



МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«МОСКОВСКИЙ АВИАЦИОННЫЙ ИНСТИТУТ
(национальный исследовательский университет)»

Факультет (институт, филиал) _____ №11 _____ Кафедра _____ «МиТОМ» _____
Направление подготовки _____ 22.04.01 «Материаловедение и технологии материалов» _____
_____ Группа _____ Т11О-204М-16 _____
Квалификация (степень) _____ магистр _____

ВЫПУСКНАЯ КВАЛИФИКАЦИОННАЯ РАБОТА МАГИСТРА (МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ)

На тему: _____ Анализ влияния химического состава и термической обработки на
структуру, технологические и эксплуатационные свойства
полуфабрикатов из титанового сплава ВТ35 _____

Автор диссертации _____ Степушин Александр Сергеевич _____
(Фамилия, имя, отчество)
Научный руководитель _____ Гвоздева Ольга Николаевна _____
(Фамилия, имя, отчество)
Рецензент _____ Дзунович Дмитрий Анатольевич _____
(Фамилия, имя, отчество)

Москва, 2018 г.

РЕФЕРАТ

ВКРМ 72 стр., 37 рис., 15 табл., 39 источников.

ВКРМ состоит из введения, 3 частей, выводов и списка использованной литературы.

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ, ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT35

Объектом исследования являлись сплавы псевдо- β -титанового класса VT35 и VT32, изучалось влияние процентного содержания лигирующих элементов на технологическую пластичность данных сплавов и оценивался уровень механических свойств в закаленном и состаренном состоянии.

В процессе работы исследовались образцы, которые подвергали термической обработке, металлографическому фазовому анализу. Также производилось измерение твердости и механические испытания на осадку, растяжение и срез.

Проведенные исследования показали, что лучшей технологической пластичностью обладает сплав VT35 чем сплав VT32, так как имеет более низкий предел текучести (VT35: $\sigma_T \geq 845$ МПа; VT32: $\sigma_T \geq 900$ МПа). Это делает сплав VT35 более предпочтительным для изготовления деталей крепления в холодную. Так же оптимизирован химический состав сплава VT35 обеспечивающий в нем технологическую пластичность свыше 80 %. Разработан режим упрочняющей термической обработки, включающий закалку с 800°C на воздухе и последующее старение при 500°C в течении 12 часов. Такая обработка обеспечивает в полуфабрикатах при комнатной температуре технологическую пластичность достаточную для изготовления деталей крепления в холодную с прочностью при растяжении 1200 МПа и напряжением на срез 745 МПа.

Ключевые слова: псевдо- β -титановый сплав, VT35, технологическая пластичность, механические свойства, химический состав, структура, термическая обработка.

СОДЕРЖАНИЕ

| | Стр. |
|---|------|
| Введение..... | 4 |
| 1 Высокопрочные титановые сплавы для авиационной и судостроительной техники..... | 5 |
| 1.1.Классификация титановых сплавов | 5 |
| 1.2.Принципы легирования титановых сплавов..... | 9 |
| 1.3.Характеристика высоколегированных псевдо-β- и β-титановых сплавов..... | 14 |
| 1.4.Влияние термической обработки на структуру и механические свойства псевдо-β-титановых сплавов..... | 17 |
| 1.5.Пластическая деформация титановых сплавов..... | 27 |
| 1.6.Области применения, достоинства и недостатки высокопрочных титановых сплавов псевдо-β- класса..... | 33 |
| Заключение..... | 38 |
| 2 Объекты и методы исследования | 39 |
| 2.1.Объекты исследования..... | 39 |
| 2.2.Методы исследования..... | 39 |
| 3 Создание полуфабрикатов малого сечения из высокопрочных титановых сплавов с регламентированными структурой и свойствами | 51 |
| 3.1.Определение температуры полиморфного превращения и критической скорости охлаждения сплавов VT32 и VT35..... | 51 |
| 3.2.Оценка влияния процентного содержания легирующих элементов на структуру и свойства сплава VT35..... | 57 |
| 3.3.Изучение закономерностей формирования структуры в сплаве VT35 после упрочняющей термической обработки..... | 64 |
| Выводы..... | 70 |
| Список использованной литературы..... | 71 |

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время современные тенденции применения сплавов на основе титана, а также новые требования к их физико-механическим свойствам развиваются по пути повышения удельных прочностных характеристик высоконагруженных конструкций, в частности крепежных элементов, сварных конструкций и плетеных силовых каркасов, за счет использования высокопрочных титановых сплавов.

Детали крепления относятся к наиболее ответственным элементам конструкции авиационной и аэрокосмической техники, поэтому к ним предъявляются повышенные требования по механическим и эксплуатационным свойствам. Применение титановых сплавов обусловлено тем, что удельная прочность, реализуемая в конструкциях, на 50-60 % выше, чем для конструкционных сталей, а также позволяет снизить массу элементов крепления на 35-40 %, а массу техники на сотни килограмм.

Учитывая, что детали крепления являются примером массового производства, основной задачей для изготовления деталей крепления является создание структуры, обеспечивающей высокую технологическую пластичность при комнатной температуре. Это значительно снизит экономическую стоимость производства деталей крепления авиационной и аэрокосмической техники.

На основе титана разработано более 100 сплавов. Поэтому актуальной является не разработка новых сплавов, а выбор наиболее приемлемых из них и разработка технологии получения полуфабрикатов для изготовления деталей крепления и иных изделий.

1. ВЫСОКОПРОЧНЫЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ ДЛЯ АВИАЦИОННОЙ И СУДОСТРОИТЕЛЬНОЙ ТЕХНИКИ

1.1 Классификация титановых сплавов

Титан как химический элемент был открыт более 200 лет назад, но период от его открытия до получения в чистом виде и начала практического применения титана как конструкционного материала растянулся на многие годы.

Титан распространен в земной коре и обладает рядом уникальных природных свойств: малой плотностью, большой удельной прочностью, необычайно высокой коррозионной стойкостью, значительной прочностью при повышенных температурах. Титан – ценный материал в тех отраслях техники, где выигрыш в массе играет доминирующую роль, в частности, в ракетостроении и авиации [1-4]. Применение титановых сплавов в авиационной и ракетной технике наиболее целесообразно в интервале температур 250-600°C, когда легкие алюминиевые и магниевые сплавы уже не могут работать, а стали и никелевые сплавы уступают им по удельной прочности. Благодаря высокой коррозионной стойкости во многих химически активных средах титан имеет большие перспективы применения в химической промышленности и на предприятиях первичной металлургии, судостроении. Среди конструкционных металлов титан по распространенности занимает четвертое место, уступая лишь алюминию, железу и магнию.

К недостаткам титана следует отнести: высокую стоимость производства; активное взаимодействие титана при высоких температурах со всеми газами атмосферы; трудности вовлечения в производство титановых отходов; невысокие антифрикционные свойства, обусловленные налипанием титана на многие материалы; высокую склонность титана и многих его сплавов к водородной хрупкости и солевой коррозии; плохую обрабатываемость титана резанием и очень низкую теплопроводность, что затрудняет отвод тепла из зоны резания. В результате титан легко налипает на инструмент и быстро изнашивает его [1-3].

Основной классификацией титановых сплавов в настоящее время считается *классификация по структуре в отожженном состоянии (или по фазовому составу)*, предложенная С.Г. Глазуновым. В основе данной классификации лежит количественное соотношение α - и β -фаз после отжига [2, 3]:

- α -сплавы, структура которых представлена α -фазой, при этом возможно существование небольших прослоек β -фазы не более 1-2%;

Сплавы этого класса отличаются повышенной прочностью и жаропрочностью, высокой термической стабильностью, отсутствием хладноломкости, хорошей свариваемостью.

- *псевдо- α -сплавы*, структура которых представлена в основном α -фазой и небольшим количеством β -фазы до 5%;

Сплавы этой группы отличаются термической стабильностью, хорошей свариваемостью. Однако с увеличением содержания в них алюминия ухудшается технологическая пластичность. Недостаток этих сплавов – их высокая склонность к водородной хрупкости;

- $(\alpha+\beta)$ -сплавы, структура которых представлена в основном α - и β -фазами в различных соотношениях и различной формы выделений;

Эти сплавы характеризуются лучшей технологической пластичностью в отожженном состоянии по сравнению с α -сплавами, высокой прочностью, способностью к термическому упрочнению закалкой и старением, меньшей склонностью к водородной хрупкости по сравнению с α - и псевдо- α -сплавами.

- *псевдо- β -сплавы*, в которых основу составляет β -фаза с включениями α -фазы; закалкой или нормализацией (вместо отжига) с температур β -области в этих сплавах можно легко получить однофазную β -структуру;

- β -сплавы представлена термодинамически стабильной β -фазы;

Сплавы переходного класса, которые по структуре и протекающим в них превращениям занимают промежуточное положение между $(\alpha+\beta)$ - и псевдо-сплавами.

Б.А. Колачёв и В.А. Ливанов предложили классификацию титановых сплавов по структуре в закаленном состоянии. Эта классификация включает в себя:

- сплавы мартенситного класса, структура которых после закалки с температур β -области представлена α' - или α'' -мартенситом;

- сплавы переходного класса, структура которых после закалки с температур β -области представлена α' (α'') и β -фазой;

- β -сплавы, структура которых после закалки представлена β - или β (ω^1)-фазами.

Существует также классификация по способу производства – деформируемые и литейные. С практической точки зрения представляет интерес классификация

¹ ω -фаза – это особый вид мартенсита (имеет искаженную гексагональную решетку). Реализация превращения $\beta \rightarrow \omega$ ограничена $C''_{кр}$ β -стабилизатора

по назначению – конструкционные, жаропрочные, криогенные, коррозионно-стойкие, функциональные. Применительно к производственным задачам титановые сплавы целесообразно классифицировать по уровню прочности; малопрочные ($\sigma_B < 700$ МПа), средней прочности ($\sigma_B = 700-1000$ МПа) и высокопрочные ($\sigma_B > 1000$ МПа) [4- 6].

Так как при практическом использовании классификации титановых сплавов по структуре в отожженном состоянии возникают затруднения, обусловленные тем, что меняя режим отжига, можно получить разнообразные структуры, С.Г. Глазунов и В.Н. Моисеев ввели понятие о коэффициенте β -стабилизации (K_β) (табл.1.1). Коэффициент β -стабилизации сплавов показывает, насколько данный сплав близок по составу ко второй критической концентрации ($C''_{кр}$). Коэффициент K_β определяют по формуле 1.1 [1, 2, 4]:

$$K_\beta = \frac{C_1}{C_{1кр}} + \frac{C_2}{C_{2кр}} + \frac{C_3}{C_{3кр}} + \dots + \frac{C_i}{C_{икр}}, \quad (1.1)$$

где $C_1, C_2, C_3 \dots C_i$ – содержание различных β -стабилизаторов;

$C_{1кр}, C_{2кр}, C_{3кр} \dots C_{икр}$ – критические концентрации ($C''_{кр}$), свыше которых в соответствующих двойных системах закалкой фиксируется только β -фаза с ω -фазой внутри нее или без неё, а мартенситное превращение подавляется.

Для описания титановых сплавов применяют также понятие молибденового эквивалента $[Mo]_{эkv}$, принимая, что действие всех β -стабилизаторов можно выразить эквивалентным содержанием молибдена, при котором количество β -фазы, её стабильность к превращениям в двойном сплаве Ti-Mo будет таким же, как и в рассматриваемом сплаве (табл.1.1). Молибденовый эквивалент определяют по формуле 1.2 и 1.3:

$$[Mo]_{эkv} = \frac{x_i C''_{Mo}}{C''_i}, \quad (1.2)$$

где C''_i и C''_{Mo} – вторая критическая концентрация легирующего элемента и молибдена соответственно [1, 2, 4].

При оценке молибденового эквивалента сложнолегированного сплава действие различных β -стабилизаторов считают аддитивным, а влиянием α -стабилизаторов и нейтральных упрочнителей пренебрегают. Таким образом,

$$[Mo]_{эkv} = \%Mo + \frac{\%Ta}{4} + \frac{\%Nb}{3,3} + \frac{\%W}{2} + \frac{\%V}{1,4} + \frac{\%Cr}{0,6} + \frac{\%Mn}{0,6} + \frac{\%Fe}{0,5} + \frac{\%Co}{0,9} + \frac{\%Ni}{0,8} \quad (1.3)$$

Молибденовый эквивалент и коэффициент β -стабилизации исходят из одного и того же принципа. Отличие состоит только в том, что $[Mo]_{эkv}$ даёт абсолютные эквивалентные значения, а K_β - относительные. Эти коэффициенты дают лишь приблизительную оценку β -стабилизации титановых сплавов, так как при расчёте не учитывается влияние

α -стабилизаторов и нейтральных упрочнителей, а действие β -стабилизаторов считается аддитивным. Между этими характеристиками наблюдается простое соотношение, формула 1.4 [1-3]:

$$K_{\beta} = \frac{[Mo]_{\text{экв}}}{C_{\text{кр}Mo}} = \frac{[Mo]_{\text{экв}}}{11} \quad (1.4)$$

Влияние алюминия и нейтральных упрочнителей на структуру и свойства многокомпонентных титановых сплавов можно оценить с помощью эквивалента по алюминию (табл.1.1) [9]. Эквивалент α -стабилизаторов и нейтральных упрочнителей по алюминию $[Al]_{\text{экв}}$ оценивают из условия образования упорядоченной α_2 -фазы, которая снижает термическую стабильность сплавов.

Двойные сплавы Ti-Al теряют термическую стабильность в интервале концентраций от 8 до 9% масс. При дополнительном легировании сплавов Ti-Al оловом и цирконием содержание алюминия, при котором термическая стабильность становится неудовлетворительной, смещается к меньшим концентрациям, причём действие 1% Al эквивалентно 3% Sn и 6% Zr. Кислород в десять раз эффективнее, чем алюминий, уменьшает термическую стабильность. Влияние углерода и удвоенного азота на условия образования α_2 -фазы, в количествах снижающих термическую стабильность, приравнивают к действию кислорода. Таким образом, эквивалент α -стабилизаторов и нейтральных упрочнителей по алюминию можно описать в виде формулы 1.5:

$$[Al]_{\text{экв}} = \%Al + \frac{\%Sn}{3} + \frac{\%Zr}{6} + 10 \times [\%O + \%C + 2 \times (\%N)], \quad (1.5)$$

Таблица 1.1 – Эквиваленты легирующих элементов по молибдену и алюминию и коэффициент β -стабилизации для отечественных промышленных титановых сплавов разных классов [2-4].

| Класс сплавов | Марка сплава | K_{β} | $[Mo]_{\text{экв}}$ | $[Al]_{\text{экв}}$ |
|--------------------------|------------------------|-------------|---------------------|---------------------|
| α -сплавы | BT1-0, BT5 | 0 | 0 | 0,8–7 |
| Псевдо- α -сплавы | OT4, BT18Y, BT20 | $\leq 0,25$ | $\leq 2,75$ | 2–9 |
| $(\alpha+\beta)$ -сплавы | BT6, BT9, BT16, BT23 | 0,3–0,9 | 3,3–10 | 4–8,5 |
| Псевдо β -сплавы | BT19, BT35, BT32, BT15 | 1,4–2,4 | 15,5–26,5 | 4–5 |
| β -сплавы | 4201 | $\geq 2,5$ | $\geq 27,5$ | ≥ 1 |

1.2. Принципы легирования титановых сплавов

Все легирующие элементы по влиянию на полиморфизм титана подразделяются на три группы (рисунок 1.1) [1-3, 6]:

Первая группа представлена α -стабилизаторами – элементами, повышающими стабильность α -фазы. Из металлов к числу α -стабилизаторов относятся *алюминий* и, возможно, *галлий и индий*.

Алюминий. Его введение снижает плотность сплавов и повышает их удельную прочность, т. к. плотность алюминия значительно, меньше плотности титана. С увеличением содержания алюминия повышается жаропрочность и сопротивление ползучести сплавов титана, уменьшается склонность к водородной хрупкости. Повышает модуль нормальной упругости. Однако с увеличением содержания алюминия повышается чувствительность титановых сплавов к солевой коррозии.

Практически все титановые сплавы, за редким исключением, легируют алюминием, который имеет следующие преимущества перед остальными легирующими компонентами:

- алюминий распространен в природе, доступен и сравнительно дешев;
- плотность алюминия значительно меньше плотности титана, и поэтому введение алюминия повышает удельную прочность сплавов;
- алюминий эффективно упрочняет α -, ($\alpha+\beta$)- и β -сплавы при сохранении удовлетворительной пластичности и технологичности (рис 1.2);
- с увеличением содержания алюминия повышаются характеристики жаропрочности сплавов титана;
- алюминий повышает модули упругости;
- с увеличением содержания алюминия в сплавах уменьшается их склонность к водородной хрупкости.

Вместе с тем содержание алюминия не должно быть чрезмерно большим из-за снижения пластичности, обусловленного образованием α_2 -фазы, уменьшения технологической пластичности и усиления склонности к солевой коррозии и коррозионному растрескиванию [2,4,6]. Кроме алюминия наиболее распространенными легирующими элементами в титановых сплавах являются молибден, олово, цирконий, марганец, хром, железо, кремний и в меньшей степени ниобий и вольфрам.

Вторая группа – это β -стабилизаторы – элементы, повышающие стабильность β -фазы. Эти элементы в свою очередь можно разбить на две подгруппы:

- в сплавах титана с элементами *первой подгруппы* при достаточно низкой температуре происходит эвтектоидный распад β -фазы; к числу таких элементов относятся *хром, марганец,*

железо, медь, никель, свинец, бериллий, кобальт – их называют β -эвтектоидными стабилизаторами.

- в сплавах титана с элементами *второй подгруппы* при достаточно высокой их концентрации β -твердый раствор сохраняется до комнатной температуры, не претерпевая эвтектоидного распада. Такие элементы называют изоморфными β -стабилизаторами. К числу этих элементов принадлежат: *ванадий, молибден, ниобий, тантал, вольфрам*.

Ванадий повышает не только прочностные свойства, но и пластичность. Уменьшает соотношение осей c/a и тем самым повышает способность α -фазы к пластической деформации. Затрудняет образование сверхструктуры α_2 , и поэтому в сплавах системы Ti-Al-V можно допускать большое количество алюминия без охрупчивания материала при дальнейшей эксплуатации, чем в двойных сплавах Ti-Al [1-4].

Молибден увеличивает прочностные и жаропрочные свойства сплавов, но и затрудняет эвтектоидный распад β -фаза, повышая термическую стабильность.

Большинство β -стабилизаторов повышают прочность, жаропрочность и термическую стабильность титановых сплавов и уменьшают их пластичность (рис 1.2). Изоморфные β -стабилизаторы используются в качестве легирующих элементов в промышленных сплавах. Они способствуют сохранению β -фазы в непревращенном состоянии при комнатной температуре. Добавка в сплавы титана таких β -стабилизаторов, как V, Mo, Nb уменьшает склонность к образованию хрупкой упорядочной структуры. В этом случае интерметаллидная α_2 -фаза образуется при большем содержании алюминия. Кроме того, в структуре появляется β -фаза, которая заметно улучшает технологическую пластичность сплавов.

Третья группа – нейтральные упрочнители. Она представлена легирующими элементами, мало влияющими на устойчивость α - и β -фаз. К числу таких элементов относятся: *олово, цирконий, германий, гафний и торий*.

Из этой группы наибольшее практическое значение представляют олово и цирконий. Они повышают термическую стабильность, увеличивают прочность и предел ползучести, улучшают свариваемость титановых сплавов

Цирконий. Он мало влияет на механические свойства сплавов титана с алюминием, при испытании на разрыв при комнатной температуре, но значительно увеличивает сопротивление ползучести и длительную прочность. Цирконий является полезным компонентом в жаропрочных титановых сплавах [1-4].

Олово. Оно улучшает технологические свойства сплавов титана с алюминием, замедляет их окисление и повышает сопротивление ползучести.

Легирование титановых сплавов нейтральными элементами не меняют их фазового состава, но дают определенное фазовое упрочнение. Фазовый состав и эксплуатационные (механические и др.) свойства титановых сплавов сильно зависят от присутствия постоянных примесей. По взаимодействию с твердым раствором их делят на две группы: примеси внедрения (кислород, углерод, азот) и примеси замещения (железо, кремний).

