава

В работе [13] рассматривается методика определения некоторых теплофизических свойств титановых сплавов и параметров граничных условий при вакуумном дуговом переплаве. Методика базируется на моделировании процесса затвердевания и сравнении результатов расчета с экспериментально измеренными профилями жидкой ванны в слитке. Таким образом, методику можно разделить на две составляющие: экспериментальную и расчетную.

Экспериментальная составляющая позволяет выявлять контуры жидкой ванны в затвердевших слитках в различные моменты времени без использования каких-либо маркеров (например, введения посторонних примесей (медь, никель)). В общем случае экспериментальная часть

										Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата						

включает: выплавку слитка, вырезку диаметального продольного темплета, его прокатку, термообработку, механическую обработку, травление и измерение координат профилей жидкой ванны, которые отождествляются с изотермами ликвидуса.

Расчетная составляющая основана на решении обратной задачи теплопроводности для затвердевающего слитка.

Для этого с помощью математической модели процесса вакуумного дугового переплава вычисляют расчетные координаты изотермы ликвидуса. Неизвестные параметры, заложенные в математическую модель процесса затвердевания, определяют минимизацией отклонений расчетных координат изотермы ликвидуса от измеренных экспериментально. Проведена апробация методики для трех титановых сплавов (Ti-10V-2Fe-3Al, Ti-5Cr и Ti-3Fe).

Для сплавов Ti-10V-2Fe-3Al и Ti-5Cr профили ванны видны непосредственно на литой структуре, а для сплава Ti-3Fe необходимо проводить дополнительную термомеханическую обработку.

С помощью методики определены теплофизические параметры жидкой фазы: удельная теплоемкость, теплопроводность, удельная теплота плавления и коэффициенты граничных условий для вакуумного дугового переплава: максимальный перегрев над температурой ликвидуса и параметр, определяющий относительный вклад излучения в общий теплоотвод от слитка.

Результаты численных расчетов профилей жидкой ванны в различные моменты времени хорошо согласуются с полученными в представленной работе экспериментальными данными для сплава Ti-10V-2Fe-3Al и для сплавов Ti-5Cr и Ti-3Fe, полученными авторами ранее.

Переход от столбчатого затвердевания к равноосному в сплаве Ti-10V-2Fe-3Al

В работе [14] рассмотрен переход от столбчатой структуры затвердевания к равноосной в сплаве Ti-10V-2Fe-3Al при вакуумном дуговом

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

переплаве. Для построения $G\dot{V}$ -кривой используется линейная модель многокомпонентного сплава вместе с модифицированными моделями Ханта (для определения зависимости градиента температуры G от переохлаждения ΔT) и Иванцова (для определения концентраций на вершине дендрита в зависимости от скорости продвижения изотермы ликвидуса V).

Неизвестные параметры модели определяются сравнением результатов модельных расчетов с экспериментальными данными, также полученными в настоящей работе.

Исследование структуры кристаллизации сплава Ti-10V-2Fe-3Al при ВДП

В работе [15] рассмотрена методика определения теплофизических параметров титановых сплавов, необходимых для математического моделирования затвердевания слитка при вакуумном дуговом переплаве (ВДП). Экспериментально и теоретически исследован переход от столбчатой структуры затвердевания к равноосной в сплаве Ti-10V-2Fe-3Al при ВДП. Установлен режим термообработки, позволяющий выявить дендритную структуру кристаллизации в нескольких зонах слитка.

										Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата						

Hard-alpha inclusion dissolution in titanium (Растворение твёрдых альфа включений в титане)

Возможность растворения твердых α включений в титановых сплавах была значительной проблемой для плавильщиков и производителей авиационных двигателей, после крушения авиалайнера в городе Sioux, штат Айова, несколько лет назад, которое было вызвано потерей защитной оболочки двигателя из-за усталостной трещины, образованной включением твердых α частиц. Эти включения состоят в основном из нитридов титана или других α -стабилизаторов, которые поступают в расплав вместе с сырьем или могут быть получены в процессе работы печи. Эти сплавы в настоящее время произведены с помощью VAR метода или комбинацией PAM или EB методов плавления с следующей за ним финальной VAR плавкой [16].

Карбиды и бориды в титановых сплавах, полученных быстрой закалкой из расплава

В работе авторов [17] скорости охлаждения гранул, реализуемые при распылении вращающегося электрода $N_{\text{охл}}=10^3-5 \cdot 10^4 \text{C/с}$, являются достаточными для расширения растворимости углерода до 0,3% вес., бора до 0,3% вес. и совместно углерода и бора до 0,25 и 0,2% вес. соответственно в (β -фазе титана (сплав типа VT22)).