Такие легирующие элементы как Fe, Mn, Cr, Mo оказывают влияние на температурный интервал мартенситного превращения. Так с увеличением их концентрации, выше критической, температуры начала и конца мартенситного превращения резко снижаются (рис. 1.3). Когда температура начала мартенситного превращения становится ниже 20°C, закалка фиксирует переохлажденную β -фазу, обозначаемую $\beta_{мет}$. При недостаточной скорости охлаждения и определенной концентрации легирующих элементов, близкой к критической, в структуре закаленного сплава может появиться метастабильная промежуточная ω -фаза. Она трудно обнаруживается металлографически, так как когерентна с решеткой β -твердого раствора.

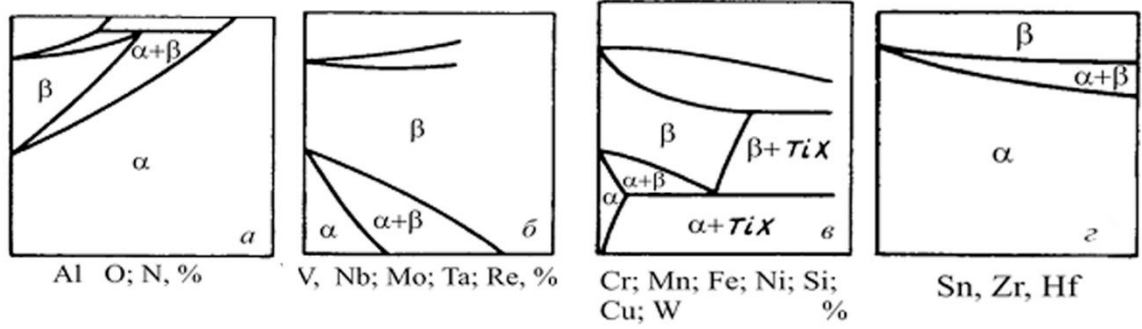
Примеси повышают прочностные свойства и снижают пластические. Примеси внедрения (O, N, C) оказывают более сильное влияние на свойства титана, чем примеси замещения (рис. 1.4). Поэтому их содержание обычно ограничивают концентрациями не более 0,015%N, 0,05%N, 0,2%O, 0,1%C. Примеси замещения (Si, Fe) снижают пластичность в значительно меньшей степени. Поэтому их содержание допускается до 0,15-0,20%. В небольших количествах кремний и железо используются в качестве легирующих элементов. Примеси – элементы внедрения – аналогично алюминию упрочняют α -фазу и повышают температуру полиморфного превращения, а примеси замещения, в частности железо – снижают ее [1-4].

Псевдо- β -титановые сплавы относятся к высоколегированным сплавам, в которых суммарное содержание легирующих элементов доходит до 25% и более. Принципы легирования псевдо- β -сплавов сводятся к следующим [1, 2, 6,13]:

- суммарное содержание β -стабилизаторов, оцененное через эквивалент по молибдену, должно превышать вторую критическую концентрацию (11% Mo);

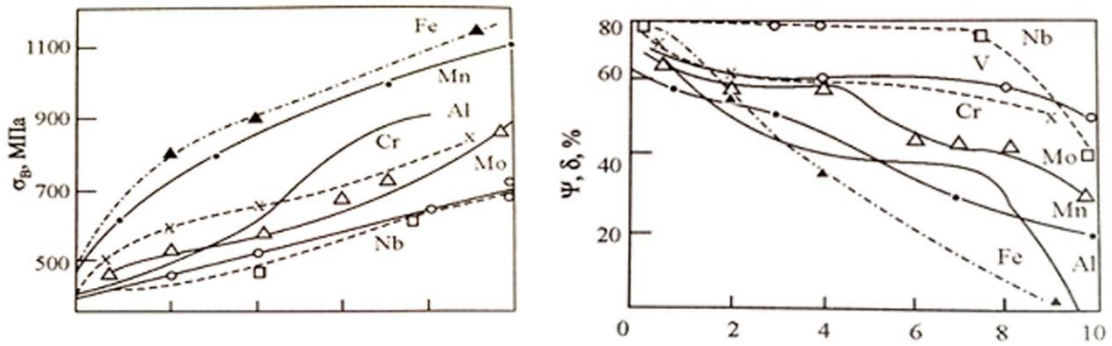
- суммарное содержание β -стабилизаторов не должно быть слишком велико, так как с увеличением $[Mo]_{эКВ}$ (K_{β}) сверх оптимальных значений снижается эффект старения из-за уменьшения количества упрочняющей α -фазы;

- для обеспечения максимальной прочности сплавов в термически упрочненном состоянии суммарное содержание β -стабилизаторов целесообразно поддерживать в пределах $[Mo]_{эКВ} = 12...18\%$. Помимо этого, целесообразно легирование алюминием, оловом и цирконием, которые упрочняя α -фазу, увеличивают эффект старения;



а) α-стабилизаторами; б) β-эвтектоидными стабилизаторами; в) изоморфными β-стабилизаторами; г) нейтральные упрочнители.

Рисунок 1.1 – Классификация легирующих элементов в титановых сплавах [2]



а) предел прочности;

б) относительное удлинение.

Рисунок 1.2 – Влияние легирующих элементов на механические свойства двойных сплавов титана при комнатной температуре [2, 3]

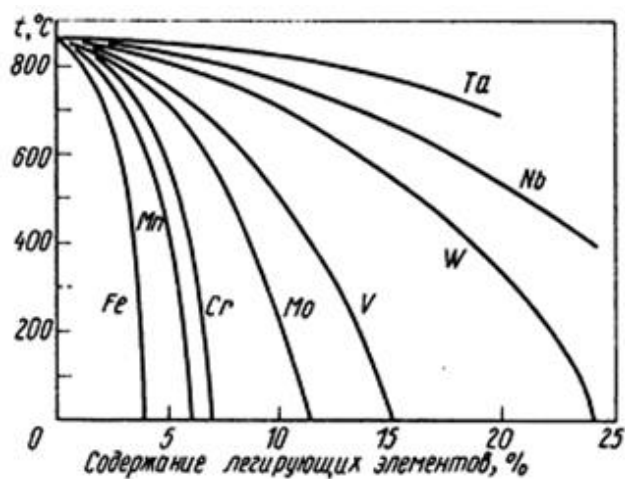


Рисунок 1.3 – Влияние легирующих элементов на температуру начала мартенситного превращения в титане

- для обеспечения наилучшей пластичности и малой прочности сплавов в закаленном состоянии необходимо исключить образование ω -фазы при закалке. Этого можно достичь двумя путями: а) довести содержание β -стабилизаторов до концентраций, больших третьей критической; б) подавить образование ω -фазы при закалке легированием сплавов алюминием или нейтральными упрочнителями (оловом, цирконием);

- для преодоления металлургических трудностей, связанных с введением в сплав тугоплавких элементов, целесообразно легирование алюминием, что создает возможности использования лигатур Me-Al с приемлемыми плотностью и температурами плавления при плавке слитков [2,7,11];

- для уменьшения вредных последствий от внутрикристаллической ликвации, характерной для псевдо- β -сплавов, их целесообразно одновременно легировать β -стабилизаторами, как повышающими, так и понижающими линии ликвидус и солидус. В условиях неравновесной кристаллизации центр зерна обедняется элементами, понижающими линии плавкости, а границы зерен ими обогащаются. Концентрация элементов, повышающих линии ликвидус и солидус, наоборот, больше в центре зерна, чем на его периферии. В итоге распределение β -стабилизаторов по объему β -зерна становится более однородным, что приводит к более равномерному распаду β -фазы при старении и уменьшает вероятность образования « β -пятен» с нераспавшейся β -фазой (рис. 1.5). К элементам, понижающим линии ликвидус и солидус, относятся эвтектоидообразующие β -стабилизаторы; противоположное действие оказывают изоморфные β -стабилизаторы.

- легирующие элементы должны быть по возможности относительно недорогими и не слишком тяжелыми (по этой причине легирование ванадием предпочтительнее, чем молибденом).

Роль алюминия при легировании псевдо- β -сплавов сводится не только к подавлению образования ω -фазы, но и к твёрдорастворному упрочнению. При температурах старения алюминий сильно смещает состав равновесной β -фазы, по крайней мере в системах Ti-Al-V и Ti-Al-Mo, в сторону ее обогащения β -стабилизаторами, не меняя в то же время существенно вторую критическую концентрацию. В связи с этим при увеличении содержания алюминия состав α -фазы существенно упрочняется из-за возрастания содержания в ней алюминия. В то же время при одном и том же эквиваленте по молибдену [Mo] количество упрочняющей α -фазы увеличивается. К тому же и β -матрица становится прочнее из-за ее обогащения β -стабилизаторами. Возможно, что такой же эффект дает и олово. По крайней мере ванадий, молибден и алюминий являются неизменными компонентами псевдо- β -титановых сплавов, разработанных в последнее время как в нашей стране, так и за рубежом, что и обеспечивает их высокий комплекс механических свойств [2,11, 13];.

1.3 Характеристика высоколегированных псевдо-β- и β-титановых сплавов

К этому классу сплавов относятся титановые сплавы с суммарным содержанием β-стабилизаторов от 25% и более. Структура таких сплавов в равновесном состоянии представлена β-фазой и небольшим количеством α-фазы. Коэффициент β-стабилизации таких сплавов $K_{\beta} \geq 1$, т.е. они имеют за критический состав. Титановые сплавы с β-структурой по комплексу механических и технологических свойств, и структуре можно разделить на три группы: переходные сплавы, псевдо-β- сплавы, β- сплавы (рис. 1.6) [2,6,7].

Сплавы *переходного типа* ($K_{\beta}=1,0-1,3$) характеризуются тем, что после закалки из β-области их структура представлена только β (ω)- или β-фазой и α''-мартенситом. в стабильном состоянии содержат от 25 до 50% β-фазы (BT22, BT30).

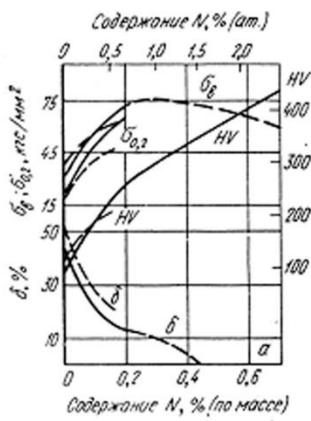
Псевдо-β-сплавы ($K_{\beta}=1,4-2,4$) после закалки из β-области β-фаза претерпевает превращение по схеме $\beta \rightarrow (\beta + \alpha)$ и характеризуются термодинамически нестабильной β-фазой (BT35, BT19, BT32, BT15).

Эти сплавы в закаленном состоянии характеризуются высокой технологической пластичностью, хорошо обрабатываются давлением, обладают малой склонностью к водородной хрупкости. К недостаткам можно отнести невысокую термическую стабильность; неудовлетворительная свариваемость, обусловленная ростом зерна в околошовной зоне; большой разброс механических свойств, вызванный химической неоднородностью сплавов в связи с высокой степенью их легирования и большой чувствительностью процесса старения к содержанию примесей внедрения [9-11].

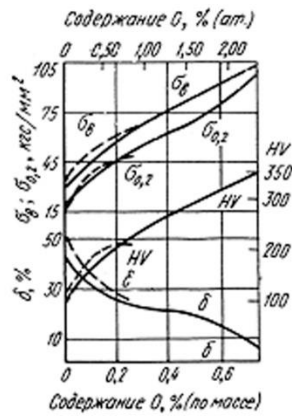
Структура *титановых β-сплавов* ($K_{\beta} \geq 2,5$) после закали из β-области представлена стабильной β-фазой. Они подобны α-сплавам не могут подвергаться упрочняющей термической обработки (4201).

Сплавы переходного класса обладают высокой гетерогенностью структуры, т.е. высокая дисперсность смеси α- и β-фаз, благодаря примерно одинаковому их количеству в структуре сплава. Типичным представителем данного класса сплавов является промышленный титановый сплав BT22 (5%Al - 5%Mo - 5%V - 1%Cr - 1%Fe). Таким образом, $K_{\beta}=1,2$, α- и β-твёрдые растворы достаточно сильно упрочнены входящими в его состав легирующими элементами. Это обеспечивает сплаву сравнительно высокую прочность ($\sigma_{\beta} \geq 1100$ МПа). Зарубежный аналог BT22 сплав Ti17, содержащий 5%Al - 4%Mo - 4%Cr - 2%Sn - 2%Zr [2].

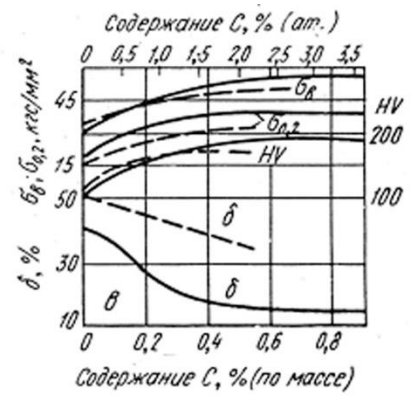
Химический состав наиболее известных высоколегированных титановых сплавов представлен в таблице 1.2 [2, 3, 7].



а) азот;

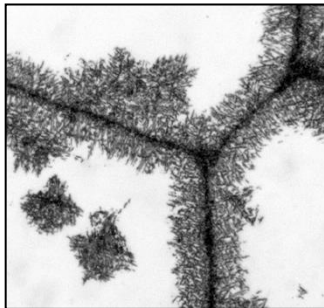


б) кислород;



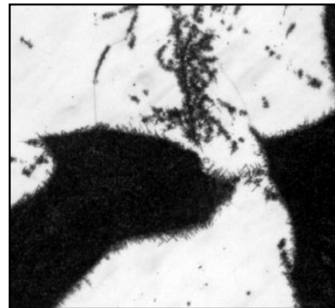
в) углерод.

Рисунок 1.4 – Влияние примесей внедрения на механические свойства титана.



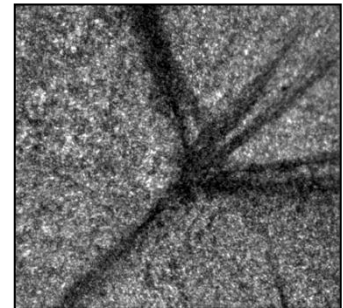
22 мкм

а) в основном содержатся β-эвтектоидные стабилизаторы – выделение α-частиц по границам β-зёрен;



22 мкм

б) в основном содержатся β-изоморфные стабилизаторы – выделение α-частиц преимущественно по телу β-зёрен;



22 мкм

в) содержатся β-эвтектоидные и β-изоморфные стабилизаторы – равномерное выделение α-частиц по границам и телу β-зёрен.

Рисунок 1.5 – Влияние содержания β-стабилизаторов на характер выделения α-фазы в сплаве VT35 после старения при 500°C

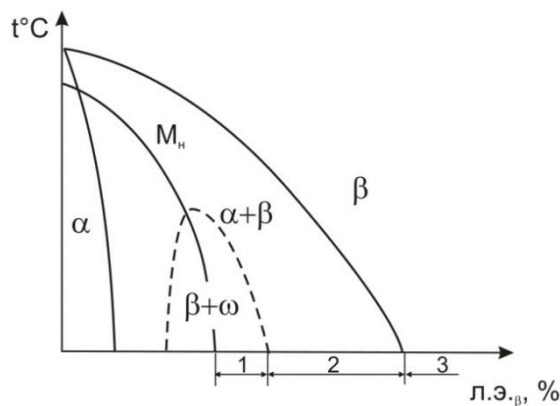


Рисунок 1.6 – Схема классификации β-сплавов по типу структуры: 1 – переходные сплавы; 2 – псевдо-β-сплавы; 3 – β-сплавы [7]

Таблица 1.2 – Химический состав титановых сплавов псевдо-β-класса [1-3].

| Сплав Класс | Содержание элементов, масс. % | | | | | | | | [Mo] ₃ |
|----------------------|-------------------------------|-----|-----|-----|-----|-----|-----|----|-------------------|
| | Nb | Al | V | Mo | Fe | Cr | Zr | Sn | кв |
| Отечественные сплавы | | | | | | | | | |
| BT22 | – | 5,3 | 4,8 | 4,8 | 0,8 | 1,5 | – | – | 12,1 |
| BT35 | 1,5 | 3 | 15 | 1,2 | – | 3 | 1,2 | 3 | 16,5 |
| BT19 | – | 3 | 3,5 | 5,5 | – | 5,5 | 1 | – | 17,2 |
| BT32 | – | 3 | 8,5 | 8,5 | 1,2 | 1,2 | – | – | 19,8 |
| TC6 | – | 3 | – | 5 | 6 | 11 | – | – | 24,2 |
| BT15 | – | 3 | – | 7 | – | 11 | – | – | 25,3 |
| Зарубежные сплавы | | | | | | | | | |
| Ti-10-2-3 | – | 3 | 10 | – | 2 | – | – | – | 12,3 |
| Ti-15-3 | – | 3 | 15 | – | – | 3 | – | 3 | 14,9 |
| Ti-8823 | – | 3 | 8 | 8 | 2 | – | – | – | 18,7 |
| Beta C | – | 3 | 8 | 4 | – | 6 | 4 | – | 18,7 |

Наиболее известным сплавов псевдо-β-класса является сплав BT15 (3%Al - 7%Mo - 10,5%Cr) с $K_{\beta}=2,4$. Псевдо-β-сплавы после закалки обладают хорошей пластичностью, легко обрабатываются давлением, имеют сравнительно невысокую прочность ($\sigma_0=650-1000$ МПа). После старения эффект термического упрочнения возрастает и в зависимости от химического состава σ_0 достигает 1300-1600 МПа [9-11].

Сплав BT32 создавался из условия необходимости упрочняться после охлаждения со скоростями, соизмеримыми со скоростью охлаждения в печи вместе с садкой (5 – 10°C/ мин) и последующего старения. Это даёт возможность проводить термическую обработку нежёстких крупногабаритных конструкций без переноса в закалочные ванны. В связи с этим коэффициент β-стабилизации сплава BT32 должен попадать в интервал 1,6 – 2,2. Так как с одной стороны, происходит фиксация метастабильной β-фазы при малых скоростях охлаждения, а с другой, распад такой метастабильной β-фазы при последующем старении, что приводит к значительному эффекту упрочнения. При меньших концентрациях β-стабилизаторов метастабильная β-фаза в структуре не сохраняется и претерпевает мартенситное превращение при охлаждении, а при больших наоборот очень стабильна, что при старении не претерпевает распад. В следствии чего отсутствует эффект дисперсионного упрочнения [3, 9-11].

Отечественный псевдо β-сплав BT35 является аналогом сплава Ti-15-3. Сплав BT35 отличается от американского сплава Ti-15-3 тем, что помимо основных элементов (V, Cr, Al, Sn) он содержит дополнительно молибден и цирконий элементы в небольших количествах, которые приводят к дополнительному упрочнению β- твердого раствора.

Сплав Ti-15-3 был разработан в 70-х годах в США (табл. 1.2). Сплав удовлетворительно обрабатывается давлением при ковке, менее чувствителен к образованию трещин при горячей деформации, чем сплав Ti-6Al-4V. В закаленном состоянии сплав обладает сравнительно невысокой прочностью ($\sigma_b=700$ МПа) и хорошо деформируется при комнатной температуре. Последующее старение обеспечивает существенное повышение прочностных свойств ($\sigma_b=1100$ МПа). Сплав Ti-15-3 считается одним из наиболее перспективных титановых сплавов для изготовления деталей крепления.

Сплав VT19 вследствие повышенного содержания хрома по сравнению с остальными псевдо β -сплавами имеет более высокую прочность как в закаленном ($\sigma_b=1100$ МПа), так и состаренном состояниях ($\sigma_b=1550$ МПа), поэтому его деформируемость при комнатной температуре будет хуже.

К недостаткам сплавов относятся: высокая чувствительность к примесям кислорода и углерода, которые вызывают снижение пластичности и вязкости. Понижение пластичности сварных швов из-за сильного роста зерна и низкая термическая стабильность структуры ограничивают температуру применения псевдо- β -сплавов (при длительной работе не выше 350°C). Кроме того, из-за большого содержания легирующих элементов плотность сплавов повышена $4,7-5,0$ г/см³.

Титановые β -сплавы редко используются в промышленности, так как для получения устойчивой β -фазы они должны быть легированы большим количеством β -стабилизаторов (V, Mo, Nb, Ta), что значительно повышает их стоимость и плотность. Кроме того, вследствие возрастания плотности сплавов снижается показатель удельной прочности. Сплавы технологичны, хорошо обрабатываются давлением.

В нашей стране производятся лишь два β -сплава (4201 и 42014) с большим содержанием молибдена (30-35%), но без алюминия. Сплавы Ti-Mo отличаются очень высокой коррозионной стойкостью, в ряде случаев они могут заменять тантал и даже золото и платину. Сплавы обладают высокой технологичностью и хорошо свариваются всеми видами сварки. Они поставляются в виде плит, листов, ленты, фольги, поковок, штамповок, труб и профилей [3,9-11].

1.4. Влияние термической обработки на структуру и механические свойства псевдо- β -титановых сплавов

В титане основным превращением является полиморфное $\beta \rightarrow \alpha$ (рис. 1.7). В зависимости от скорости охлаждения данное превращение протекает либо по диффузионному либо по мартенситному механизму.

При небольших скоростях охлаждения ($V_{\text{охл}} < V_{\text{кр}}^1$) полиморфное превращение происходит по диффузионному механизму путем образования зародышей новой фазы и последующего их роста. Превращение протекает в интервале температур, верхнюю температуру которого обозначают $T_{\text{шп}}$ (A_{c3}) (табл. 1.3). Она соответствует переходу от β -структуры к $(\alpha + \beta)$ -структуре. Превращение начинается независимо в нескольких участках межзеренных β -границ, в результате – всё пространство β -зёрен заполняется α -фазой. В зависимости от класса сплава α -фаза может быть представлена колониями одинаково ориентированных α -пластин (рис. 1.7 а) или глобулярными α -частицами (рис. 1.7 б).

При быстром охлаждении ($V_{\text{охл}} > V_{\text{кр}}^1$) полиморфное превращением $\beta \rightarrow \alpha$ протекает мартенситному механизму в интервале температур начала ($M_{\text{н}}$) и конца ($M_{\text{к}}$) превращения (рис. 1.8). С увеличением содержания β -стабилизаторов температуры мартенситного превращения понижаются. При концентрациях $C'_{\text{кр}}$ и $C''_{\text{кр}}$ достигают комнатной температуры. В зависимости от содержания β -стабилизаторов структура сплавов после закалки из β -области может быть представлена пластинами α' - или α'' - мартенсита (рис. 1.7 в) или метастабильными $\beta_{\text{м}}$ -зернами (рис. 1.7 г). Следует отметить, что металлографически мартенсит не различается [2,3].

Вместе с тем ниже температуры T_{ω} внутри β -фазы формируется ω -фаза и структура таких сплавов представлена α'' - и $\beta(\omega)$ -фазами. Металлографии ω -фаза практически не обнаруживается, так как она когерентна с решеткой β -фазой и очень дисперсная.

Титановые сплавы подвергают всем видам термической обработки – отжигу, закалке и старению, а также химико-термической и термомеханической обработке. Структура и механические свойства сильно зависят от скорости и способов охлаждения после термической обработки.

Отжиг это термическая обработка, заключающаяся в нагреве металла или сплава до определенной температуры, выдержки и последующем медленном охлаждении с целью получения более равновесной структуры. Отжиг применяется для получения необходимого уровня свойств и снижения внутренних напряжений. В зависимости от степени прохождения процессов рекристаллизации, фазовой перекристаллизации различают полный и неполный отжиг. Температурные интервалы всех видов отжига снижаются с увеличением содержания

β -стабилизаторов при неизменном содержании алюминия (рис.1.9). При увеличении содержания алюминия температуру всех видов отжига необходимо повышать, так как алюминий повышает температуру начала интенсивного развития возврата и рекристаллизации [2,8].

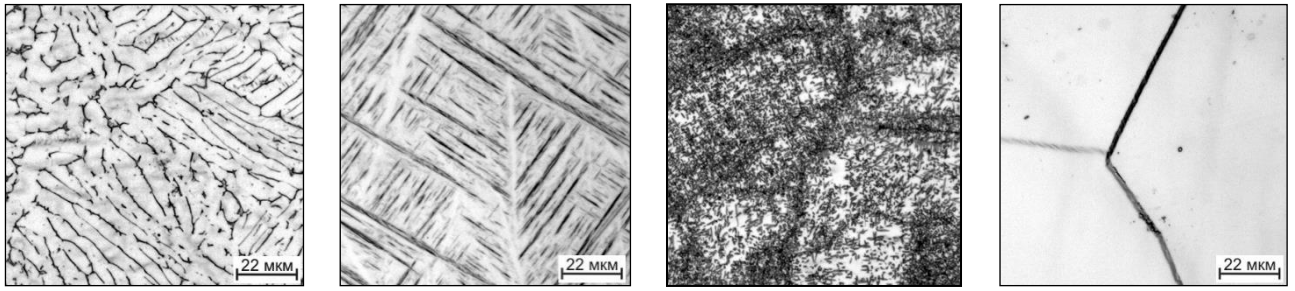
Полный отжиг состоит из нагрева выше температуры начала рекристаллизации, но ниже температуры полиморфного превращения, выдержки при этой температуре и последующего охлаждения на воздухе или с печью. В зависимости от количества стадий нагрева и условий охлаждения различают одноступенчатый (обычный), ступенчатый (изотермический) и двойной полный отжиг.

Температура полного отжига должна быть достаточно высокой, чтобы снять наклеп и в то же время достаточно низкой, чтобы обеспечить такое содержание легирующих элементов в β -фазе, которое способно не только предотвратить её распад в процессе охлаждения, но и обеспечить достаточную стабильность при эксплуатации готового изделия. Чем ниже температура отжига в $(\alpha + \beta)$ -области, тем больше концентрация β -стабилизаторов в β -фазе и тем выше ее термическая стабильность (табл. 1.4).

Неполный отжиг обычно проводят при пониженных температурах для снятия внутренних напряжений, которые образовались в деталях и полуфабрикатах в процессе предыдущих обработок (табл. 1.4).

Таблица 1.3 – Температура полиморфного превращения титановых сплавов [3,8]

| Марка сплава (отечественного) | Температура $T_{\text{пн}}$, °C | Марка сплава (зарубежного) | Температура $T_{\text{пн}}$, °C |
|----------------------------------|----------------------------------|-------------------------------|----------------------------------|
| BT1-0 | 880–900 | Beta-CEZ | 890 |
| BT6 | 950–1000 | Ti-17 | 890 |
| BT22 | 850–890 | Ti-10-2-3 | 790–805 |
| BT15 | 750–800 | Ti-555 | 860 |
| BT32 | 760–790 | Beta-C | 746–774 |
| BT35 | 720–740 | Ti-8V-5Fe-1Al | 830±14 |
| BT36 | 990–1040 | Ti-15Mo-5Zr-3Al | 785 |



а) колонии α -пластин в сплаве ВТ20
 в) α' (α'')- мартенсит в сплаве ВТ20
 б) глобулярные α -частицы в сплаве ВТ35
 г) метастабильные β_m -зёрна в сплаве ВТ35

Рисунок 1.7 – Структура титановых сплавов разных классов при охлаждении со скоростью меньше $V_{кр}^1$ (а, б) и со скоростью больше $V_{кр}^1$ (в, г)

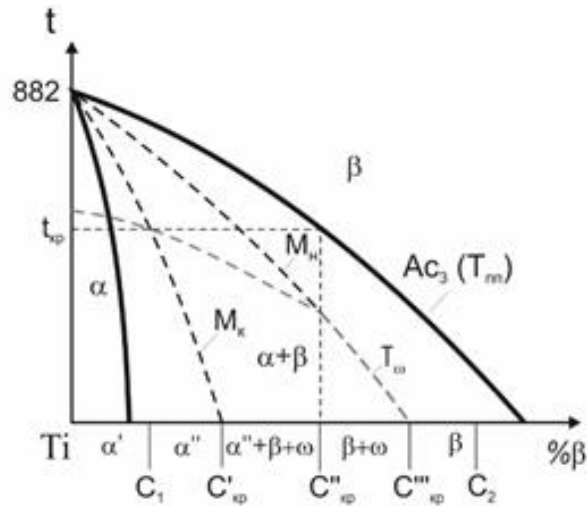


Рисунок 1.8 – Схема изменения фазового состава сплавов «Ti- β -стабилизатор» после закалки [1].
 Ac_3 – температура полиморфного превращения;
 $T_{кр}$ – максимальная температура, при закалке с которой не образуется мартенсита;
 M_n – температура начала мартенситного превращения;
 M_k – температура начала мартенситного превращения.

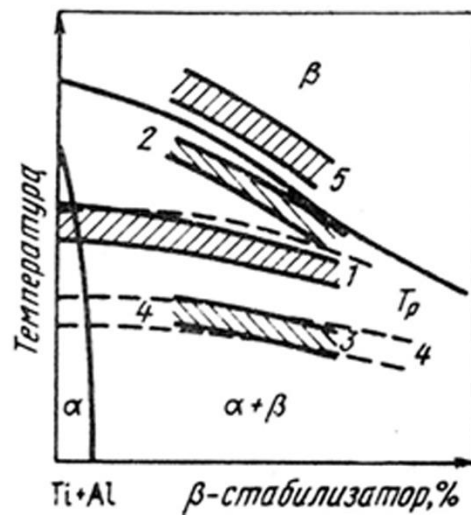


Рисунок 1.9 – Схема политермического разреза Ti-Al- β -стабилизатор при постоянном содержании алюминия и температурные интервалы отжига [2]
 T_p – температура рекристаллизации;
 1 – простой отжиг; 2 и 3 – верхняя и нижняя ступень изотермического и двойного отжига;
 4 – отжиг для уменьшения остаточных напряжений; 5 – β -отжиг.

Таблица 1.4 – Режимы отжига и упрочняющей термической обработки (УТО) промышленных высоколегированных ($\alpha+\beta$) и псевдо- β - сплавов [2,8]

| Сплав | Режим полного отжига | Режим неполного отжига | Режим УТО | | | |
|-------|----------------------|------------------------|-----------------------------------|--------------------------|-----------------------------------|-------------------------|
| | | | Закалка | | Старение | |
| | | | $t_{\text{нагр}}, ^\circ\text{C}$ | $V_{\text{охл}}$ (среда) | $t_{\text{нагр}}, ^\circ\text{C}$ | $\tau_{\text{в}},$ часы |
| BT16 | 770 – 790 | 550 – 650 | 780 – 830 | вода | 560 – 580 | 4 - 10 |
| BT22 | 680 – 800 | 600 – 680 | 770 – 800 | вода | 480 – 600, | 4 – 8 |
| BT32 | 780 – 800 | 650 – 690 | 770 – 800 | воздух | 450 – 550 | 4 – 16 |
| BT35 | 760 – 780 | 550 – 650 | 770 – 800 | воздух | 450 – 500 | 8 – 16 |

Для обеспечения в сплавах более высокой прочности в сочетании с удовлетворительной пластичностью, по сравнению с отожженным состоянием, к титановым сплавам применяется упрочняющая термическая обработка, которая состоит из закалки и старения (рис. 1.10). Закалка заключается в высокотемпературном нагреве, выдержки и ускоренного охлаждения с целью фиксации метастабильных фаз. Старение заключается в нагреве закалённого сплава и выдержке при температурах, обеспечивающих распад зафиксированных метастабильных фаз, с целью получения необходимого уровня свойств.

Для сплавов с ($\alpha+\beta$)- структурой нагрев под закалку производится при температурах ($\alpha+\beta$)- области. Закалка с температур верхнего интервала ($\alpha+\beta$)- области приводит к образованию мартенситных α' - и α'' - фаз. Закалка с более низких температур ($\alpha+\beta$)- области приводит к формированию метастабильной β -фазы. В обоих случаях в структуре сплава имеются первичная α -фаза, практически не претерпевающая изменений в процессе охлаждения при закалки и при старении. Для псевдо- β -сплавов нагрев под закалку допускается проводить при температурах β -области или в верхнем температурном интервале ($\alpha+\beta$)- области.

Скорость охлаждения с температур нагрева под закалку должна обеспечивать подавление всех диффузионных процессов, т.е. должна быть $V_{\text{охл}} > V_{\text{кр}}^I$. Таким образом, сравнительно малолегированные ($\alpha+\beta$)-сплавы обычно закалывают в воде, а высоколегированные – в масле и даже на воздухе.

Упрочнение титановых сплавов при закалке и старении определяется их фазовым составом после закалки и количеством метастабильных фаз. При этом поведение сплавов при закалке и старении существенно зависит от того, какие элементы, β -эвтектоидообразующие или β -изоморфные, определяют фазовый состав закаленных сплавов (рис. 1.11).

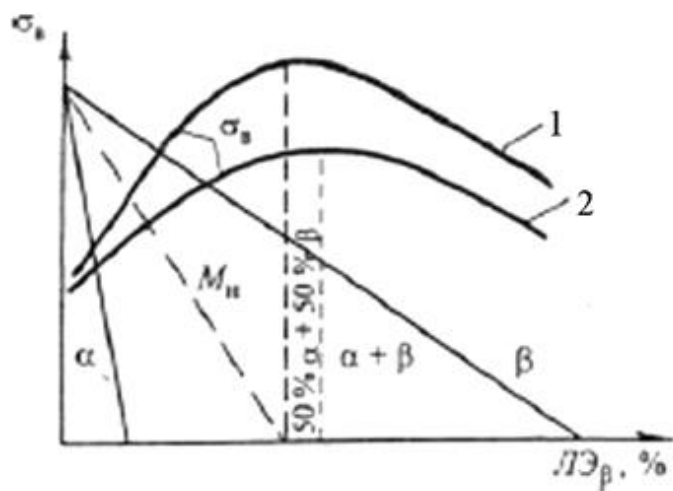
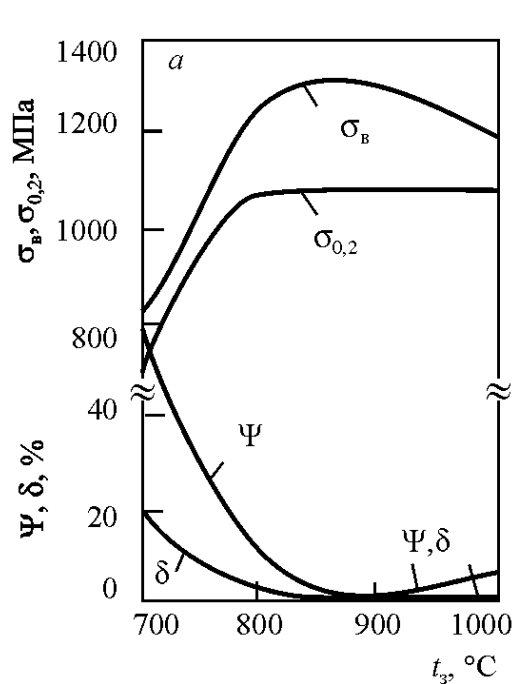


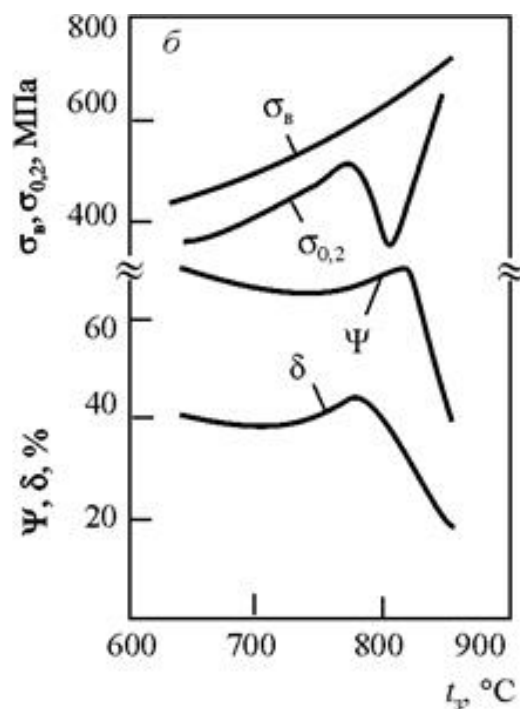
Рисунок 1.10 – Схема изменения структуры и механических свойств титановых сплавов в зависимости от содержания β-стабилизаторов (количества β-фазы):

1 – после отжига;

2 – после закалки и старения [7]



а) Ti + 3,6% Cr;



б) Ti + 4,7% Mo.

Рисунок 1.11 – Зависимость механических свойств сплавов Ti + 3,6% Cr (а) и Ti + 4,7% Mo (б) от температуры нагрева под закалку [1]

Прочностные свойства сплава титана с эвтектоидообразующим β -стабилизатором (Ti +3,6% Cr) начинают резко возрастать после закалки с температуры 700 °С, когда в структуре сплава появляется ω -фаза (рис. 1.11 а). С повышением температуры нагрева под закалку прочностные характеристики сплава растут, так как увеличивается количество β -фазы, а содержание β -стабилизатора в ней уменьшается, в результате чего состав β -фазы приближается ко второй критической концентрации и упрочнение β -фазы, обусловленное ω -фазой, возрастает. После закалки с критической температуры $t_{кр}$ (850°С) β -фаза имеет критический состав и упрочнение, обусловленное ω -фазой, максимально.

Сплав Ti + 3,6% Cr после закалки с температур 850° – 900 °С имеет практически нулевое удлинение и сужение. После закалки с более высоких температур появляется α' -фаза; вместе с тем сильно уменьшается количество β -фазы, а следовательно, и количество ω -фазы. Поэтому несколько снижаются прочностные характеристики и повышается пластичность.

Для сплава титана с изоморфным β -стабилизатором (Ti + 4,7% Mo) после закалки с температур, близких к критической $t_{кр}$ (775 - 825 °С), наблюдается провал предела текучести, которому соответствует не которое повышение пластичности (рис. 1.11 б). Провал предела текучести в закаленных сплавах титана с изоморфными β -стабилизаторами обусловлен двумя причинами. Во-первых, после закалки с температур, близких к $t_{кр}$, в сплавах фиксируется максимальное количество метастабильной β -фазы. Эта β -фаза механически нестабильна и при сравнительно низких напряжениях испытывает мартенситное превращение $\beta \rightarrow \alpha''$, что и дает «наведенную» превращением текучесть. Во-вторых, после закалки с температур выше $t_{кр}$ в структуре сплавов появляется мягкая мартенситная α'' -фаза. При дальнейшем повышении температуры нагрева под закалку β -фаза обедняется β -стабилизаторами и поэтому α'' -фаза по химическому составу и кристаллической структуре приближается к α' -фазе, что приводит к увеличению прочностных характеристик; количество метастабильной β -фазы при этом уменьшается.

Завершающей операцией упрочняющей термической обработки титановых сплавов является старение. При старении происходит распад образовавшихся при закалке метастабильных β_m - и α'' -фаз с образованием более стабильных дисперсных ($\alpha+\beta$)-структур. Старение приводит к повышению прочности и твёрдости сплава. Количество дисперсной α -фазы, обеспечивающей дисперсионное твердение, возрастает с повышением температуры нагрева под закалку (в сплавах, в которых образуется α'' -мартенсит). Наибольший эффект упрочнения достигается при распаде β_m -фазы.

Температуру старения выбирают с учетом кинетики и механизма распада метастабильных фаз [1-3]:

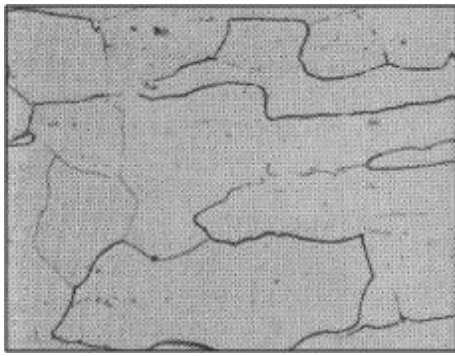
- если β -фаза распадается с образованием ω -фазы, резко охрупчивающей сплав, то температуру старения выбирают в интервале температур 500-600°C, поскольку ω -фаза образуется ниже 500°C, а выше 600°C продукты распада слишком крупны, чтобы дать значительное упрочнение.