Применение двухступенчатой термической обработки быстрозакаленных гранул сплава VT22, сочетающей низкотемпературную ступень (600°C, 10 ч) и нагрев на предполагаемую температуру компактирования (920°C, 3 ч), позволяет практически подавить зернограничное выделение карбидов и боридов титана, зафиксировать их выделение внутри β -зерна и, в конечном итоге, управлять размером, морфологией, равномерностью и местом преимущественного выделения карбидов и боридов в структуре.

Существенное измельчение и равномерное распределение выделений карбидов и боридов титана в структуре сплава VT22 обеспечивают

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

повышение прочности, жаропрочности и сопротивления ползучести полуфабрикатов, изготовленных деформацией гранульных компактов, по сравнению с одноименными свойствами прутков, полученных по традиционной технологии прокатки от слитка.

Моделирование формообразования наноструктурного титанового сплава ВТ6 при низкотемпературной формовке

Сверхпластическая формовка сплавов, в работе [18], на основе титана и никеля широко применяется в аэрокосмической промышленности. Основным преимуществом использования эффекта сверхпластичности является возможность формования материала до очень высоких деформаций при значительных растягивающих напряжениях в материале.

Представленная работа посвящена изучению возможности программного комплекса, основанного на методе конечных элементов, SFTC DEFORM прогнозировать разнотолщинность наноструктурного сплава ВТ6 при низкотемпературной сверхпластической формовке. Экспериментально разнотолщинность при свехпластической формовке наблюдается при локализации пластического течения и усугубляется локальным разупрочнением материала, которое обусловлено структурными изменениями

Влияние формы цикла на усталостные свойства и микростроение изломов титанового сплава ВТ3-1

В работе [19] исследовано влияние формы цикла нагружения на скорость роста усталостной трещины и характер изломов материала диска компрессора, разрушившегося в процессе эксплуатации. Установлено, что при трапецеидальной форме цикла нагружения скорость роста трещины выше, а строение излома в большей степени соответствует эксплуатационному излому, чем при синусоидальной форме цикла.

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

Исследование литейных характеристик жаропрочного интерметаллидного титанового сплава ВТИ-4

В работе [20] определены литейные характеристики интерметаллидного сплава ВТИ-4 применительно к вакуумно-дуговой гарниссажной печи с центробежной заливкой расплава в керамические или металлические формы.

Установлено, что Интерметаллидный сплав ВТИ-4 имеет низкие литейные характеристики по сравнению со сплавом ВТ5Л и интерметаллидным сплавом системы Ti-16Al (%(по массе)): на 40% больше объемную усадку, на 44% меньше жидкотекучесть и на 26-28% меньше заполняемость формы.

Полученные литейные характеристики сплава ВТИ-4 могут быть использованы для разработки опытной литейной технологии производства из него деталей.

Выявлены основные тенденции и перспективы в области разработки новых орто-сплавов и технологий их получения и обработки.

Effect of Beta Flecks on Low-Cycle Fatigue Properties of Ti-10V-2Fe-3Al
(Влияние бета-флеков на малоцикловые усталостные свойства сплава Ti-10V-2Fe-3Al)

В работе [21] авторы доказали влияние бета-флеков на малоцикловые усталостные свойства титанового сплава Ti-10V-2Fe-3Al и снижение количества циклов нагружения с <1000 без дефекта, до 30-50 с дефектом, при этом, чем больше занимает площадь дефекта, тем меньше количество циклов жизни материала.

Таким образом, приведенные данные свидетельствуют, что вопросы ликвации в двухфазных титановых сплавах представляют серьезную проблему с точки зрения и механических свойств в готовых изделиях и требуются дополнительные исследования с точки зрения ослабления

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

химической неоднородности уже на этапе изготовления слитков. В связи с тем в данной работе представлены результаты влияний условий кристаллизации за счет увеличения объема слитка на примере сплава ВТЗ-1 при использовании одной и той же технологии выплавки.

1.10 Описание сплава ВТЗ-1

Сплав ВТЗ-1 системы Ti-Al-Mo-Cr-Fe-Si относится к высокопрочным ($\alpha + \beta$) - сплавам мартенситного класса. Алюминий в сплаве ВТЗ-1 упрочняет α и β -фазы и уменьшает плотность сплава. Эвтектоидообразующие β -стабилизаторы хром, железо и кремний упрочняют α и β -фазы и повышают прочностные и жаропрочные свойства при умеренных температурах. Молибден не только увеличивает прочностные и жаропрочные свойства сплава, но и затрудняет эвтектоидный распад β -фазы, повышая термическую стабильность [11].