- если ω -фаза не образуется, что характерно для сплавов с достаточно высоким содержанием алюминия, то старение можно проводить при более низких температурах (450-500°C), достаточных для значительного дисперсного упрочнения за приемлемое время.

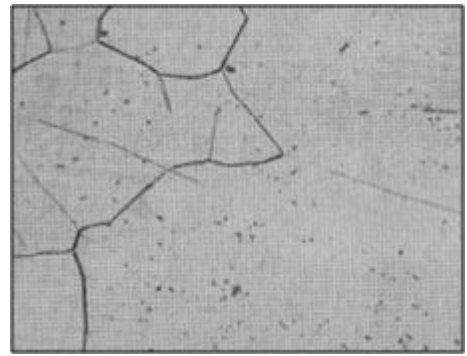
Продолжительность старения выбирают большей, чем время, необходимое для достижения максимальной прочности, то есть делают перестаривание. Это обусловлено, тем что при максимальной прочности слишком низкие пластические свойства, чтобы обеспечить надёжную безаварийную эксплуатацию конструкций. Поэтому режимы упрочняющей термической обработки должны обеспечивать разумное сочетание уровня прочности, пластичности и эксплуатационных свойств (табл. 1.7-1.10).

Титановые сплавы подвергают старению по одно- и двухступенчатому режимам. Наиболее часто применяют одноступенчатое старение. При двухступенчатом режиме старения температуру второй ступени выбирают выше, чем на первой. Двухступенчатый режим старения обеспечивает более высокий комплекс механических свойств, чем одноступенчатый. Низкотемпературное старение обеспечивает большее число центров зарождения новой фазы в метастабильной фазе, зафиксированной закалкой, и более равномерное их распределение. На второй ступени происходит дальнейший распад метастабильной фазы, частичное растворение и коагуляция мелкодисперсных частиц, выделившихся на первой ступени, но распределение частиц остается более равномерным, чем при одноступенчатом старении, что и является причиной лучшего сочетания свойств.

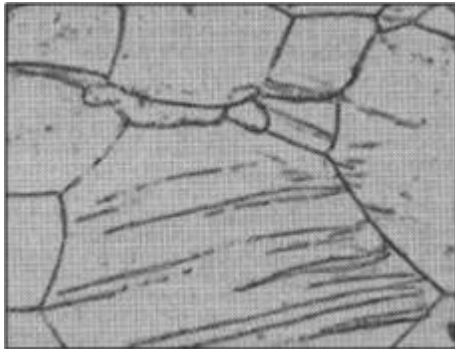
На рисунке 1.12 представлена структура, а в таблицах 1.5 и 1.6 приведен комплекс механических свойств промышленных высоколегированных ($\alpha+\beta$)- сплавов и псевдо- β -сплавов после разных режимов отжига и упрочняющей термической обработок [2,3,6].



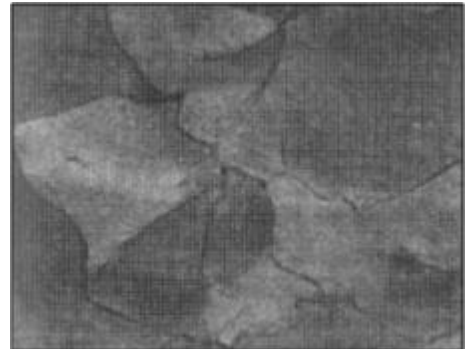
а) VT15: 850°C, 1 час, охл. в воде



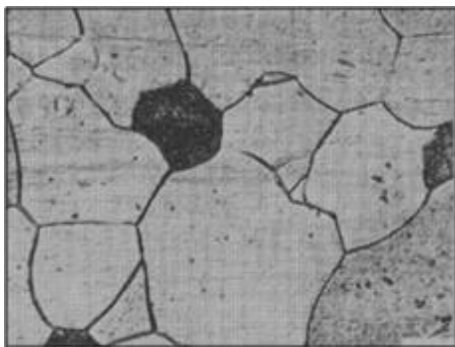
б) VT15, 850°C, 1 час, охл. на воздухе



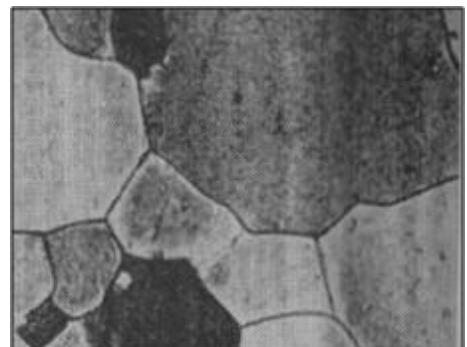
в) VT15: 850°, 8 ч, охл. с печью



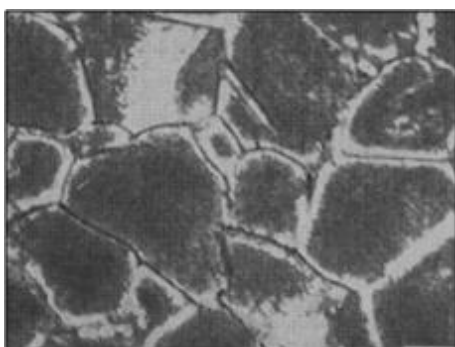
г) VT15: 600°, 8 ч, охл. с печью



д) VT15: закалка с 800°, вода
+ старение 450°, 2 часов



е) VT15: закалка с 800°, вода
+ старение 450°, 4 часов



ж) VT15: закалка с 800°, вода
+ старение 550°, 4 часов



з) VT15: закалка с 800°, вода
+ старение 600°, 40 часов

Рисунок 1.12 – Структура сплава VT15 псевдо-β-класса после разных режимов термической обработки, ×300 [2,3,7]

Таблица 1.5 – Общая характеристика отечественных сплавов [2,3,6]

| Сплав | Полуфабрикат | Термическая обработка | Механические свойства | | |
|----------|------------------------|--|-----------------------|--------------|------------|
| | | | σ_B , МПа | δ , % | ψ , % |
| BT22 | Прутки, ≤ 100 мм | Отжиг, 750°C, охл. с печью до 300°C, 1 ч, вода | 1080 – 1225 | 12 | 25 – 50 |
| BT22И | Прутки | Закалка, 775°C, 1 ч, вода | 755 | 22 | 47 |
| BT30 | Листы | Закалка, 750°C+530°C, 4 ч | 1220 – 1300 | 8 | 17 |
| BT35 | Прутки, 14 мм | Закалка, 800°C, 1 ч, вода | 815 | 25 | 55 |
| BT19 | Поковка, 70 мм | 750°C, 1,5 ч, охл. с печью +450°C, 10 ч | 1110 | 15 | 28 |
| BT32 | Листы, 1,5 мм | 780°C, 2 ч, охл. с печью до 500°C, 4 ч, воздух | 1176 – 1274 | 9,5 | 18 |
| BT15 | Прутки, 12 мм | Отжиг, 800°C, 1 ч, воздух | 960 | 16,5 | 48 |
| Ti-555 | Прутки, 16 мм | Закалка с β -области + старение | 1300 | 10 | 15 |
| Ti-16-2 | Листы, прутки | Отжиг | 725 | 16 | 23 |
| Beta-III | Проволока для заклепок | Закалка | 993 | 24 | 65 |
| Beta C | Прутки, проволока | Закалка + старение | ≥ 1240 | ≥ 8 | ≥ 20 |

Таблица 1.6 – Механические свойства сплава BT32 после упрочняющей термической обработки [2,7]

| Сплав | Вид термической обработки | σ_B , МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа |
|-------|---------------------------|------------------|----------------------|
| BT32 | после отжига | 850–890 | 800–850 |
| | после УТО | 1260–1300 | 1160–1230 |
| BT35 | после отжига | 850–890 | 800–850 |
| | после УТО | 1200–1350 | 1100–1250 |

1.5. Пластическая деформация титановых сплавов

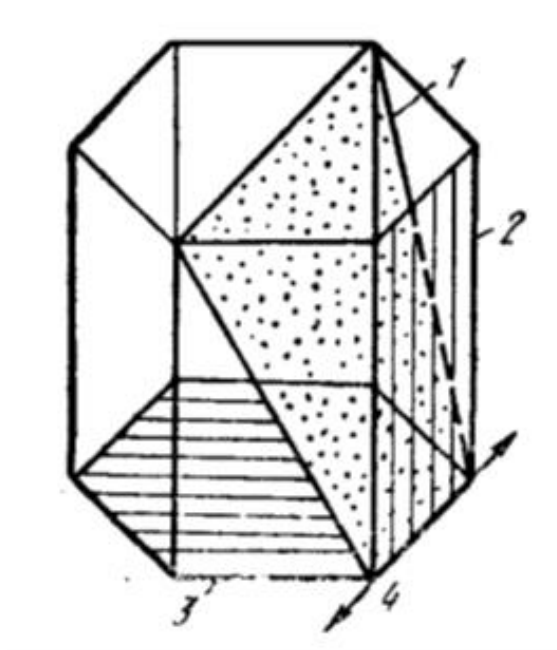
Титан может пластически деформироваться как в гексагональной модификации при комнатной температуре, так и в кубической модификации при высоких температурах. При достаточной чистоте титана степень деформации при комнатной температуре может достигать более 90% за счет скольжения и двойникования в различных плоскостях гексагональных кристаллов. Деформируемость отдельных кристаллов зависит от ориентации.

Сопротивление деформации α -титана при комнатной температуре возрастает с повышением концентрации примесей, особенно кислорода. При превышении некоторой концентрации примесей деформация становится невозможной. Критическое напряжение сдвига резко снижается с повышением температуры, поэтому при нагреве деформация существенно облегчается.

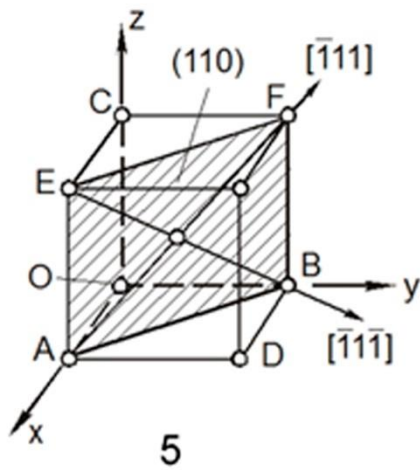
Кубическая β -модификация титана, которая у $(\alpha+\beta)$ -сплавов имеет место и при комнатной температуре, в большинстве случаев обладает очень высокой деформационной способностью. Вблизи точки фазового перехода при одинаковой нагрузке способность к деформации у кристаллов с кубической решеткой значительно выше, чем с гексагональной. С повышением температуры содержание β -кристаллов увеличивается и благодаря этому улучшается деформируемость технических сплавов. Деформация твердых растворов на основе β -титана протекает аналогично деформации большинства металлов с ОЦК решеткой [12].

Пластическая деформация титана и его сплавов осуществляется скольжением и двойникованием; при повышенных и высоких температурах существенный вклад в общую деформацию могут вносить также зернограничные процессы и диффузионная пластичность. Соотношение действия различных механизмов в общую деформацию зависит от температуры, скорости и схемы напряженного состояния, параметров структуры, содержания примесей [1, 13]. Вследствие того, что при деформации преобладают процессы скольжения и образование двойников возможно лишь в определенных плоскостях, с увеличением степени деформации возрастает преимущественная ориентация зерен, приводящая к определенной текстуре.

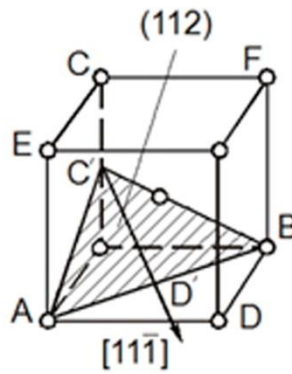
Скольжение в α -титане, в отличие от многих других металлов с гексагональной структурой, происходит преимущественно не по базисной плоскости $\{0001\}$, а по призматическим $\{10\bar{1}0\}$ и пирамидальным плоскостям $\{10\bar{1}1\}$ в направлениях $\{11\bar{2}0\}$ (рис. 1.13 а).



a)

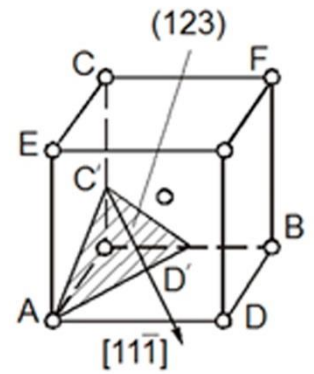


5



6

б)



7

Рисунок. 1.13 – Основные кристаллографические элементы скольжения и двойникования в α -титане (а) и β -титане (б)

для α -титана – (1) пирамидальные плоскости $(10\bar{1}1)$, (2) призматические плоскости $(10\bar{1}0)$ и (3) базисные плоскости (0001) , (4) - направление скольжения $[1120]$

для β -титана – (5) – плоскости (110) и (6,7) – плоскость (111)

Это отличие обусловлено следующими причинами [12-14]:

- для титана соотношение осей $c/a=1,587$, меньше теоретического для идеальной плотноупакованной гексагональной структуры (1,633), поэтому в титане наиболее плотно упакованы и наиболее удалены друг от друга не плоскости базиса, а призматические плоскости $\{10\bar{1}0\}$;

- энергия дефектов упаковки в базисной плоскости α -титана значительно больше, чем в призматических плоскостях $\{10\bar{1}0\}$.

При комнатной температуре пластическая деформация монокристаллов титана скольжением осуществляется преимущественно вдоль призматических плоскостей $\{10\bar{1}0\}$ в направлениях $\{11\bar{2}0\}$ [12-14]. В процессе деформации возможна смена способа деформации от скольжения в плоскостях призмы $\{10\bar{1}0\}$ к пирамидальному скольжению в плоскостях $\{10\bar{1}1\}$. Скольжение в базисной плоскости $\{0001\}$ в направлениях $\{11\bar{2}0\}$ наблюдается только в монокристаллах технической чистоты при определенных условиях их ориентации. Для титана технической чистоты скольжение по всем трем системам плоскостей почти равновероятно, хотя призматическое скольжение остается доминирующим. Скольжение по пирамидальным плоскостям $\{10\bar{1}1\}$ начинается, когда затрудняется скольжение по плоскостям $\{10\bar{1}0\}$ из-за примесей внедрения. Атомы внедрения располагаются в октаэдрических порах, что сильнее затрудняет скольжение по $\{10\bar{1}0\}$, чем по $\{10\bar{1}1\}$. При высоких давлениях доминирует скольжение по плоскостям $\{10\bar{1}0\}$ и $\{11\bar{2}2\}$ [12-14]. Помимо скольжения в направлениях $\{11\bar{2}0\}$ в плоскости базиса, в титане наблюдается «внебазисное» скольжение в направлениях $\{12\bar{1}3\}$ или $(c+a)$ в плоскостях $\{10\bar{1}0\}$.

В соответствии с критерием Мизеса, пластическая деформация поликристаллического агрегата протекает без нарушения сплошности, если его зерна обладают не менее чем пятью независимыми системами сдвига. Этот критерий выполняется для всех кубических металлов, но не для всех металлов с гексагональной плотноупакованной структурой. В α -титане комбинация базисного и призматического скольжения или одно пирамидальное скольжение в плотноупакованных направлениях $\{11\bar{2}0\}$ обеспечивают лишь четыре независимых системы скольжения. Комбинация скольжения по всем плоскостям при тех же самых направлениях также дает лишь четыре независимых системы скольжения. Это связано с тем, что при деформации α -титана скольжением в направлениях $\{11\bar{2}0\}$, лежащих в плоскости базиса, исключено изменение размеров кристалла в направлении оси «с». В титане и его сплавах с преобладанием α -фазы в структуре пятой независимой системой скольжения, необходимой для пластической деформации без нарушения сплошности, служит «внебазисное» скольжение $(c+a)$.

Помимо деформации скольжением титан может деформироваться *двойникованием*. В титане двойники $\{10\bar{1}2\}$, $\{11\bar{2}1\}$ и $\{11\bar{2}3\}$ приводят к расширению решетки вдоль оси c , в то время как двойники $\{10\bar{1}1\}$, $\{11\bar{2}2\}$ и $\{11\bar{2}4\}$ – к сжатию [12, 14, 15]. Двойники $\{10\bar{1}1\}$ имеют очень небольшую толщину и группируются в полосы, состоящие из тонких параллельных пластин. В полосах примерно половина объема занята двойниками, а половина – матрицей. Двойники $\{11\bar{2}2\}$, наоборот, широкие и линзообразные по форме. Действующие системы двойникования в титане зависят от температуры деформации [12,14,15]. При комнатной температуре доминируют двойники $\{10\bar{1}2\}$, $\{11\bar{2}1\}$ и $\{11\bar{2}2\}$. В интервале 0-400°C двойникование развивается в основном вдоль плоскостей $\{11\bar{2}2\}$, а выше 400°C – вдоль $\{10\bar{1}1\}$. При температурах, близких к 800°C, двойникование происходит по плоскостям $\{10\bar{1}2\}$, $\{11\bar{2}1\}$, $\{11\bar{2}2\}$ [12,14,15].

Для чистого титана характерна сильная отрицательная температурная зависимость напряжений течения при призматическом и в особенности базисном скольжении, а также при высокотемпературном двойниковании типа $\{10\bar{1}1\}$. С понижением температуры наблюдается переход к двойникованию по системам $\{11\bar{2}2\}$, $\{11\bar{2}1\}$ и $\{10\bar{1}2\}$ с положительной температурной зависимостью напряжений сдвига. В связи с этим при температурах ниже 200-300°K приведенные напряжения для начала двойникования становятся ниже, чем для базисного, а затем и призматического скольжения. Поэтому с понижением температуры склонность титана к двойникованию возрастает. Склонность к двойникованию возрастает с укрупнением зерна и уменьшением содержания примесей внедрения. В мелкозернистом титане технической чистоты двойникование не происходит даже при пониженных температурах [12,14,15].

Для титана β -область лежит значительно выше температуры рекристаллизации и поэтому механизм деформации уже прямо не прослеживается. Однако титановые сплавы с достаточно высоким содержанием β -стабилизирующего элемента могут содержать β -фазу и при комнатной температуре. Характер деформации объёмноцентрированных кубических β -кристаллов на основе титана примерно такой же, как у других металлов с объёмноцентрированной кубической решеткой. Деформации β -кристаллов на основе титана скольжением происходит по системам $\{110\}$, $\{112\}$, $\{123\}$, $\{111\}$ и двойникованием по системам $\{112\}$ и $\{111\}$. Соотношение между вкладом скольжения и двойникования в пластическую деформацию β -титановых сплавов зависит от характера легирования и содержания легирующих элементов [15,16]. При холодной прокатке β -сплавы с высоким содержанием молибдена, ниобия и тантала допускают деформацию свыше 90%. Другие легирующие элементы, например рутений и родий, могут привести к такому резкому

снижению деформационной способности β -фазы, что холодная деформация становится невозможной. В холоднодеформированных ($\alpha+\beta$)-сплавах, стабилизированных марганцем, в β -фазе образуются многочисленные, чаще всего прямые, линии скольжения [2,3,12].

Особенностью титановых сплавов является сильная зависимость их структуры от скорости охлаждения после горячей деформации. Это связано с полиморфным превращением, в результате которого в процессе всего охлаждения происходит изменение количественного соотношения и состава фаз. Поэтому процесс формирования структуры можно разбить на два почти равноценных по значению этапа [2, 3]:

- формирование структуры при пластической деформации;
- формирование структуры при охлаждения с температур деформации.

При деформации в β -области форма β -зерен изменяется в соответствии со степенью деформации (рис. 1.15 а). Равноосное до деформации β -зерно сплющивается, вытягивается вдоль направления течения металла (рис. 1.15 а, схема). При определенных температурно-скоростных условиях деформации начинается динамическая рекристаллизация β -фазы в структуре появляются мелкие (10-30 мкм) равноосные β -зерна, местами предпочтительного образования которых являются стыки и границы деформированных зерен и полосы деформации (рис. 1.15 а, схема 3). Увеличение количества равноосных зерен свидетельствует об увеличении степени рекристаллизации. В случае полной рекристаллизации β -фазы при деформации структура целиком состоит из мелких равноосных β -зерен (рис. 1.15 а, схема 4). В процессе охлаждения от температуры деформации до температуры начала $\beta\rightarrow\alpha$ -превращения происходит интенсивный рост β -зерен [2,3].