Сплав хорошо деформируется в горячем состоянии; из него получают катаные, прессованные и кованные прутки, катаные и прессованные профили, различные поковки и штамповки, полосы, плиты, раскатные кольца, в опытно-порядке - трубы. Сплав удовлетворительно сваривается всеми видами сварки, применяемыми для титана. После сварки необходимо проводить отжиг для восстановления пластичности сварного соединения [11].

Изделия из сплава ВТЗ-1 обычно применяют после изотермического отжига, который состоит из нагрева при температурах 870-920°C и изотермической выдержки при 630-680 °C в течение 2-5 ч с последующим охлаждением на воздухе. После такого отжига сплав приобретает стабильную ($\alpha + \beta$)-структуру, которая обеспечивает наиболее высокую термическую стабильность и максимальную пластичность. После одинарного отжига при температурах 800-850 °C сплав имеет большую прочность, чем после изотермического, но меньшие пластичность и

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

термическую стабильность. Прочностные свойства сплава можно несколько повысить закалкой при 840-900°C с последующим старением при 500-620°C в течение 1-4 ч. Однако упрочняющая термическая обработка применяется редко, так как приводит к снижению термической стабильности сплава [11].

Титановый деформируемый сплав ВТЗ-1 обладает хорошими антикоррозионными, жаростойкими и механическими свойствами. Основными легирующими элементами для этой марки титана являются алюминий и молибден. Из других легирующих элементов следует отметить хром, цирконий, железо, кремний, кислород. Сплав ВТЗ-1 относится к смешанному классу по структуре $\alpha + \beta$. Материал ограниченно сваривается, поддается термической обработке в виде отжига, закалки и старения. Сплав ВТЗ-1 используется для изготовления штампованных и кованных деталей, работающих при средних и высоких температурах, для изготовления деталей двигателей, работающих длительное время (до 6000 ч и более) при температурах до 400 °С; деталей типа арматуры, ушковых болтов; деталей системы управления. Он широко востребован в различных отраслях современного машиностроения [11].

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

ЦЕЛЬ И ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Анализ литературных данных, а также практические исследования [22] показывают, что существует ряд проблем, связанных с ликвационными дефектами в результате кристаллизации металла.

Целью настоящего исследования является сравнительный анализ результатов исследования микро- и макроструктуры биллетов из слитков сплава ВТЗ-1 диаметром 840 и 770 мм, выплавленных по серийной технологии.

Для достижения этой цели были сформулированы задачи:

- выплавить слитки по серийной технологии на 25 кА Ø 770 и Ø 840 мм;
- разрезать слитки и изготовить биллеты Ø 240 мм и 275 мм;
- отобрать пробы от биллетов, соответствующие 6 зонам по высоте слитка (центр, R\2, край);
- провести химический анализ и составить графики распределения элементов по зонам;
- определить металлографически $T_{п.п.}$ для каждой из зон;
- изучить методику и исследовать микроструктуру биллетов на наличие β -флеков, методом пробных закалок;
- исследовать макроструктуру на наличие древовидностей и β -флеков, путём голубого травления шлифов;
- сравнить результаты, полученные по слиткам Ø 770 и Ø 840 мм.

						Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата	ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	

2 ОБЪЕКТЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1 Объект исследования

В качестве исследуемых материалов выступали слитки сплава ВТЗ-1 ГДЗ:

1. Слиток, выплавленный двойным переплавом ГРЭ+ВДП в кристаллизаторе 770 мм на 25 кА, химический состав представлен в таблице В.1.

2. Слиток, выплавленный тройным переплавом ГРЭ+2ВДП в кристаллизаторе 840 мм на 25 кА, химический состав представлен в таблице В.2.

2.2 Методы исследования

Исследования включали в себя: отбор проб от биллетов, изготовленных из данных слитков, термическая обработка темплетов в лабораторной печи и их металлографические исследования, а также проведение механических испытаний.

2.3 Подготовка образцов

Из слитков были изготовлены 5 биллетов с \varnothing 240 мм и \varnothing 275 мм по всей длине слитка 1Н, 1В, 2В, 3В, 4В, 5В.

Из образцов, отобранных от биллетов, изготавливались темплеты для испытаний на растяжение для определения кратковременной прочности (σ_B), удлинение материала (δ), относительное сужение (ω), ударную вязкость (КСУ). Помимо этого, изготавливались образцы для оптической металлографии, растровоэлектронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа.

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

2.3.1 Металлографический метод

Шлифы для металлографических исследований подготавливались согласно DIN EN 3114-001 [23].

Температура полиморфного превращения определялась методом пробных закалок.

Сущность метода пробных закалок:

Отбираются 7 образцов от билета в виде пластинок 10x10 мм, производится закалка 6 образцов на температуру $T_{п.п.}(\text{расчётная})+5,10,15$ и $T_{п.п.}(\text{расчётная})-5,10,15$ градусов цельсия, выдерживается 1 ч. и закаляются в воду, 7 образец контрольный. Далее проводится визуальный анализ на наличие первичной α -фазы, $T_{п.п.}(\text{практическая})$ берется, как средняя между наличием небольшого количества α -фазы и ее практически полного отсутствия.

Сущность анализа на β -флеки:

Анализ β -флеков проводится путём пробных закалок на температуры ($T_{п.п.} -20, 30, 40$), выдержка 1 ч. и закалка в воду. Далее проводится визуальный анализ на наличие или отсутствие α - обедненных участков.

Определение содержания первичной α -фазы в обедненном участке и в основном металле возможно проводить по нескольким методикам:

1. Визуальным методом, согласно изображениям эталонов.
2. Методом точек согласно DIN EN 3683 [24]
3. Метод секущей согласно DIN EN3683 [24]

Исследование древовидностей проводится визуальным методом после цикла голубого травления согласно схеме Б.1 приложения Б.

2.3.2 Механические испытания

Механические испытания на статическое растяжение проводили при комнатной температуре на машине H50KS со скоростью 10 мм/мин, после выхода из текучести; использовали образцы с диаметром рабочей части 5 мм и расчетной длиной 25 мм. Испытывали по 3 образца, после чего полученные данные усреднялись.

						ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата			

Размеры образцов соответствовали ГОСТ 1497 [25].

Для определения ударной вязкости готовили образцы с U-образным разрезом и проводили испытания согласно ГОСТ 9454 [26]. Испытывались по 3 образца, после чего полученные данные усреднялись.

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата		

3 ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

3.1 Химический состав

Проведён контроль химического состава слитка плавки №9-48-01415 и №9-33-08751 в зонах «верх» и «низ». Результат приведён в таблицах В.1 и В.2 Приложения В. Также был проведён дополнительный контроль химического состава для оценки однородности распределения элементов по высоте слитка. Для этого были отобраны пробы от билетов, соответствующие 6 зонам по высоте слитка – 1Н, 1В, 2В, 3В, 4В, 5В (центр, R\2, край). Результаты химического анализа билетов плавки №9-48-01415 приведены в таблице 3.1, для плавки №9-33-08751 представлены в таблице 3.2 Графически распределение химических элементов по высоте слитков представлено в Приложении Г. Анализ химического состава показал высокую однородность распределения элементов в объеме слитка плавки №9-48-01415. В слитке плавки №9-33-08751 наблюдается неоднородность по алюминию.

3.2 Определение температуры полиморфного превращения

Температура полиморфного превращения определена металлографически, методом пробных закалок в билетах Ø 240 мм и Ø 275 мм. Результаты представлены в таблице 3.3.

Таблица 3.3 - Таблица температур полиморфных превращений

Образец	Место отбора образцов	T _{п.п.} , °C
биллет Ø 240 мм	1Н 1/2R	968
	1В 1/2R	968
	2В 1/2R	973
	3В 1/2R	973
	4В 1/2R	973
	5В 1/2R	968
биллет Ø 275 мм	1Н 1/2R	983
	2В 1/2R	978
	4В 1/2R	978