На рисунке 1.16 представлена структура сплава ВТ35 в зависимости от условий деформации

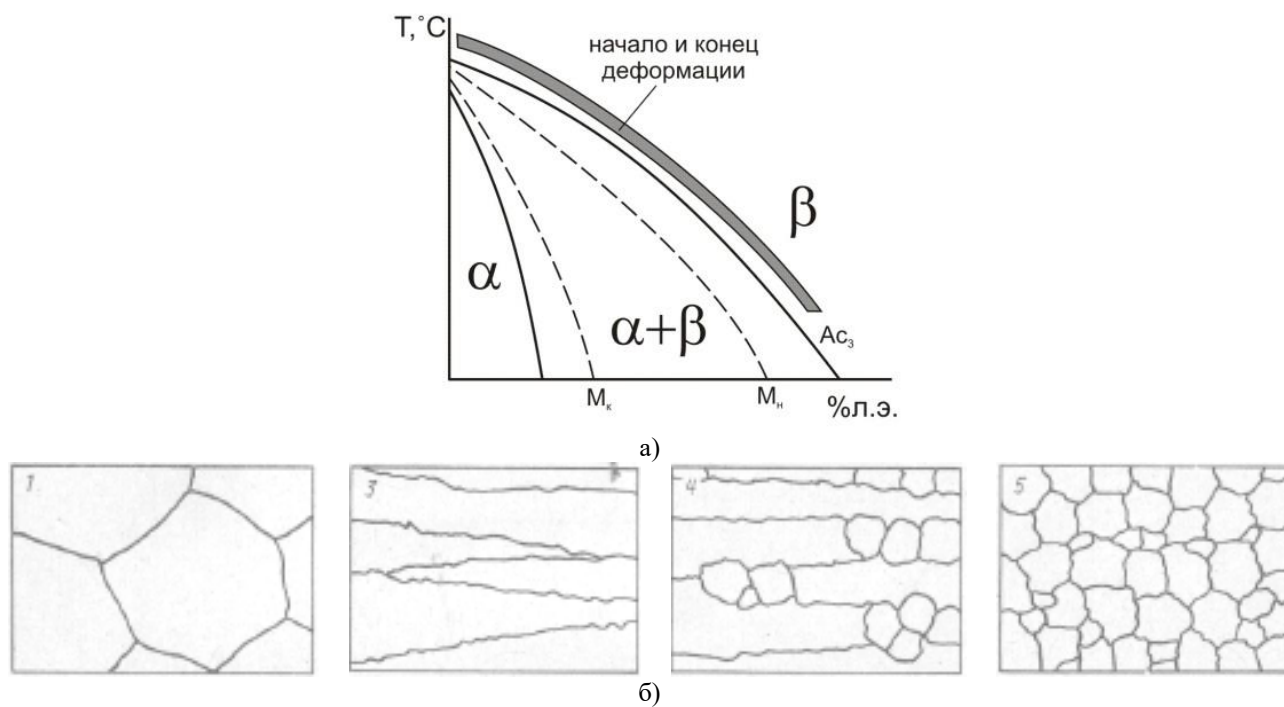
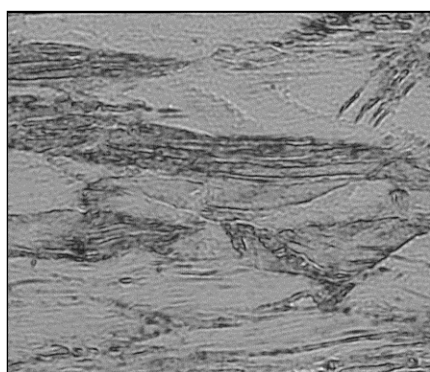
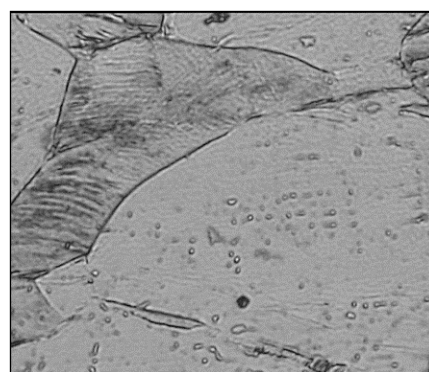


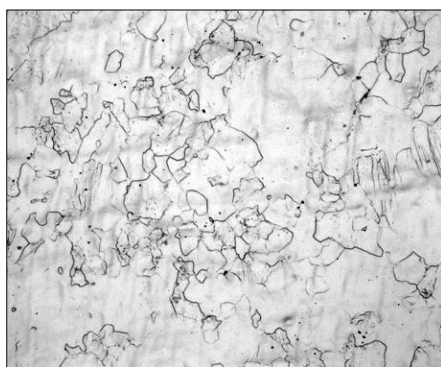
Рисунок 1.15 – Температурный интервал деформации (а) и изменение формы и размера β -зёрен (б) в процессе деформации



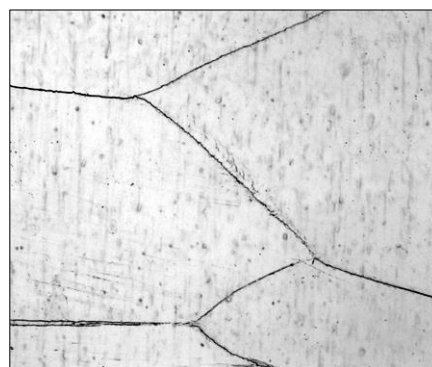
а) холодная прокатка при 25°C , лист 2 мм, $\times 280$;



б) горячая прокатка при 870°C , лист 2 мм, $\times 280$;



в) горячая деформация при 1000°C , пруток $\varnothing 25$ мм, $\times 100$;



г) ковка + прокатка при 1000°C , пруток $\varnothing 180$ мм, $\times 100$

Рисунок 1.16 – Структура сплава VT35 после деформации

1.6. Области применения, достоинства и недостатки высокопрочных титановых сплавов псевдо- β - класса

Практика производства деформированных полуфабрикатов показала, что это трудоемкий и дорогой процесс, обусловленный относительно высоким сопротивлением титановых сплавов деформации, взаимодействию титана с газами окружающего пространства, ограниченными возможностями холодной деформации, малой теплопроводности титана, что создает большие градиенты температур по объему обрабатываемого металла. Одним из основных принципов, которым руководствуются при выборе технологии производства промежуточных заготовок, заключается в необходимости создания определенной структуры, которая в значительной степени определяет структуру и свойства конечных полуфабрикатов. При установлении требований к структуре заготовок исходят из требований к качеству соответствующих полуфабрикатов и тех изменений структуры и свойств, которые происходят при различных технологических схемах и режимах деформации при их изготовлении [17-20].

Анализ сортамента изготавливаемых из титана и его сплавов деформированных полуфабрикатов свидетельствует о том, что только до 15% можно получить непосредственно из слитков путем прокатки,ковки или прессования – это в основном крупные прутки и плиты, массивные профили, тяжелые поковки. Для производства основного сортамента выпускаемых полуфабрикатов (листов, прутков, штамповок, проволоки и др.) в промышленности используют промежуточные заготовки – слябы, блюмы, прутки (рис. 1.17).

К *достоинствам* псевдо- β -сплавов следует отнести:

- сравнительно легкую обрабатываемость давлением в процессе производства полуфабрикатов. Из-за сравнительно низкой температуры As_3 достаточно большое, оптимальное для горячей обработки давлением, количество β -фазы может быть достигнуто при сравнительно невысоких температурах, поэтому напряжения течения металла при горячей деформации псевдо- β -сплавов невелики. В связи с этим обработка давлением псевдо- β -сплавов. в том числе и в изотермических условиях, осуществляется сравнительно легко. Эти факторы приводят к снижению стоимости производства полуфабрикатов как из-за уменьшения энергетических расходов. так и в результате возможности применения менее дорогостоящих инструментальных материалов [1-3,21,22];

- высокую технологическую пластичность в закаленном состоянии. Это связано с тем, что β -фаза, имеющая объемноцентрированную кубическую решетку, по своей природе более пластична, чем гексагональная α -фаза примерно такой же степени легированности. В закаленном состоянии β -сплавы имеют невысокую прочность, большое относительное

удлинение и поперечное сужение и поэтому хорошо обрабатываются давлением. Из лучших закаленных β -сплавов можно получать изделия холодной деформацией [3,7,10].

- большой эффект термического упрочнения, что связано с большим пересыщением закаленной β -фазы. Распад пересыщенной β -фазы при старении обеспечивает повышение прочности сплавов в 1,5 – 1,7 раза;

- высокую прокаливаемость. (сплавы прокаливаются практически при всех сечениях промышленных полуфабрикатов) [10,11];

- более удачное, по сравнению со сплавами других классов, сочетание механических и эксплуатационных свойств: высокой прочности, удовлетворительной пластичности, вязкости разрушения, сопротивления коррозионному растрескиванию [10,11,13];

- высокую коррозионную стойкость, особенно при большом содержании молибдена;

- малую склонность β -титановых сплавов к водородной хрупкости.

К недостаткам псевдо- β сплавов относятся: высокая чувствительность к примесям кислорода и углерода, которые вызывают снижение пластичности и вязкости. Понижение пластичности сварных швов из-за сильного роста зерна и низкая термическая стабильность структуры ограничивают температуру применения псевдо- β -сплавов (при длительной работе не выше 350°C). Большой разброс механических свойств, вызванный химической неоднородностью сплавов в связи с высокой степенью их легирования и большой чувствительностью процесса старения к содержанию примесей внедрения. Кроме того, из-за большого содержания легирующих элементов плотность сплавов повышена 4,7-5,0 г/см³ [2,3,13].

Особенность высокопрочных титановых сплавов как конструкционного материала – их повышенная чувствительность к концентраторам напряжения. Поэтому при конструировании деталей из этих сплавов необходимо учитывать ряд требований (повышенное качество поверхности, увеличение радиусов перехода от одних сечений к другим и т.п.), аналогичных тем, которые существуют при применении высокопрочных сталей [21-23].

Область применения высокопрочных титановых сплавов обширна и распространяется от судостроительной до авиационной промышленности [7,13,21]. Данные сплавы применяются в силовых элементах фюзеляжа и стоек шасси (BT16, BT23), плетённых силовых каркасах, крепежных изделиях (BT16, BT32, BT35) (рис 1.18, табл. 1.7).



слитки



слябы

а) промежуточные заготовки;



биллет



плита



прутки

б) товарные полуфабрикаты



проволока

Рисунок 1.17 – Сортамента полуфабрикатов из деформируемых титановых сплавов



а) стойка шасси



б) лонжерон

а) корпусные детали;



в) крепёжный элемент



г) плетённые силовые каркасы

Рисунок 1.18 – Области применения высокопрочных титановых сплавов

Таблица 1.7 – Комплекс технологических и эксплуатационных свойств высокопрочных титановых сплавов [27]

| Сплав | Термическая обработка | Предел прочности σ_b , МПа | Относительное удлинение δ , % | Предельная степень деформации $\varepsilon_{пр}$, % | Общая характеристика свойств | Область применения |
|----------|---|-----------------------------------|--------------------------------------|--|--|--|
| BT16 | Отжиг | 880 | 20 | 75 | хорошо деформируется в горячем и холодном состоянии, хорошо сваривается всеми видами сварки | крепежные и другие резьбовые детали диаметром не более 40 мм, длительно работающие при температурах до 300°C |
| BT23 | Отжиг | 920 | 15 | 60 | хорошо обрабатывается давлением, хорошо сваривается | силовые конструкции аэрокосмической техники: лонжероны, шпангоуты, обшивка, баллоны |
| BT19 | Отжиг Закалка из $\alpha+\beta$ -области | 930 | 15 | 65 | обладает удовлетворительной пластичностью при горячей и холодной обработке давлением | детали авиационной техники |
| BT35 | Отжиг Закалка из β -области | 850 | 20 | 77 | удовлетворительно обрабатывается давлением в горячем состоянии, после закалки способен к холодной деформации | сотовые конструкции, анкерные гайки, длинномерные листовые лонжероны |
| Ti-555 | Закалка + старение | 1300 | 5 | 85 | удовлетворительно обрабатывается давлением | тяжелонагруженные крупные авиационные конструкции (пилоны) |
| Beta III | Отжиг | 970 | 12 | 60 | в закаленном состоянии, при комнатной температуре, отличается прекрасной деформируемостью, сваривается | детали крепления, особенно заклепки, листовые детали, пружины |

Одной из значимых сфер применения высокопрочных ($\alpha+\beta$)-сплавов с достаточно большим количеством β -фазы в отожженном состоянии и псевдо- β -сплавов в современном авиационном является крепёжный элемент и силовые плетённые каркасы (рис. 1.18 в,г).

Детали крепления относятся к ответственным изделиям массового производства. Технология их изготовления включает в себя горячую деформацию заготовки в прутки требуемого размера, холодную или тёплую высадку, промежуточные технологические операции и заключительную упрочняющую обработку готового изделия. Поэтому сплавы должны быть достаточно технологичными при комнатной температуре и в тоже время способными к последующему упрочнению при низких температурах.

К настоящему времени разработано довольно много титановых сплавов, как в нашей стране, так и за рубежом. Число только промышленных и полупромышленных сплавов превышает сотню. Поэтому актуальна не столько разработка новых сплавов, сколько выбор наиболее приемлемых из существующих. С позиции тенденции развития современной техники, которая требует применения деталей крепления с более высокими рабочими характеристиками наиболее перспективными становятся псевдо- β - титановые сплавы ВТ32 и ВТ35.

Проведённый по работам [23-25] и литературным данным [2,14,18] анализ взаимосвязи химического состава и свойств псевдо- β - сплавов показал, что применительно к деталям крепления, изготавливаемым методом холодного деформирования, наилучшими технологическими свойствами обладают сплавы с молибденовым эквивалентом 15-19. Вследствие большого содержания β -стабилизирующих элементов охлаждение на воздухе позволяет зафиксировать однофазный β -твердый раствор, способный к распаду при последующей упрочняющей термической обработке. При дальнейшем повышении молибденового эквивалента сплавов их уровень прочности в закаленном состоянии увеличивается из-за твердорастворного упрочнения, что приводит к уменьшению эффекта упрочнения при старении вследствие уменьшения количества выделяющейся α -фазы. Кроме того, для уменьшения вредных последствий внутридендритной ликвации титановые сплавы целесообразно одновременно легировать β -стабилизаторами, ликвирующими в противоположных направлениях. К элементам, обогащающим границы зерен, относятся эвтектоидообразующие β -стабилизаторы; противоположное поведение демонстрируют β -изоморфные стабилизаторы. Легирующие элементы должны быть по возможности не слишком «тяжелыми» (по этой причине легирование ванадием предпочтительнее, чем молибденом).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

До недавнего времени одним из основных материалов для изготовления деталей крепления являлась нержавеющая сталь даже в авиастроении, где вес конструкции играет важную роль. В последнее время основной тенденцией развития авиационной техники является замена металлических материалов на композиционные как инструмент повышения экономической эффективности летательных аппаратов за счёт снижения массы конструкций. Для соединения различных элементов конструкции планера летательного аппарата, имеющего в своём составе полимерные композиционные материалы, применяются различного вида заклёпки из стали, алюминиевых и титановых сплавов. В проведённых ранее исследованиях было доказано, что основным недостатком металлических крепёжных элементов в конструкциях из полимерных композиционных материалов является электрохимическая коррозия заклёпок, особенно при применении летательного аппарата с авианосцев. А из всех применяемых для изготовления деталей крепления металлических материалов наилучшей коррозионной стойкостью обладают сплавы на основе титана

С этой позиции наилучшим комплексом свойств обладает титановый сплав ($\alpha+\beta$)-класса ВТ16. Однако достигаемый уровень прочности не всегда удовлетворяет постоянно возрастающим требованиям к конструкциям. В этом отношении наиболее перспективными становятся сплавы псевдо- β - класса ВТ32 и ВТ35.

Поэтому цель работы состояла в изучении влияния химического состава и температурно-скоростных условий обработки на формирование фазового состава и структуры в титановых сплавах псевдо- β - класса и разработке на этой основе режима термической обработки для создания в полуфабрикатах и деталях состояния, обеспечивающего заданный уровень технологических и эксплуатационных свойств.

Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие задачи:

1. Определить технологическую пластичность сплавов ВТ32 и ВТ35 и выбрать из них наиболее перспективный для изготовления деталей в холодную;
2. Оценить влияние содержания легирующих элементов сплава на деформационную способность и комплекс механических свойств при комнатной температуре выбранного сплава;
3. Изучить кинетику распада β -фазы при старении и определить степень дисперсионного упрочнения сплава;
4. И разработать режим термической обработки, обеспечивающий при комнатной температуре в полуфабрикатах технологическую пластичность не менее 75% и высокие прочностные свойства готовых изделий ($\sigma_b \geq 900$ МПа, $\tau_{cp} \geq 630$ МПа).

2. ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Объекты исследования

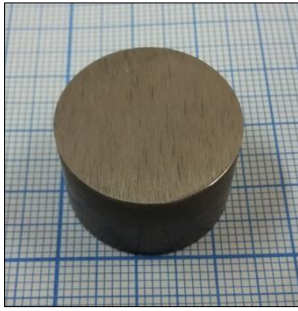
Исследования проводились на образцах, вырезанных из слитков и горячекатаных прутков промышленных титановых сплавов ВТ32 и ВТ35 разных плавок (рис.2.1). Паспортный химический состав исследуемых сплавов приведен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Паспортный химический состав титанового сплава ВТ35 [26]

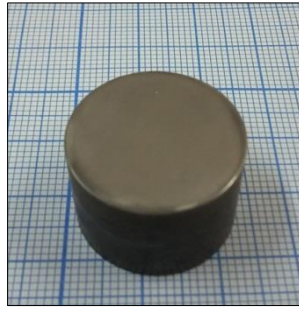
| Элемент | Основные легирующие элементы, (% массе) | | | | | | | | [Mo] _{ЭКВ} |
|------------------------|---|---------|---------|-----------|-------|-----------|------------|------|---------------------|
| | Al | V | Cr | Mo | Sn | Zr | Nb | Fe | |
| ВТ32 по паспорту | 2,0-4,0 | 7,0-9,0 | 0,5-2,0 | 7,0-9,0 | – | – | – | – | 0,5-2,0 |
| ВТ32 | 3,0 | 8,16 | 1,13 | 8,64 | – | – | – | 1,12 | 18,6 |
| ВТ35 по паспорту | 2 - 4 | 14 - 16 | 2 - 4 | 0,5 - 2,0 | 2 - 4 | 0,5 - 2,0 | 0,01 - 0,4 | – | 13,8 – 20,2 |
| ВТ35 Состав 0 | 2,5 | 15,33 | 2,85 | 1,37 | 3,13 | 1,02 | 1,74 | – | 17,6 |
| ВТ35 Состав 1 | 2,9 | 14,9 | 2,36 | 0,55 | 2,82 | 0,53 | 0,02 | – | 15,1 |
| ВТ35 Состав 2 | 3,9 | 15,9 | 3,67 | 1,82 | 3,83 | 1,74 | 0,35 | – | 19,4 |
| ВТ35 Состав 3 | 3,5 | 15,2 | 3,08 | 0,55 | 3,27 | 0,52 | 0,02 | – | 16,6 |
| ВТ35 (промышл. слиток) | 2,92 | 14,74 | 2,79 | 0,94 | 2,93 | 0,92 | 0,10 | – | 16,1 |

Подготовка образцов для металлографических исследований осуществлялась по стандартной методике, включающая шлифование, полировку и травление [27,28] (рис. 2.1). Образцы подвергали шлифование на вращающихся дисках (Neris) с наждачной бумагой (шкурки) разной зернистости (рис. 2.2 а). Количество шкурок и их номер выбиралось индивидуально. В общем, случает, шлифовку начинали на номерах с большой зернистостью (размер зерна абразива 200 – 250 мкм), а завершают – на бумаге с маленькой зернистостью (размер зерна абразива 10 – 14 мкм). Переход от одного номера к другому проводили, когда все резки выстроились в одном направлении. При смене номера бумаги образец поворачивают на 90°.