Таблица 3.1 - Химический состав биллетов из слитка 770 мм

Образец	Зона	Al	Mo	Fe	Si	Zr	Ni	Cu	Cr	C	O	N	V	Mn	Sn	W	Al
1Н	центр	6,32	2,61	0,48	0,3	0,0054	0,017	0,0045	1,5	0,008	0,09	<0,003	0,019	<0,001	<0,001	0,0014	6,32
	R/2	6,35	2,65	0,49	0,31	0,0056	0,017	0,0044	1,46	0,011	0,104	0,004	0,019	<0,001	<0,001	0,0014	6,35
	периферия	6,36	2,65	0,49	0,31	0,0051	0,017	0,0045	1,46	0,01	0,096	0,003	0,019	<0,001	0,0034	0,0014	6,36
1В	центр	6,36	2,68	0,48	0,3	0,0053	0,017	0,0045	1,44	0,009	0,094	<0,003	0,019	<0,001	<0,001	0,0013	6,36
	R/2	6,32	2,64	0,49	0,31	0,0051	0,017	0,0044	1,48	0,009	0,094	<0,003	0,019	<0,001	<0,001	0,0013	6,32
	периферия	6,32	2,65	0,47	0,3	0,0052	0,016	0,0044	1,46	0,011	0,10	0,003	0,02	<0,001	<0,001	0,0013	6,32
2В	центр	6,32	2,67	0,47	0,3	0,0051	0,017	0,0044	1,46	0,01	0,096	<0,003	0,018	<0,001	<0,001	0,0015	6,32
	R/2	6,33	2,68	0,49	0,31	0,0056	0,017	0,0046	1,46	0,008	0,092	<0,003	0,02	<0,001	<0,001	0,0014	6,33
	периферия	6,35	2,69	0,49	0,31	0,0051	0,017	0,0045	1,45	0,01	0,094	<0,003	0,019	<0,001	<0,001	0,0014	6,35
3В	центр	6,37	2,53	0,41	0,27	0,0057	0,017	0,0046	1,46	0,008	0,093	0,004	0,019	<0,001	<0,001	0,0015	6,37
	R/2	6,37	2,55	0,43	0,28	0,0056	0,018	0,0046	1,48	0,006	0,089	<0,003	0,02	<0,001	<0,001	0,0015	6,37
	периферия	6,4	2,54	0,43	0,28	0,0053	0,018	0,0046	1,44	0,009	0,094	<0,003	0,02	<0,001	<0,001	0,0015	6,4
4В	центр	6,34	2,48	0,49	0,32	0,0057	0,02	0,005	1,48	0,008	0,093	0,003	0,023	<0,001	<0,001	0,0016	6,34
	R/2	6,34	2,52	0,42	0,27	0,0057	0,018	0,0044	1,48	0,007	0,094	<0,003	0,019	<0,001	<0,001	0,0021	6,34
	периферия	6,34	2,56	0,4	0,26	0,0053	0,016	0,004	1,47	0,007	0,099	<0,003	0,018	<0,001	<0,001	0,0012	6,34

Таблица 3.2 - Химический состав биллетов из слитка 840 мм

Образец	Зона	Al	Mo	Fe	Si	Zr	Ni	Cu	Cr	C	O	N	V	Mn	Sn	W	Al
1Н	центр	6,27	2,52	0,45	0,28	0,014	0,013	0,0033	1,38	0,01	0,108	0,006	0,002	0,022	0,0014	0,0024	0,0051
	R/2	6,24	2,45	0,4	0,26	0,014	0,012	0,0028	1,39	0,012	0,106	0,005	0,0036	0,021	<0,001	0,002	0,0044
	периферия	6,24	2,37	0,37	0,24	0,014	0,01	0,0026	1,39	0,011	0,112	0,005	0,0072	0,021	<0,001	0,0026	0,0041
1В	центр	6,25	2,4	0,37	0,24	0,014	0,01	0,0025	1,41	0,011	0,104	0,004	0,0008	0,021	0,001	0,0026	0,004
	R/2	6,23	2,47	0,37	0,24	0,014	0,01	0,0026	1,38	0,012	0,108	0,004	0,0056	0,021	<0,001	0,0027	0,0042
	периферия	6,21	2,45	0,38	0,24	0,014	0,011	0,0025	1,41	0,014	0,11	0,004	0,0038	0,021	0,001	0,0026	0,004
2В	центр	6,2	2,45	0,4	0,25	0,014	0,011	0,0026	1,4	0,014	0,106	0,005	0,0012	0,021	<0,001	0,0028	0,004
	R/2	6,2	2,46	0,38	0,24	0,014	0,011	0,0024	1,41	0,013	0,106	0,005	0,0031	0,02	0,0011	0,0027	0,0037
	периферия	6,21	2,47	0,38	0,24	0,014	0,011	0,0026	1,36	0,011	0,108	0,005	0,0076	0,019	<0,001	0,0023	0,0046
3В	центр	6,13	2,42	0,4	0,25	0,015	0,012	0,0027	1,42	0,013	0,1	0,004	0,0008	0,017	<0,001	0,0027	0,0042
	R/2	6,16	2,43	0,36	0,22	0,014	0,01	0,0024	1,44	0,012	0,101	0,004	0,0012	0,016	<0,001	0,0028	0,0037
	периферия	6,16	2,44	0,37	0,23	0,014	0,011	0,0025	1,43	0,011	0,106	0,004	0,0014	0,016	<0,001	0,0021	0,004
4В	центр	6,1	2,42	0,4	0,24	0,014	0,012	0,0025	1,4	0,014	0,098	0,004	0,001	0,017	<0,001	0,0023	0,0042
	R/2	6,12	2,44	0,43	0,26	0,014	0,013	0,0028	1,39	0,011	0,097	0,004	0,0024	0,018	<0,001	0,002	0,0046
	периферия	6,1	2,44	0,4	0,24	0,014	0,012	0,0025	1,37	0,013	0,1	0,004	0,0065	0,018	<0,001	0,002	0,0043