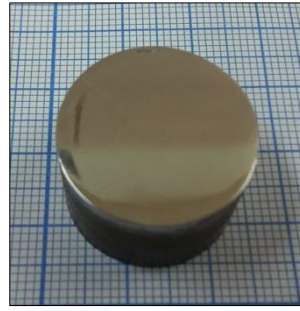
Электролитическую полировку осуществляли в стеклянном водоохлаждаемом сосуде (рис. 2.2 б). В качестве катода использовали аустенитную нержавеющую сталь, анодом служил образец; напряжение на электродах 35 – 50 В. Для электрополировки использовали электролит – водный раствор уксусной кислоты (CH₃COOH) и хлорной кислоты (HClO₄) [27,28].



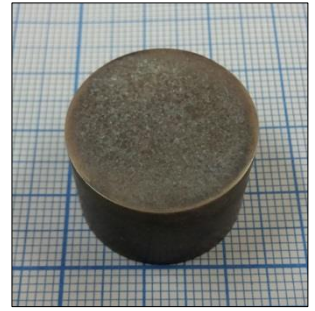
а) выравнивание на точильном круге;



б) шлифование;



в) полирование;

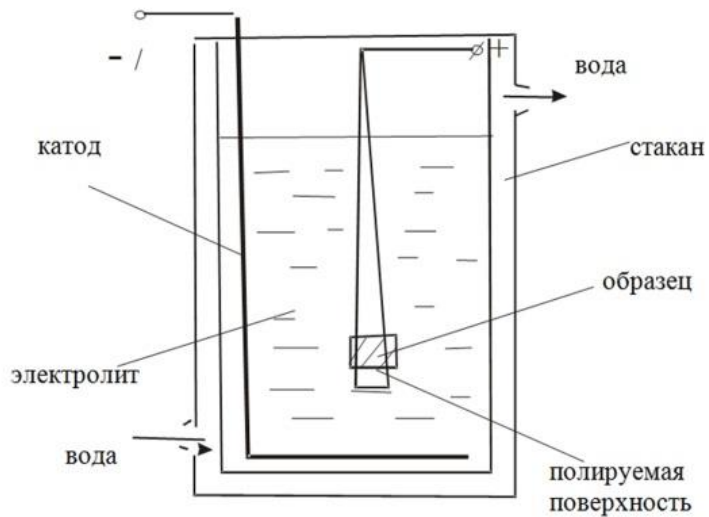


г) травление.

Рисунок 2.1 – Внешний вид шлифа на разных этапах приготовления



а)



б)

Рисунок 2.2. – Станок для шлифования (а) и водоохлаждаемая установка для электролитической полировки (б)

После окончания процесса электрополировки поверхность шлифа подвергали химическому травлению в стандартном растворе: плавиковой кислоты (HF), азотной кислоты (HNO₃), дистиллированной воды (H₂O) или в более мягком растворе на основе глицерина: плавиковой кислоты (HF), азотной кислоты и глицерина. Травление проводили при комнатной температуре, время выдержки выбирали в зависимости от конкретного образца, в среднем в течение 5–10 сек, способ нанесения травителя – смачивание поверхности шлифа [27,28].

Образцы для кратковременных испытаний на растяжение были подготовлены согласно ГОСТ 1497–84 и ГОСТ 10466-80 в зависимости от диаметра исследуемого полуфабриката. Из прутков диаметром более 10 мм вырезались цилиндрические образцы, тип IV (рис. 2.3 а), а из прутков диаметром менее 10 мм изготавливались цилиндрический образец по диаметру исследуемого полуфабриката и с рабочей длиной образца не менее ($l_0 + 50$) мм (рис 2.3 б). Габаритные размеры образца и его рабочей части выбирались в зависимости от параметров полуфабрикатов. Образцы для испытания на осадку изготавливаются согласно ГОСТ 8817-82 и представляют цилиндрический образец с отношением диаметра к высоте 1:1,3 раз (рис 2.3 в). Образцы для испытания на срез изготавливаются согласно ОСТ 1.90148-74 и представляют цилиндрический образец с длиной рабочей части 20 мм и диаметром 5 мм (рис 2.3 г) [29-33].

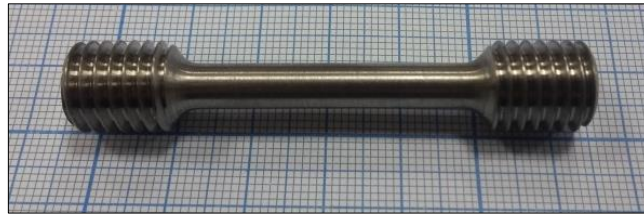
2.2 Методы исследования

Вырезка образцов проводилась на электроэрозионный станок DK7725LWS с использованием проволочного электрода (рис 2.4а).

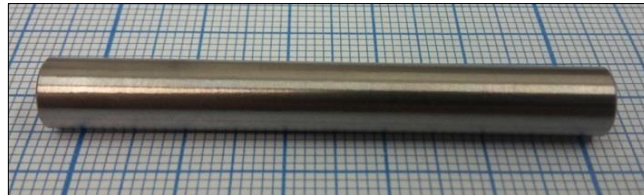
Термическую обработку в воздушной атмосфере проводили с помощью электропечи СНОЛ-1,6.2,5.1/9-И4 (до 1200⁰С). Температуру в печах при термической обработке образцов определяли термопарами типа ХА (хромель-алюмель), размещаемыми у образцов. Погрешность определения составляла ±5⁰С(рис. 2.4 б,в).

Охлаждение со скоростью выше 30 К/с проводили в воде с температурой 20-22⁰С. Скорости охлаждения порядка 5 К/с достигались при охлаждении на воздухе. Скорость охлаждения с печью в воздушной атмосфере составляет 0,08-0,05 К/с [34].

Исследования микроструктуры проводили на оптическом микроскопе АХЮ Observer.A1m при увеличениях до 1000 крат (рис. 2.4г). Применяли метод светлого поля в воздушной среде. Анализ полученных изображений осуществляли с помощью программного комплекса NEXSYS ImageExpert Pro3, который позволяет проводить количественный фазовый анализ различными методами.



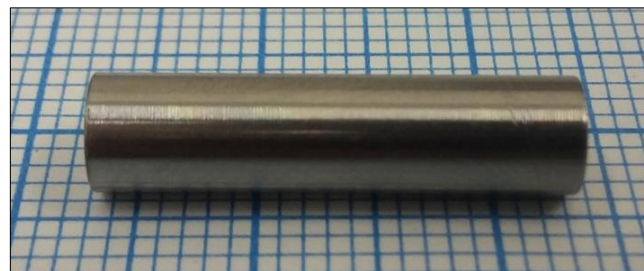
а) на одноосное растяжение (пруток \varnothing более 10 мм)



б) на одноосное растяжение (пруток \varnothing менее 10 мм)



в) осадку



г) срез

Рисунок 2.3 – Внешний вид образцов для статических испытаний



а) электроэрозионный станок



б) электропечь с воздушной атмосферой



в) внешняя термопара типа ХА



г) оптический металлографический микроскоп



д) твердомер по методу Роквелла

Рисунок 2.4 – Внешний вид исследовательского оборудования

Измерение твердости по методу Роквелла проводили на приборе Масromet 5100Т алмазным конусом с углом у вершины 120° и закруглением радиусом в 0,2 мм по шкале HRC с нагрузкой 150 кгс (рис. 2.4 д).

Для получения достоверной твёрдости поверхность образца или детали должна быть плоскопараллельной и без окалины и грубых дефектов. Расстояние между соседними отпечатками и до края образца должно быть не менее 3 мм. В общем виде измерение твёрдости статическими методами Роквелла заключается во внедрении в поверхность испытываемого металла стандартных наконечников из твердых недеформирующихся материалов под действием статических нагрузок (рис. 2.5). Получаемые значения твёрдости безразмерные величины и выражаются числами твердости в различных шкалах (табл. 2.2) [29,35].

Вдавливание осуществляется под действием двух последовательно прилагаемых нагрузок

- предварительной ($P_0=98Н=10кгс$) \Rightarrow общая нагрузка $P=P_0+P_1$
- основной (P_1)

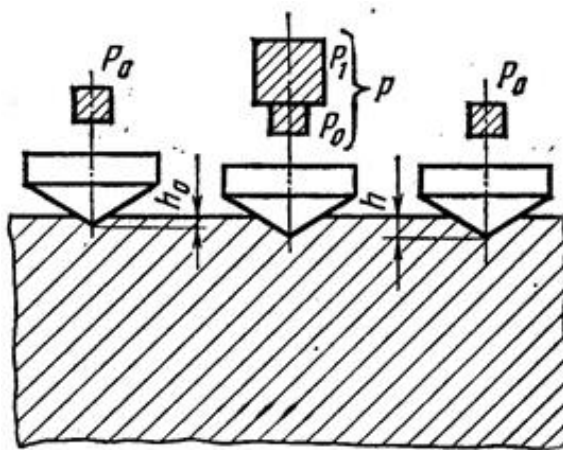


Рисунок 2.5 – Схема измерения твердости по методу Роквелла [29]

Таблица 2.2. – Технические параметры для измерения твёрдости по методу Роквелла [29]

| Индентор | Нагрузка | Шкала | Тип материала | Пример |
|--|-----------------------|-------|---|---------|
| Алмазный конус с углом при вершине 120° | $P=1470Н$ (150кгс) | «С» | Твердые материалы (закаленные стали) | 58 HRC |
| | $P=588Н$ (60кгс) | «А» | Очень твердые материалы (твердые сплавы) | 115 HRA |
| Стальной закаленный шарик ($D=1,588мм$) | $P=980Н$ (100кгс) | «В» | Нетвердые металлы (бронзы, латуни). | 90 HRB |

Статистические механические испытания на растяжение проводили согласно ГОСТ 1497–84 на универсальной разрывной машине TIRA test 2300 со специальными захватами (рис. 2.6 а,б). Диаметр и расчетную длину образцов измеряют электронным штангельциркулем с точностью 0,01мм.

При проведении испытаний на растяжение образец устанавливают в захваты разрывной машины. Приглядываемая растягивающая сила создает напряжение, в образце вызывая его удлинение. Когда напряжение превышает прочность образца, происходит его разрыв. Изменение нагрузки происходит плавно.

При испытаниях на одноосное растяжение образец 1 устанавливают в захваты 2 разрывной машины. Растягивающая сила P создает напряжение в испытываемом образце и вызывает его удлинение. Когда напряжение превышает прочность образца происходит его разрыв (рис. 2.7а) [29,30,31].

Механические свойства определяли в соответствии с ГОСТ 1497–73 по первичным кривым растяжения в координатах «Нагрузку (P) – абсолютное удлинение (l)», которые автоматически записывались на диаграммной ленте испытательной машины (рис. 2.7 б). Для оценки уровня кратковременных механических свойств использовали следующие параметры: временное сопротивление разрыву (σ_B), предел текучести ($\sigma_{0,2}$), относительное удлинение (δ). Расчёт прочностных и пластических характеристик материала проводят по диаграмме растяжения (рис. 2.7 б) по формулам 2.1 – 2.4 [29,30,31]:

$$\text{Предел прочности (временное сопротивление } (\sigma_B) - \text{ точка D) } \sigma_B = \frac{P_B}{F_0} \quad 2.1$$

$$\text{Условный предел текучести } (\sigma_{0,2}) - \text{ (точка B) } \sigma_{0,2} = \frac{P_{0,2}}{F_0} \quad 2.2$$

$$\text{Относительное удлинение образца } (\delta) \quad \delta = \left[\frac{(l_k - l_0)}{l_0} \right] \cdot 100\% ; \quad 2.3$$

$$\text{Относительное сужение образца } (\psi) \quad \psi = \left[\frac{(F_0 - F_k)}{F_0} \right] \cdot 100\% , \quad 2.4$$

P_B – максимальная нагрузка, которую выдерживает образец

$P_{0,2}$ – нагрузка при которой остаточное удлинение составляет 0,2% от длины образца

F_0 – начальная площадь поперечного сечения образца

F_k – конечная площадь поперечного сечения образца

l_0 – начальная длина образца

l_k – конечная длина образца



а) универсальная разрывная машина



б) захваты для испытания на одноосное растяжение



в) захваты для испытаний на осадку (сжатие)



г) захваты для испытания на срез

Рисунок 2.6 – Внешний вид универсальной разрывной машины (а) и различных типами захватов для закрепления образцов (б,в,г)

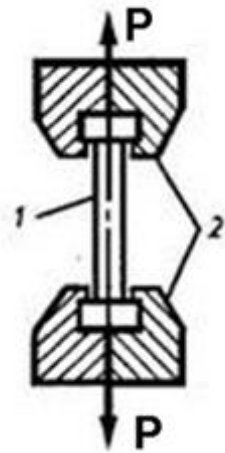
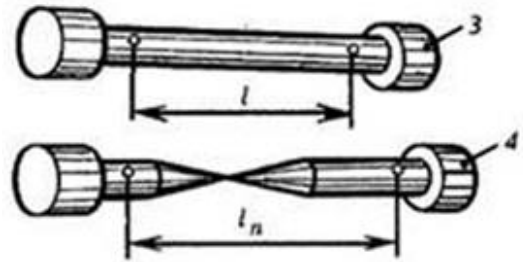
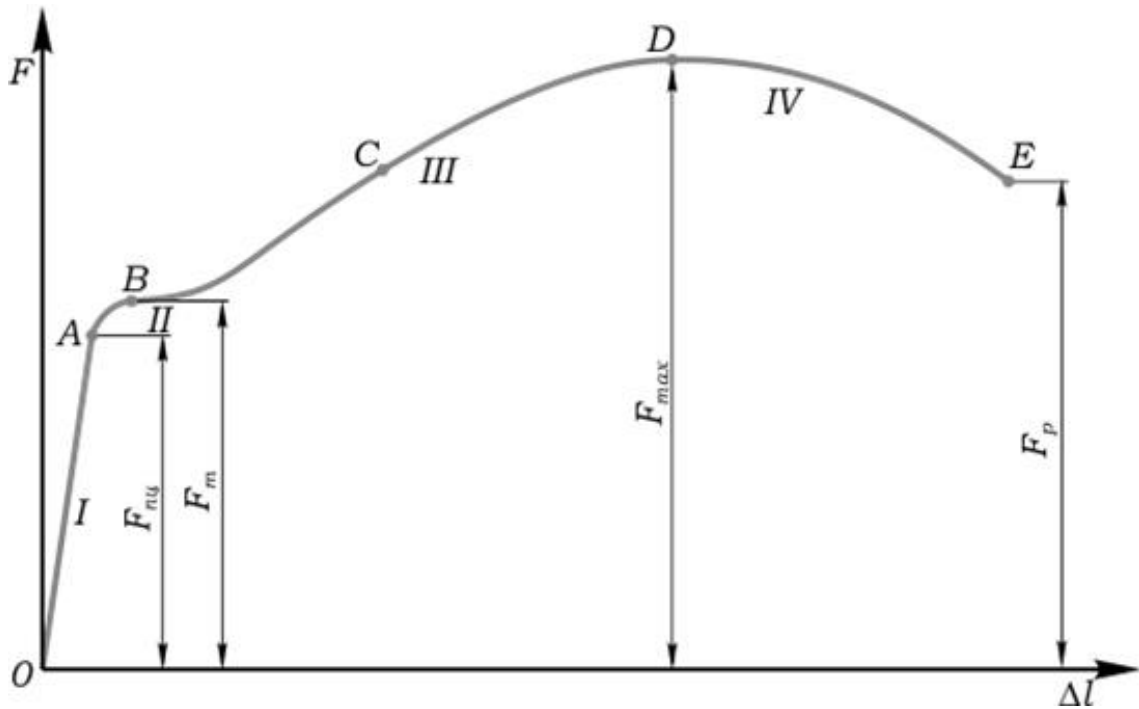


схема установки образца
в разрывной машинт



вид образца до (№ 3) и
после испытания (№ 4)

а) схема закрепления образцов и их вид



б) диаграмма растяжения « $P - \Delta l$ »

Рисунок 2.7 – Схема испытаний на одноосное растяжение

Способность сплава подвергаться различным видам деформации зависит от его технологической пластичности, которую оценивали по испытаниям на осадку в соответствии с ГОСТ 8817-82. Испытания на осадку проводили на универсальных разрывной машине TIRA test 2300 со специальной оснасткой (рис. 2.6 а,в).

Сущность метода на осадку состоит в осадке образца под действием сжимающего усилия вдоль его оси при нормальной температуре (рис. 2.8а) и служит для определения способности металла выдерживать заданную относительную степень деформации, а также для выявления поверхностных дефектов. По результатам технологических испытаний определялась возможность изготовления качественного изделия из данного материала при заданных условиях [29,32].

Для определения уровня касательной прочности полуфабрикатов, проводили испытания на срез в соответствии с ОСТ 1.90148-74. Испытания на срез проводят в соответствии на универсальной разрывной машине TIRA test 2300 со специальной оснасткой (рис. 2.6 а,г).

При испытаниях на срез образец уставляют в отверстие ножей и придают усилие. Разрывная машина вытягивает диск, вследствие чего происходит перемещение средней части образца относительно крайних его частей (рис. 2.8 б). После разрушения образца по формуле 2.5 рассчитывается предел прочности на срез ($\tau_{ср}$) [26,33]:

$$\tau_{ср} = 2P_{ср}/\pi d^2 \text{ [кгс/мм}^2\text{]}, \quad 2.5$$

$P_{ср}$ – максимальная нагрузка, действующая на образец
 d – начальный диаметр образца

Испытание на срез воспроизводит условие нагружения деталей крепления (заклепки, болты, шпонки, штифты), которые во время эксплуатации одновременно с растягивающими напряжениями испытывают действие нормальных касательных напряжений возникающие по сечению детали во время среза.

Экспериментальные данные обрабатывали методами математической статистики [36]. Величины абсолютной и относительной погрешностей измерений по основным методам исследования, рассчитывались с доверительной вероятностью $\alpha=0,95$, приведены в таблице 2.3. В том случае, если ошибка метода зависит от погрешности прибора, то для него в таблице приведена абсолютная погрешность, а если ошибка метода зависит от абсолютной величины измеряемого параметра – относительная погрешность.