3.3 Исследование микроструктуры билетов

Проведён 100% контроль на наличие β -флеков в поперечном направлении.

Режим термообработки образцов:

- исходное состояние;
- ($T_{п.п.}$ -40 °С), выдержка 1 час, охлаждение в воде;
- ($T_{п.п.}$ -30 °С), выдержка 1 час, охлаждение в воде;
- ($T_{п.п.}$ -20 °С), выдержка 1 час, охлаждение в воде.

Результаты контроля представлены в таблицах 3.4 и 3.5.

Таблица 3.4 - Результаты контроля на β -флеки слитка 770 мм

Режим термообработки	Результат			
исходное состояние	β -флеков не обнаружено.			
(Т _{п.п.} -40), 1 час, вода	β -флеков не обнаружено. На темплетях 2В,3В, 4В и 5В обнаружены участки с обеднением.			
	Образец	Мах. площадь участка, мм ²	Кол-во первичной α -фазы в участке, %	Кол-во первичной α -фазы в осн.металле, %
	2В	0,04	20	40
	3В	0,07	25	40
	4В	0,88	20	35
(Т _{п.п.} -30), 1 час, вода	Бета-флеков не обнаружено. На темплетях 2В, 3В, 4В и 5В обнаружены участки с обеднением.			
	Образец	Мах площадь участка, мм ²	Кол-во первичной α -фазы в участке, %	Кол-во первичной α -фазы в осн.металле, %
	2В	0,35	5	30
	3В	0,16	10	25
	4В	0,47	7	30
(Т _{п.п.} -20), 1 час, вода	Обнаружены β -флеки на темплетях 3В, 4В и 5В. На темплетях 2В обнаружены участки с обеднением.			
	Образец	Мах площадь участка, мм ²	Кол-во первичной α -фазы в участке, %	Кол-во первичной α -фазы в осн.металле, %
	2В	0,17	5	20
	3В	0,22	1	20
	4В	0,52	0	20
5В	0,48	1	20	

Таблица 3.5 - Результаты контроля на β -флеки слитка 840 мм

Режим термообработки	Результат			
исходное состояние	На темплетях 1Н и 1В β -флеков не обнаружено			
	Образец	Мах площадь участка, мм ²	Кол-во первичной α -фазы в участке, %	Кол-во первичной α -фазы в осн.металле, %
	2В	0,14	0	50
	3В	0,12	0	50
	4В	0,6	0	50
(Тпп-40), 1 час, вода	β -флеков не обнаружено			
(Тпп-30), 1 час, вода	На темплетях 1Н β -флеков не обнаружено. На темплетях 1В-4В обнаружены β -флеки			
	Образец	Мах площадь участка, мм ²	Кол-во первичной α -фазы в участке, %	Кол-во первичной α -фазы в осн.металле, %
	1В	0,2	2	40
	2В	0,78	0-1	40
	3В	0,23	0	40
4В	3,2	0-1	40	
(Тпп-20), 1 час, вода	На темплетях 1Н бета-флеков не обнаружено. На темплетях 1В-4В обнаружены β -флеки.			
	Образец	Мах площадь участка, мм ²	Кол-во первичной α -фазы в участке, %	Кол-во первичной α -фазы в осн.металле, %
	1В	1,12	<1	30
	2В	0,25	<1	30
	3В	1,75	<1	30
4В	1,44	<1	30	

Схема расположения β -флеков, участков с обеднением α -фазы и размер зоны в зависимости от термообработки приведена на рисунках 3.1-3.2.

Исследование микроструктуры billets Ø 240 мм сплава ВТЗ-1 плавки №9-48-01415 проведено в продольном направлении. Результаты приведены на рисунок 3.2-3.4.

При контроле макроструктуры выявлены β-флеки на billets 3В, 4В и 5В при температуре закалки $T_{п.п.} - 20$ °С. В исходном состоянии и при температурах закалки $T_{п.п.} - 40$ °С и $T_{п.п.} - 30$ °С β-флеки не обнаружены.