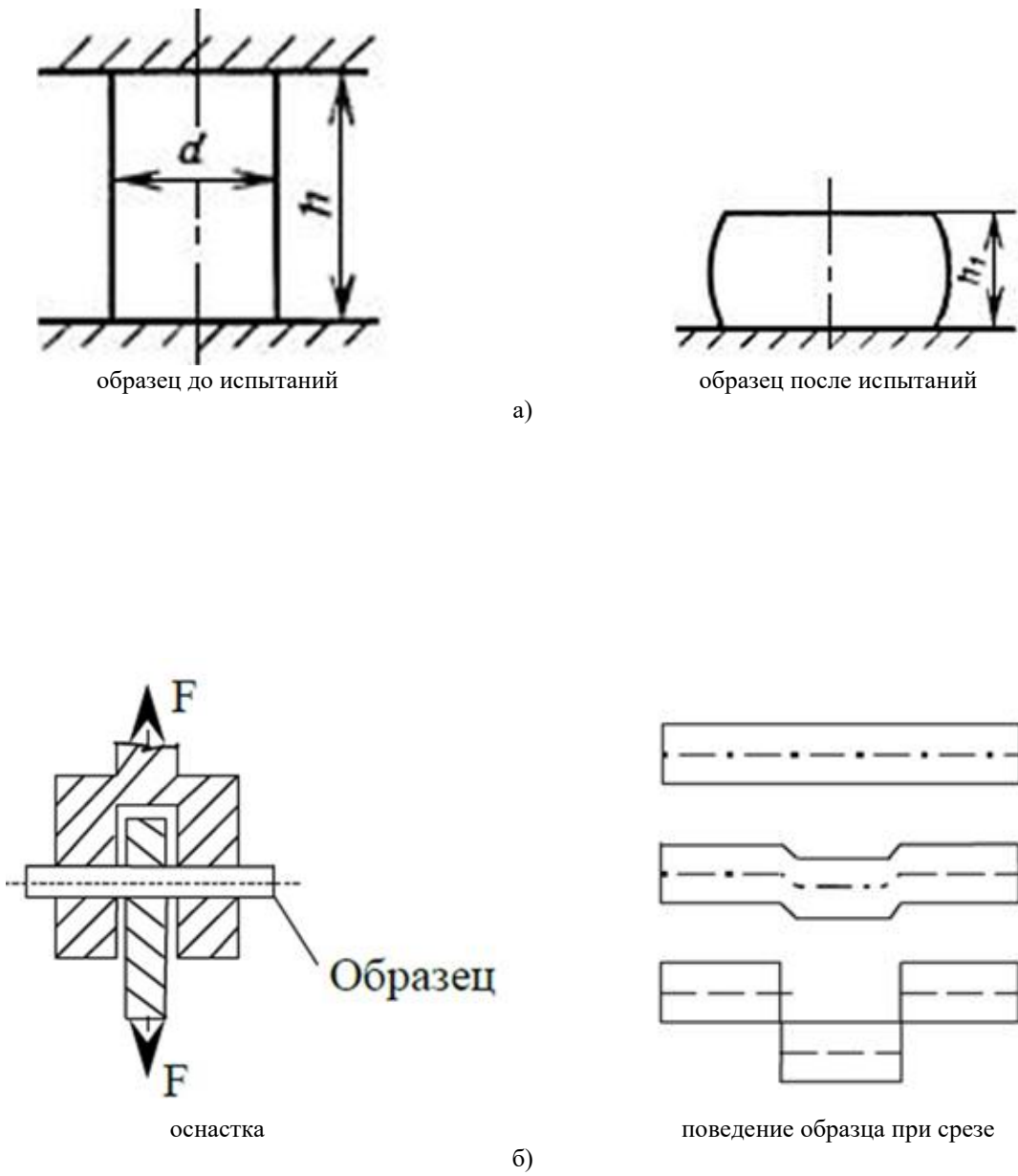


Рисунок 2.8 – Схемы испытаний на осадку (а) и двойной срез (б) [29,32,33].
 (d – начальный диаметр образца; h – начальная высота образца; h_1 – конечная высота образца;
 1 – щёки; 2 – образец; 3 – нож)

Таблица 2.3 – Абсолютная и относительная погрешности измерений.

| Измеряемая величина | Условное обозначение | Абсолютная погрешность | Относительная погрешность, % |
|--|--------------------------------------|------------------------|------------------------------|
| Температура нагрева | t_n | – | 2 |
| Скорость охлаждения | v^o | – | 2 |
| Твердость по Роквеллу | HRC | 0,5 ед. HRC | 2 |
| Условный предел текучести, % | $\sigma_{0,2}$ | 5 МПа | – |
| Временное сопротивление разрыву, МПа | σ_B | 5 МПа | – |
| Относительное удлинение, % | δ | 0,2% | – |
| Относительное сужение, % | φ | 0,2% | – |
| Относительное укорочение, % | $\delta_{\text{осадка}}$ | 0,2% | – |
| Относительное сплющивание | $\psi_{\text{осадка}}$ | 0,2% | – |
| Условный предел прочности на срез, МПа | $\tau_{\text{ср}}$ | 5 МПа | – |
| Геометрические размеры образцов, мм | длина диаметр ширина высота | 0,1 мм | – |

3. ИЗГОТОВЛЕНИЕ ПОЛУФАБРИКАТОВ КРУГЛОГО СЕЧЕНИЯ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С РЕГЛАМЕНТИРОВАННЫМИ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ

3.1. Определение температуры полиморфного превращения и критической скорости охлаждения сплавов ВТ32 и ВТ35

Руководствуясь поставленными в работе целью и задачами для проведения исследований на первом этапе работы методом тройного вакуумно-дугового переплава с не расходуемым вольфрамовым электродом были выплавлены слитки по 400 гр. сплавов ВТ35 и ВТ32. Затем из слитков были вырезаны темплеты, которые подвергали ковке при температуре 900°C до получения прутков диаметром 15 мм (рис. 3.2 а). Химический состав данных слитков выбирался приблизительно средним по паспортному составу [26]. Оба сплава комплексно легированы элементами разных групп (см. табл. 2.1). Такое легирование сплавов направлено на обеспечение у полуфабрикатов высокой технологической пластичности, уменьшение химической неоднородности и увеличение эффекта упрочнения при старении.

Структура кованных прутков из сплавов ВТ35 и ВТ32 представлена крупными полиэдрическими β -зернами и очень небольшим количеством мелких α - частиц (рис. 3.1 б,в). При формировании такой структуры связано со скоростными условиями охлаждения прутков от температур деформации при которых практически подавляются диффузионные процессы.

Для разработки технологии изготовления из титановых сплавов полуфабрикатов и изделий с регламентированным комплексом свойств необходимо формирование строго определенного фазового состава и структуры материала. Получение заданного состояния достигается путём проведения различных технологических операций. Назначение режимов термомеханической и термической обработок основываются, прежде всего, на выборе температурной области нагрева. Поэтому для её правильного выбора необходимо знать температуру полиморфного превращения ($T_{\text{пп}}$) – температуру перехода из однофазного β -состояния в двухфазное ($\alpha+\beta$)- состояние.

Для псевдо- α - и ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов (ВТ20, ВТ18У, ВТ9, ВТ6, ВТ23, ВТ16), относящихся к мартенситному классу, наиболее распространённым и легко реализуемым на практике методом определения температуры полиморфного превращения является метод пробных закалок. Данный метод заключается в проведении закалки серии образцов с температур вблизи предполагаемой температуры превращения, с последующим анализом микроструктуры. Обычно за $T_{\text{пп}}$ принимается температура, лежащая между минимальной

температурой, при закалке с которой образуется мартенсит и максимальной температурой, при закалке с которой в структуре ещё сохраняется α -фаза.

Для титановых высоколегированных сплавов $(\alpha+\beta)$ -класса, относящихся к переходному классу (BT22, BT30), и сплавов псевдо- β -класса (BT15, TC6, BT35, BT32) температура мартенситного превращения лежит ниже комнатной, т.е. при закалке из β -области в этих сплавах фиксируется однофазное β -состояние. Кроме того, вследствие большого содержания β -стабилизаторов в этих сплавах многие процессы «заторможены» и протекают относительно медленно. Поэтому, если использовать «классическую методику», то необходимы очень длительные времена выдержки вблизи температуры $\beta/(\alpha+\beta)$ -перехода, чтобы в структуре образовалась α -фаза. Поэтому для определения температуры полиморфного превращения псевдо- β -титановых сплавов BT35 и BT32 используется немного другая методика.

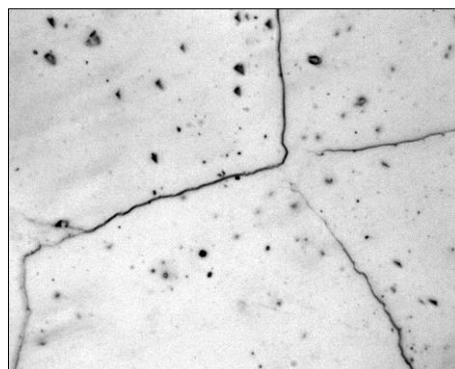
Вначале проводится отжиг в $(\alpha+\beta)$ - области при температуре 600°C, который обеспечивает формирование $(\alpha+\beta)$ -структуры. Структура сплавов в отожжённом состоянии представлена α -частицами расположенными по границам и внутри β -зёрен (рис. 3.2).

Затем отожженные образцы с $(\alpha+\beta)$ -структурой нагревали до температур вблизи предполагаемой температуры полиморфного превращения (790° – 720°C) и после изотермической выдержки в течение 2 – 3 часов охлаждали в воде (рис.3.3). За температуру полиморфного превращения принимают среднюю температуру между температурой закалки, после которой ещё остаются частицы первичной α -фазы и температурой, после закалки с которой они отсутствуют.

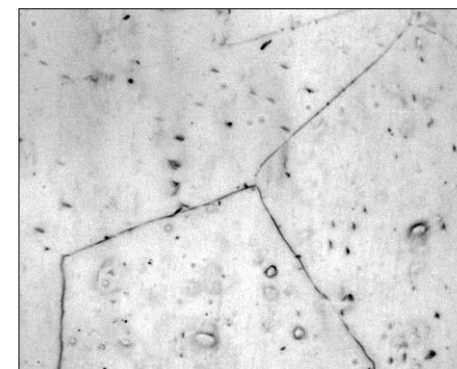
Проведенные металлографические исследования показали, что структура сплавов BT35 и BT32 после закалки с температур 750° и 720°C, соответственно, представлена β -зёрнами и α -частицами (рис. 3.3 в). Повышение температуры нагрева под закалку до 770° и 740°C не приводит к существенному изменению структуры сплавов, которая так же представлена β -зёрнами с α -частицами. Однако наблюдается уменьшение количества α -фазы, что говорит о приближении к температуре полиморфного превращения (рис. 3.2 б). Дальнейшее повышение температуры нагрева под закалку до 790° С (сплав BT35) и 760°C (сплав BT32) позволяет получить в сплаве однофазное β -состояние. Так как β -фаза, зафиксирована при охлаждении со скоростью больше первой критической, то она является метастабильной. Структура сплава при комнатной температуре представлена β_M -зёрнами (рис. 3.2 а). Таким образом, температура полиморфного превращения для сплава BT35 составляет 780°C, а для сплава BT32 – 750°C.



а) кованные прутки

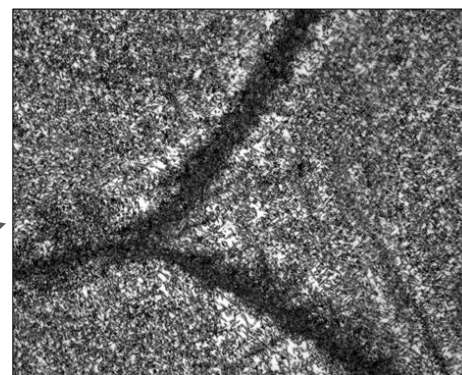
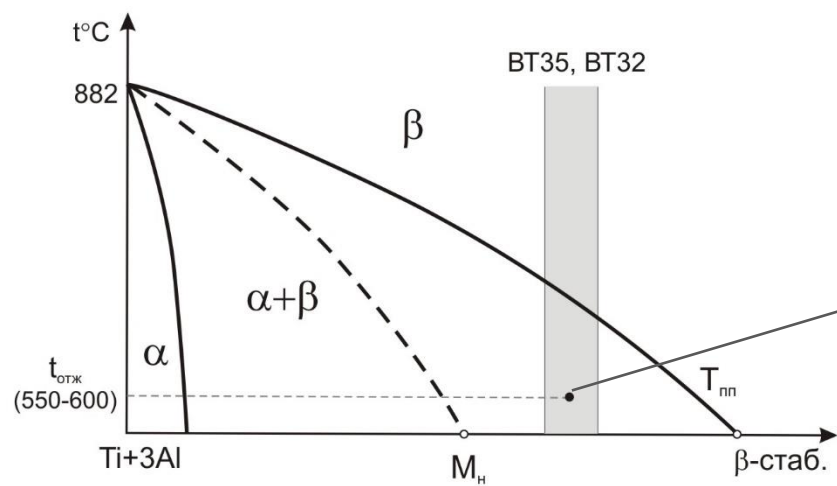


б) сплав BT35

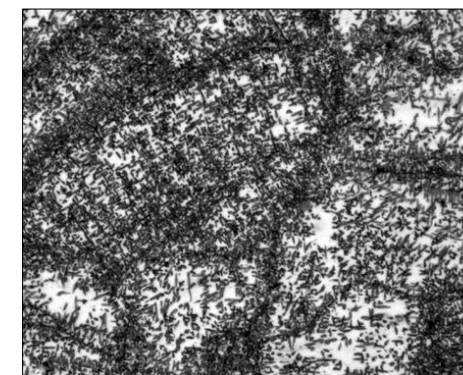


в) сплав BT32

Рисунок 3.2 – Внешний вид прутков из сплавов BT35 и BT32 (а) и их структура (б,в) в деформированном состоянии



а) сплав BT35



б) сплав BT32

Рисунок 3.2. – Структура сплавов BT35 (а) и BT32 (б) после отжига при температуре 600°C

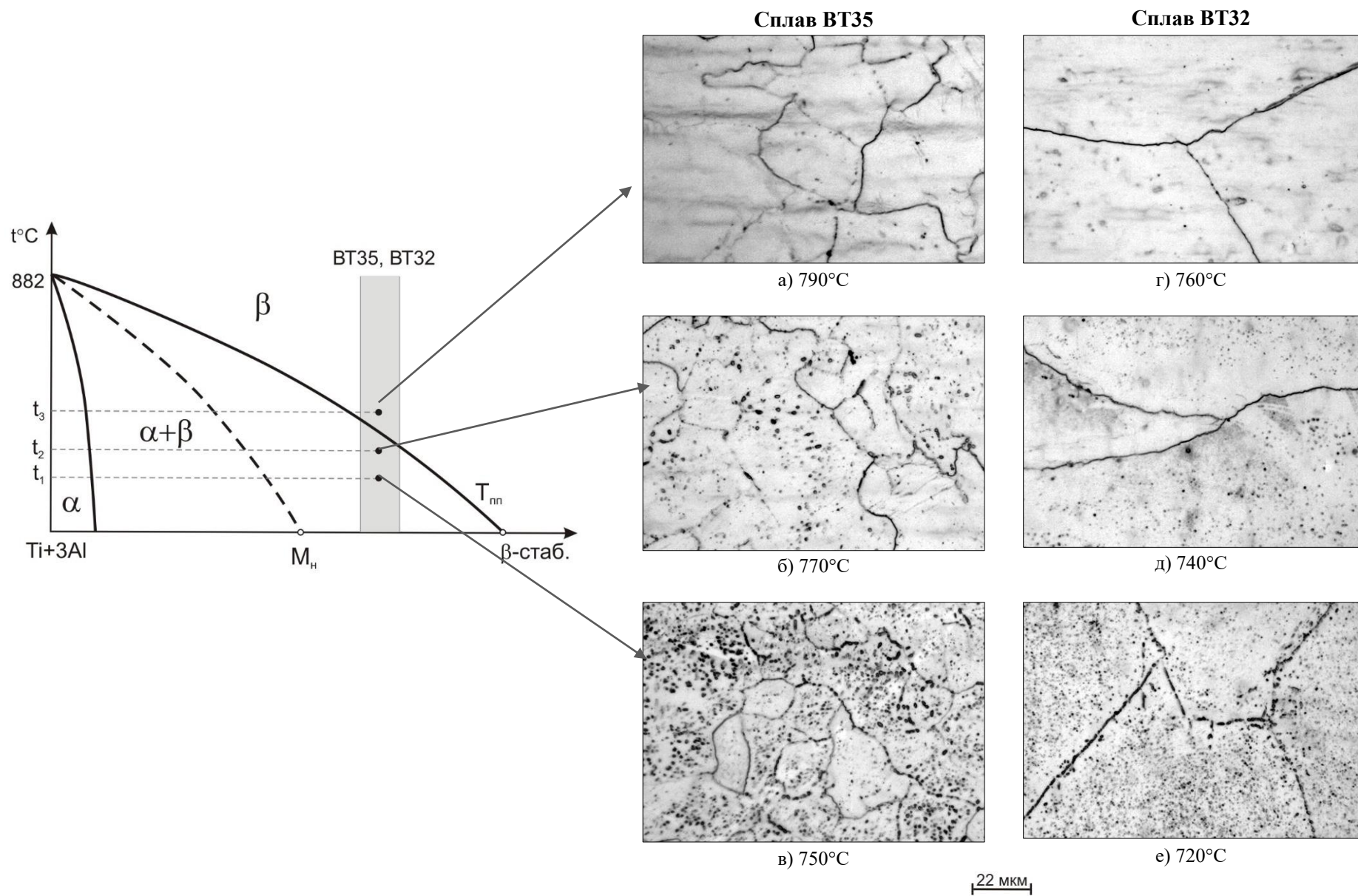


Рисунок 3.3. – Структура отожжённого сплава VT35 (а-в) и VT32 (г-е) в зависимости от температуры нагрева под заковки

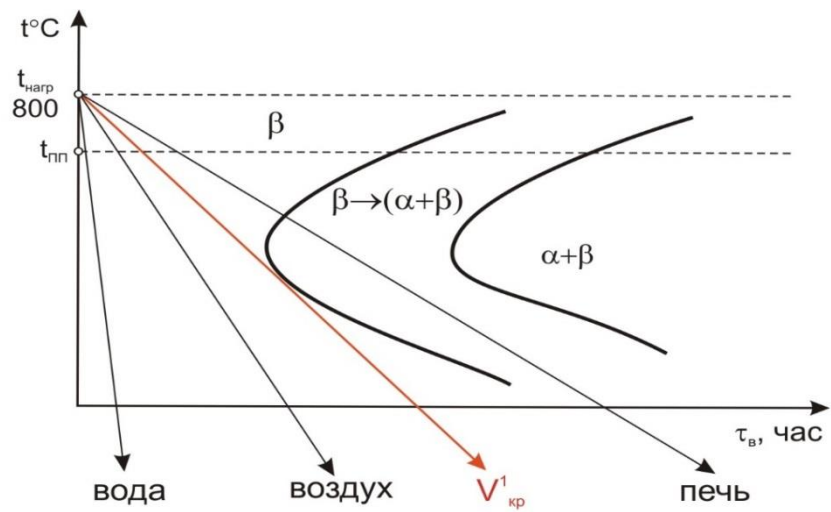
Скорость охлаждения с температур нагрева является параметром определяющая условия закалки. Из литературных данных известно [3], что высоколегированные сплавы проявляют способность к самозакаливанию, т.е. диффузионные процессы подавляются уже со скоростями охлаждения на воздухе. Поэтому на следующем этапе работы для сплавов ВТ35 и ВТ32 была определена первая критическая скорость охлаждения ($V_{кр}^1$) (рис. 3.4). Для этого образцы нагревали до температуры 800°C, которая лежала в β -области, и после выдержки в течение 2 часов охлаждали в разных средах – в воде, на воздухе и с печью. Вода обеспечивает скорость охлаждения выше 30°C/сек. Охлаждение на воздухе позволяет проводить охлаждение со скоростью порядка 5°C/сек. Самая медленная скорость охлаждения реализовалась при охлаждении в печи с воздушной атмосферой и составляет около 0,05°C/сек

Проведенные металлографические исследования показали, что структура обоих сплавов, после охлаждения в воде и на воздухе, идентична и представлена только β -зёрнами (рис. 3.4 а,б,г,д). Это свидетельствует о том, что реализуемые при охлаждении в воде (30°C/сек) и на воздухе (0,5°C/сек) скорости позволяют подавить диффузию основных легирующих элементов и соответственно лежат выше первой критической. Охлаждение с печью (0,05°C/сек) приводит к развитию диффузии и как следствие к протеканию $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения. Выделившиеся при этом α - частицы имеет сферическую форму и располагается в основном по границам β -зёрен (рис. 3.4 в,е).

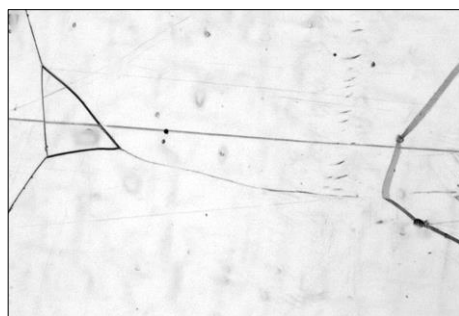
Таким образом, установлено, что для псевдо- β - сплавов ВТ35 и ВТ32 первая критическая скорость охлаждения достигается при охлаждении в воде и на воздухе, а предпочтительнее является охлаждение на воздухе. Следует отметить, что способность сплавов ВТ35 и ВТ32 к самозакаливанию является важной чертой при разработке технологии изготовления и обработки, как полуфабрикатов, так и изделий из них. Это облегчает проведение термической обработки в целом, способствует увеличению прокаливаемости, уменьшению внутренних термических напряжений и коробления полуфабрикатов и изделий, позволяет использовать более простое и бюджетное оборудование.

Оценку технологической пластичности (деформационной способности) сплавов ВТ35 и ВТ32 проводили осадкой при комнатной температуре. Предварительно прутки были нагреты до температуры 800°C и после часовой выдержки охлаждены на воздухе.