При исследовании микроструктуры billets Ø 275 мм сплава ВТЗ-1 плавки №9-33-08751 при закалке $T_{п.п.} - 20$ °С обнаружены β-флеки на участках 1В, 2В, 3В, 4В. Также обнаружены β-флеки в исходном состоянии и при закалке $T_{п.п.} - 30$ °С на участках 1В, 2В, 3В, 4В.

Микроструктура участков с дефектами при закалке $T_{п.п.} - 20$ °С представлены на рисунках 3.5-3.8.

3.4 Исследование макроструктуры billets

При контроле макроструктуры billets Ø 240 после «голубого» травления на темплетах 2В, 3В, 4В и 5В, после закалки, выявлена древовидность.

При исследовании макроструктуры billets Ø 275 после «голубого» травления на темплетах 1Н, 2В, 4В в исходном состоянии, обнаружена древовидность.

						ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата			

Фотографии древовидностей и β-флеков представлены в Приложении Д.

3.5 Механические испытания

Механические испытания на растяжения проводились после предварительной термообработки.

Режим термообработки: отжиг в лаборатории 1 ст. 920 °С – 1 ч., далее перенос в другую печь на 2 ст. 550 °С – 2 ч., после охлаждения на воздухе.

После термической обработки проводились испытания по ГОСТ 1497 [25]. Результаты испытаний представлены в таблицах 3.6 и 3.7.

Таблица 3.6 - Результаты испытаний образцов из билетов Ø 240 мм

Образец	Временное сопротивление разрыву (σ_B), МПа	Относительное удлинение (δ), %	Относительное сужение (ω), %	Ударная вязкость (КСУ), дж/см ²
2В	1090	9	25	46
3В	1080	10	25	48
4В	1063	10	28	48
5В	1065	12	30	50

Режим термообработки: отжиг в лаборатории 1 ст. 920 °С – 1 ч., далее перенос в другую печь на 2 ст. 550 °С – 2 ч., после охлаждения на воздухе.

Таблица 3.7 - Результаты испытаний образцов из билетов Ø 275 мм

Образец	Временное сопротивление разрыву (σ_B), МПа	Относительное удлинение (δ), %	Относительное сужение (ω), %	Ударная вязкость (КСУ), дж/см ²
1Н	1020	16	22	45
2В	1036	18	28	50
4В	1017	13	33	50

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведено исследование билетов из титанового сплава ВТЗ-1, полученных методом переплава в вакуумной-дуговой печи по серийной технологии.

В слитках ВТЗ-1 выплавленных по данной технологии могут присутствовать в зависимости их от диаметра ликвационные явления.

Показано, что ликвация в слитках с диаметром 770 мм практически отсутствует. Увеличение диаметра при использовании серийной технологии в выплавке, приводит к появлению ликваций в виде β -флеков - областей с преобладающей β -фазой в двухфазном ($\alpha+\beta$) – сплаве.

Требуется проведение дополнительных исследований с построением и изучением математической модели затвердевания слитка при вакуумном дуговом переплаве. Полученная модель даст значительную информацию о динамике затвердевания слитков ВДП и поможет снизить процессы образования ликвационных дефектов [27].

					ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР	Ивант
Ивант.	Ивант	№ докум.	Подпись	Дата		

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Глазунов, С.Г. Титановые сплавы. Конструкционные титановые сплавы / С.Г. Глазунов, В.Н. Моисеев – М.: Изд-во «Металлургия», 1974. – 361 с.
2. Александров, В.К. Полуфабрикаты из титановых сплавов / В.К. Александров, Н.Ф. Аношкин, А.П. Белозеров – М.: Изд-во «ОНТИ ВИЛС», 1996. – 556 с.
3. Модер, Н.И. Металловедение титановых сплавов: Учебное пособие / Н.И. Модер – В. Салда: Изд-во «ВСМПО-АВИСМА»
4. Полькин И.С. Упрочняющая термическая обработка титановых сплавов / И.С. Полькин – М.: Изд-во «Металлургия», 1984. – 96 с.
5. Колачев, Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: Учебник для вузов / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов – М.: Изд-во «МИСИС», 2005. – 432 с.
6. Борисова, Е.А. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов / Е.А. Борисова, Г.А. Бочвар, М.Я. Брун – М.: Изд-во «Металлургия», 1980.– 464 с.
7. Макквиллэн, М.К. Фазовые превращения в титане и его сплавах / М.К. Макквиллэн – М.: Изд-во «Металлургия», 1967. – 70 с.
8. Андреев, А.Л. Титановые сплавы. Плавка и литье титановых сплавов / А.Л. Андреев, Н.Ф. Аношкин, Г.Л. Бочвар – М.: Изд-во «Металлургия», 1978. – 380 с.
9. ПАО Корпорация «ВСМПО-АВИСМА». – http://www.vsm-po.ru/ru/manufacture/Titan/sheme/Proizvodstvo_slitkov
10. Кондрашов, Е.Н. Ликвационные дефекты в титановых сплавах / Е.Н. Кондрашов, К.А. Русаков, Н.В. Щетников, М.О. Ледер. В. Салда., 2017. – 23 с.
11. Швед, Ф.И. Слиток вакуумного дугового переплава / Ф.И. Швед. – Челябинск: Изд-во «Татьяны Лурье», 2009. – 428 с.

Иван.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата

ЮУрГУ – 22.04.02.2020.140 ПЗ КР

Лист

12. Кондрашов, Е.Н. Образование светлых/ темных пятен в сплавах на основе титана / Е.Н. Кондрашов – В. Салда., 2012. 58 с.

13. Ледер, М.О. Методика определения теплофизических свойств титановых сплавов и параметры граничных условий для процесса вакуумного дугового переплава / М.О. Ледер, А.В. Горина, М.А. Корнилова, Е.Н. Кондрашов – М.: Изд-во «Руда и Металлы», 2016. – 74 с.

14. Ледер, М.О. Переход от столбчатого затвердевания к равноосному в сплаву Ti-10V-2Fe-3Al / М.О. Ледер, Е.Н. Кондрашов – М.: Изд-во «Наука и технология», 2016. – 29 с.

15. Кондрашов, Е.Н. Исследование структуры кристаллизации сплава Ti-10V-2Fe-3Al при ВДП / Е.Н. Кондрашов, М.О. Ледер, К.А. Русаков – М.: Изд-во «Межгосударственная ассоциация Titan», 2017. – 27 с.

16. James A. Van Den Avyle Reducing Defects in Remelting Processes for High-Performance Alloys / John A. Brooks and Adam C. Powell – The Minerals, Metals & Materials Society, 1998. – 11 p.

17. Сысоева, Н.В. Карбиды и бориды в титановых сплавах, полученных быстрой закалкой из расплава / Н.В. Сысоева, В.Н. Моисеев, И.Г. Полякова – М.: Изд-во «ВИАМ», 1995. – 13 с.

18. Лопатин, Н.В. Моделирование формообразования наноструктурного титанового сплава ВТ6 при низкотемпературной формовке / Н.В. Лопатин, Е.А. Кудрявцев, П.В. Панин, С.В. Выдумкина – М.: Изд-во «ВИАМ», 2016.

19. Проходцева, Л.В. Влияние формы цикла на усталостные свойства и микростроение изломов титанового сплава ВТ3-1 / Л.В. Проходцева, В.С. Ерасов, О.Ю. Лаврова, А.В. Лавров – М.: Изд-во «ВИАМ», 2015. – 7 с.

20. Ночовная, Н.А. Исследование литейных характеристик жаропрочного интерметаллидного титанового сплава ВТИ-4 / Н.А. Ночовная, А.С. Кочетков К.А. Боков, В.И. Иванов – М.: Изд-во «ВИАМ», 2017. – 8 с.

21. Титановые сплавы. / [http://prom-metal.ru/marochnik/titan-splav-titana/titanovii-deformiruemii-splav/VT3-1].

22. Zeng Weidong Effect of Beta Flecks on Low-Cycle Fatigue Properties of Ti-10V-2Fe-3Al / Zeng Weidong, Zhou Yigang, Yu Hanqing – Journal of Materials Engineering and Performance, 2000. – 9 p.

23. DIN EN 3114-001. Микроструктура деформированной продукции из ($\alpha+\beta$) титановых сплавов / Часть 001: Общие требования. – Брюссель, 2006. – 14 с.

24. DIN EN 3683. Определение содержания первичной α -фазы / Метод точек и метод секущих. – Брюссель, 2007. – 9 с.

25. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. – М.: Изд-во стандартов, 1984. – 24 с.

26. ГОСТ 9454-78. Металлы. Методы испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах. – М.: Изд-во стандартов, 1978. – 26 с.

27. Кондрашов, Е.Н. Модельные расчеты затвердевания слитков из сплава VT3-1 при ВДП / Е.Н. Кондрашов, М.О. Ледер – М: Изд-во «Электromеталлургия», 2018. – 29 с.