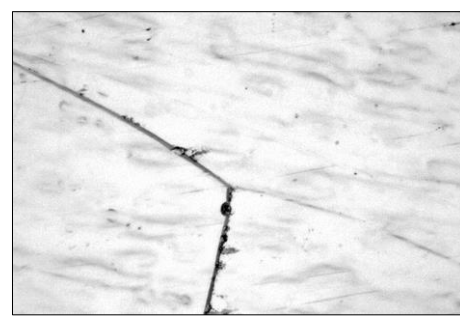
Проведенные исследования показали, что предел текучести при осадке для образцов из сплава ВТ35 соответствует 845 МПа ($\epsilon_{пр}=70\%$), а для сплава ВТ32 – 900 МПа ($\epsilon_{пр}=65\%$), т.е. сплав ВТ35 в закаленном состоянии более технологичный по сравнению со сплавом ВТ32. Таким образом, из двух исследуемых сплавов псевдо- β -класса для дальнейших исследований предпочтение отдано сплаву ВТ35.



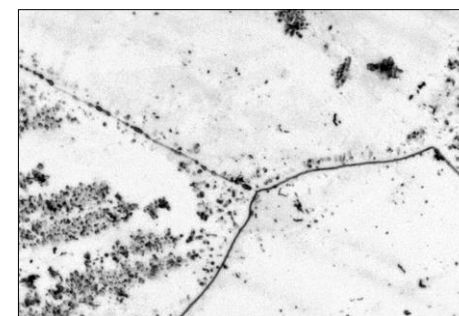
Сплав VT35



а) вода



б) воздух

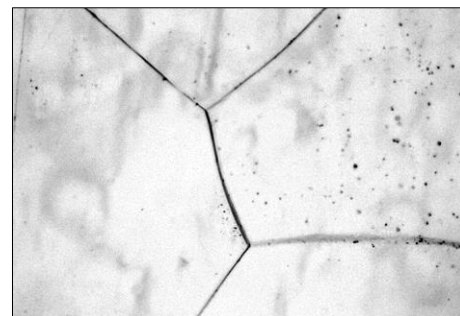


в) печь

Сплав VT32



г) вода



д) воздух



е) печь

22 мкм

Рисунок 3.4 – Структура образцов из сплавов VT35 (а-в) и VT32 (г-е) в зависимости от скорости охлаждения с температуры β-области

3.2. Оценка влияния процентного содержания легирующих элементов на структуру и свойства сплава ВТ35

Выбранный отечественный сплав ВТ35 является аналогом зарубежного сплава Ti-15-3, но помимо основных элементов (ванадия, хрома, алюминия и олова) в небольших количествах содержит дополнительные элементы – молибден и цирконий. Исследования проведённые в работах [24, 37] посвящены изучению влияния содержания алюминия [24] и нейтральных упрочнителей [37] на структуру и деформируемость титановых сплавов при нормальной температуре. Анализ представленных результатов работ показал, что для обеспечения хорошей технологической пластичности при комнатной температуре содержание алюминия в титановых сплавах должно быть около 3 масс. %, в то время как нейтральные упрочнители введённые в количестве около 1 масс.%, практически не сказываются на технологической пластичности при повышенных температурах, но оказывает существенное влияние на неё при комнатной температуре.

Поэтому далее в работе была проведена оценка влияния процентного содержания легирующих элементов в сплаве ВТ35 на его деформационную способность для определения наиболее оптимального химического состава.

Для решения поставленной задачи были выплавлены три слитка одного сплава ВТ35, но разных химических составов (рис. 3.5а). Содержание легирующих элементов во всех составах выплавленных слитков сплава ВТ35 соответствует паспортным данным на сплав (см. табл. 2.1). При выборе процентного содержания легирующих элементов для слитков, опирались на ранее проведённые исследования [24,37,38] и руководствовались следующими критериями:

- Алюминий должен обеспечивать растворное упрочнение, но сильно не снижая технологичность сплава, особенно при холодной деформации;
- Нейтральные упрочнители должны способствовать увеличению эффекта старения, но при этом не сильно сказываться на деформационной способности сплава при комнатной температуре;
- В состав сплава должны входить и изоморфными и эвтектоидообразующими β - стабилизаторов для уменьшения внутридендритной ликвации;
- Молибденовый эквивалент сплава должен лежать в интервале от 15% до 19%.

Таким образом, состав 1 содержит до 3% алюминия, среднее количество ванадия, хрома и олова и минимально допустимое количество молибдена, циркония и ниобия. Сплав ВТ35 данного состава, по количественному содержанию основных легирующих элементов, близок к составу зарубежного сплава Ti-15-3 (Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn), который хорошо деформируется при повышенной и комнатной температуре. В составе 2 все элементы введены в количестве ближе к верхнему допустимому пределу. Состав 3 по процентному содержанию легирующих элементов занимает среднее положение между составом 1 и составом 2.

Для оценки технологической пластичности каждого состава полученные слитки разрезались на темплеты и подвергались свободной ковке в β -области при температуре 950°C до получения прутков диаметром 15 мм. Визуальный осмотр внешнего вида кованных полуфабрикатов показал, что поверхность прутка состава 1 относительно гладкая, в то время как, на прутках составов 2 и 3 видны чёткие поверхностные расслоения и задиры (рис. 3.5б). Это косвенно говорит о лучшей технологичности при повышенных температурах состава 1 сплава ВТ35. Так как охлаждение прутков на воздухе в процессе деформации может происходить со скоростью, при которой не будут подавляться диффузионные процессы, а наилучшей деформационной способностью сплав ВТ35 псевдо- β -класса обладает в однофазном состоянии, то поэтому прутки были закалены с температуры 800°C с охлаждением на воздухе. Проведённые исследования, показали, что структура прутков всех составов в закалённом состоянии идентична и представлена β -зернами (рис. 3.6).

Оценку технологической пластичности сплава ВТ35 трёх составов, как и в предыдущих исследованиях, определяли по результатам испытаний на осадку при комнатной температуре. Для испытаний подготавливались цилиндрические образцы $\varnothing 13$ мм и высотой 17 мм. Такой размер образцов, обеспечивает им устойчивость в процессе сжатия и препятствует их «прогибанию». Испытания проводили до достижения максимального усилия установки или прекращались досрочно при появлении на боковой поверхности образца трещин. Согласно ГОСТ 8817-82 [32] образец считается выдержавшим испытания, если после достижения заданной относительной деформации ($\epsilon_{пр} \geq 65\%$) при осадки на боковой поверхности образца не наблюдается возникших или раскрывшихся трещин, закатов или надрывов.

Проведенные испытания показали, что самый высокий предел текучести ($\sigma_T = 1164$ МПа) и низкая степень предельной осадки ($\epsilon_{пр} = 34\%$) у состава 2 сплава ВТ35. Это связано с его сильным твердорастворным упрочнением легирующими элементами (см. табл. 2.1). На боковой поверхности образца присутствуют чёткие глубокие раскрытые трещины с характерным смещением металла по линиям деформации (табл. 3.1). С уменьшением молибденового эквивалента сплава ВТ35 наблюдается снижение предела текучести и возрастание предельной степени деформации. Самый низкий предел текучести и, следовательно, наибольшая степень предельной осадки достигается у состава 1 сплава ВТ35. Образец после осадки представляет блинчик толщиной 4,2 мм. На боковой поверхности не обнаружено трещин, присутствуют только следы напряжённого состояния в виде «ребристости». Состав 3 сплав ВТ35 занимает промежуточное положение между составом 1 и 2 и обеспечивает предельную степень деформации 50% при пределе текучести 1088 МПа. Осаженный образец имеет бочкообразную форму с трещинами (табл. 3.1).

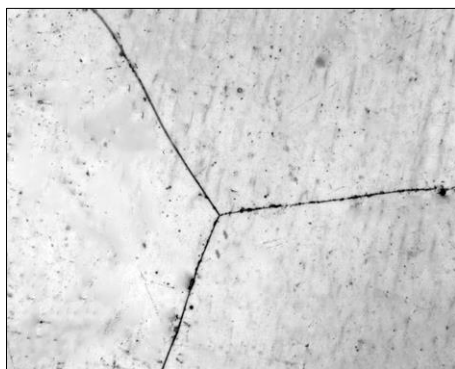


а)

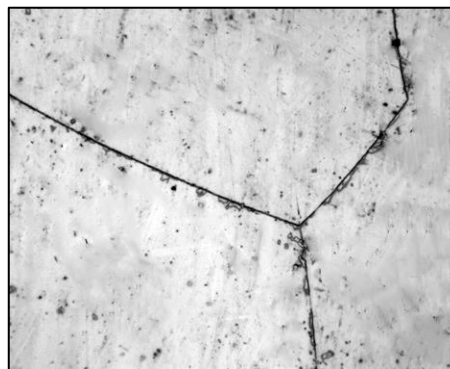


г)

Рисунок 3.5. – Внешний вид слитков (а) и кованных прутков (б) сплава BT35 трёх составов (1 – состав 1; 2 – состав 2; 3 – состав 3)

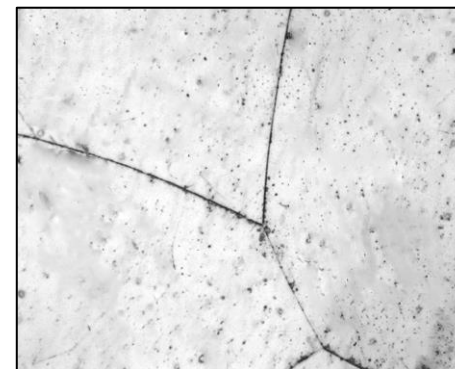


а)



б)


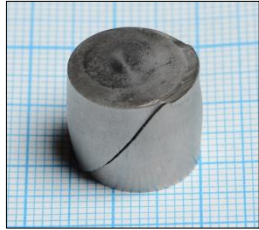
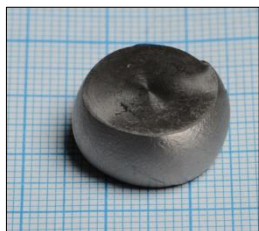
36 мкм



в)

Рисунок 3.6. – Структура закалённых прутков из сплава BT35: а) состав 1, б) состав 2, в) состав 3,

Таблица 3.1 – Результаты испытаний образцов из сплава ВТ35 на осадку при комнатной температуре

| № состава | σ_T , МПа | $\epsilon_{пр}$, % | Внешний вид образцов после осадки |
|-----------|------------------|---------------------|--|
| Состав 1 | 1046 | 70 |  |
| Состав 2 | 1164 | 34 |  |
| Состав 3 | 1088 | 50 |  |

На основании анализа полученных результатов установлена, что оптимальная технологическая пластичность у сплава ВТ35 достигается при содержании не более 3% алюминия, в пределах среднего паспортного состава – основных β -стабилизаторов (ванадия и хрома) и олова и в минимальном количестве остальных легирующих элементов (молибдена, циркония и ниобия). Таким требованиям удовлетворяет состав 1, который легирован 2,9%Al, 14,9% V, 2,36%Cr, 2,82%Sn, 0,55%Mo, 0,53%Zr, 0,02%Nb.

На следующем этапе работы был выплавлен «промышленный» слиток весом 870 кг сплава ВТ35 рекомендованного состава 1 (см. табл. 2.1). Изготовление опытных образцов прутков диаметров от 18 мм до 8 мм проводилось по схеме, представленной на рисунке 3.7. На каждом переходе проводился, нагрев заготовок до температур β -области, которая в зависимости от диаметра прутка, изменялась от 1000° до 850°С.

Структура прутков из сплава ВТ35 в исходном горячедеформированном состоянии на всех технологических этапах идентична и в основном представлена зернами β -фазы и очень маленьким количеством частиц α -фазы. Различия заключаются в форме и размере β -зёрен. Так в прутке $\varnothing 180$ мм преобладают вытянутые в направлении прокатки крупные β -зёрна размером до 500 мкм (рис. 3.8а). В прутке $\varnothing 25$ мм размер β -зёрен изменяется в пределах от 15 до 150мкм.

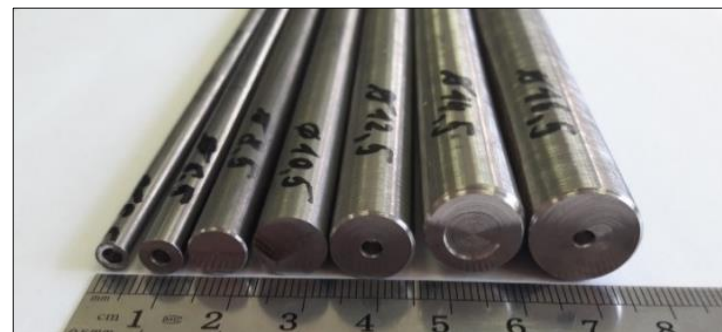


Промышленный слиток \varnothing 435 мм



Кованный пруток \varnothing 25 мм

а)



Опытная партия прутков

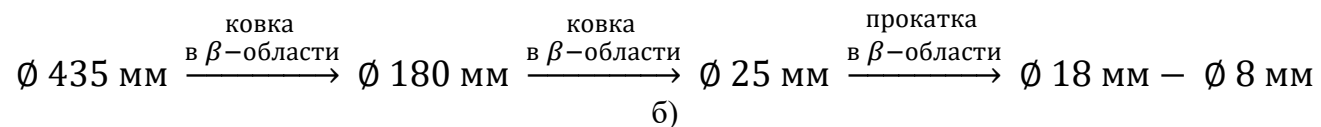
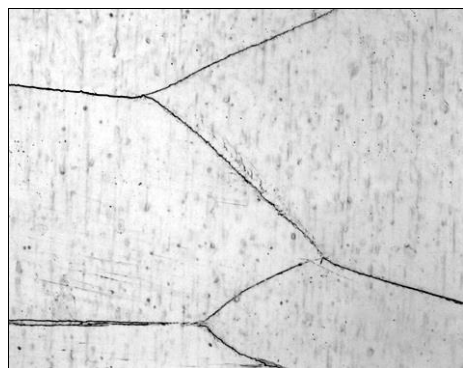


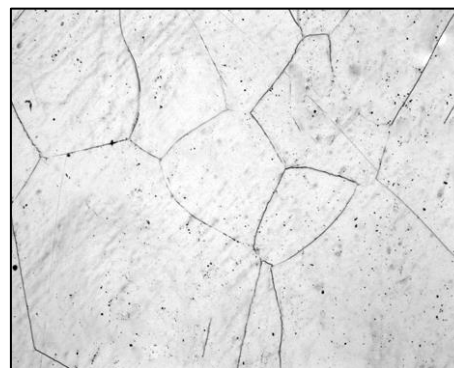
Рисунок 3.7 – Внешний вид промышленных полуфабрикатов из сплава ВТ35 (а) и технологическая схема их изготовления (б)



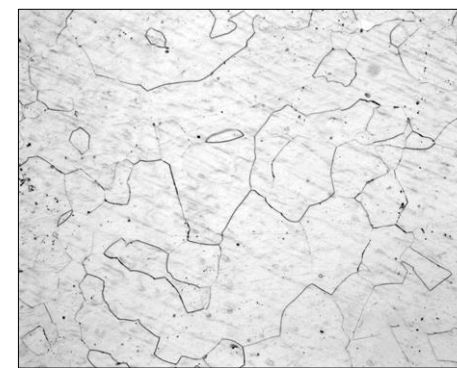
а) пруток \varnothing 180 мм



б) пруток \varnothing 25 мм



в) пруток \varnothing 16 мм



г) пруток \varnothing 8 мм

100 мкм

Рисунок 3.8. – Структура прутков сплава ВТ35 состава 1, полученных из «промышленного» слитка на разных технологических этапах

Такая разнотернистость свидетельствует о протекании начальных этапов процесса динамической рекристаллизации при горячей пластической деформации (рис. 3.8б). В прутках диаметром от 18 до 8 мм размера β -зёрен колеблется от 150 до 350 мкм (рис. 3.8 в,г).

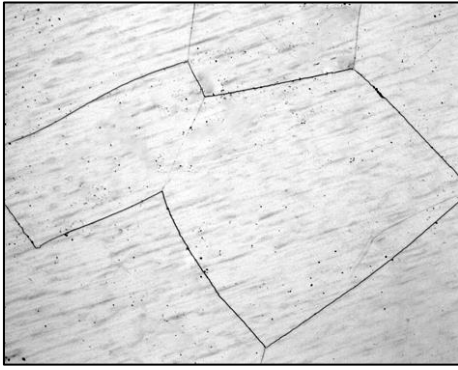
На следующем этапе работ для оценки технологической пластичности и уровня эксплуатационных свойств, полученных опытных образцов прутков сплава ВТ35 состава 1 была измерена твёрдость и проведены испытания на одноосное растяжение, сжатие и срез. Во избежание негативного влияния α -фазы на деформационную способность полуфабрикатов их подвергали закалке на воздухе с температуры 800°C. Структура прутков всех диаметров однотипна и представлена только зёрнами β -фазы размером от 50 до 350 мкм (рис. 3.9).

Анализ полученных результатов показывает, что образцы в закалённом состоянии имеют высокий уровень технологической ($\varepsilon_{пр} \geq 78\%$) и эксплуатационной ($\delta \approx 25\%$, $\psi \approx 65\%$) пластичности, но при этом достаточно низкий уровень прочности на растяжение ($\sigma_B \approx 790$ МПа) и срез ($\tau_{ср} \approx 575$ МПа). Следует заметить, что прутки \varnothing 18 и 16 мм обладают самыми низкими характеристиками прочности, что обуславливается протеканием при деформации процессов динамической рекристаллизации в более полном объёме (табл. 3.3).

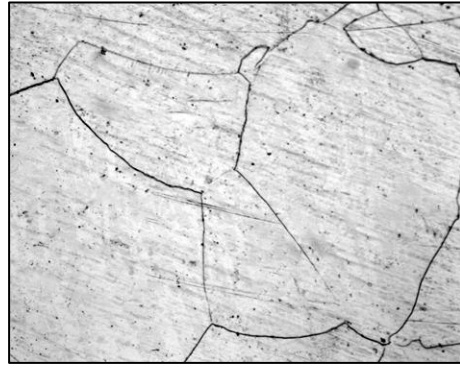
Таблица 3.3. – Комплекс механических свойств промышленных прутков разных диаметров из сплава ВТ35 состава 1

| \varnothing , мм | Твёрдость, HRC | Испытания на осадку | Испытания на растяжение | | | Испытания на срез |
|-------------------------------|----------------|------------------------|-------------------------|--------------|------------|-------------------|
| | | $\varepsilon_{пр}$, % | σ_B , МПа | δ , % | ψ , % | $\tau_{ср}$, МПа |
| 18 | 20,5 | 78 | 775 | 26 | 66 | 580 |
| 16 | 25,0 | 78 | 775 | 26 | 66 | 575 |
| 14 | 25,0 | 78 | 780 | 25 | 62 | 570 |
| 12 | 23,5 | 78 | 800 | 23 | 61 | 570 |
| 10 | 25,0 | 78 | 810 | 25 | 71 | 575 |
| 9 | 23,5 | 80 | 810 | 25 | 71 | 590 |
| по ТУ 1-809-987-2002 для ВТ16 | – | ≥ 75 | 813 – 931 | ≥ 14 | ≥ 60 | ≥ 630 |

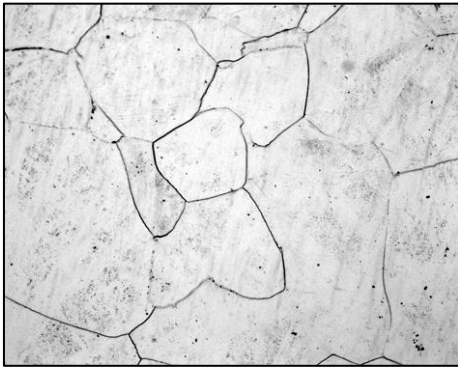
Таким образом, такой комплекс механических свойств достигаемый на опытных образцах прутков сплава ВТ35 состава 1 позволит изготовить из них качественные изделия методами пластической деформации при комнатной температуре, но не обеспечит полученным из них готовым изделиям необходимую эксплуатационную прочность. Увеличить прочностных характеристики изделий можно за счёт проведения дополнительной упрочняющей термической обработки.



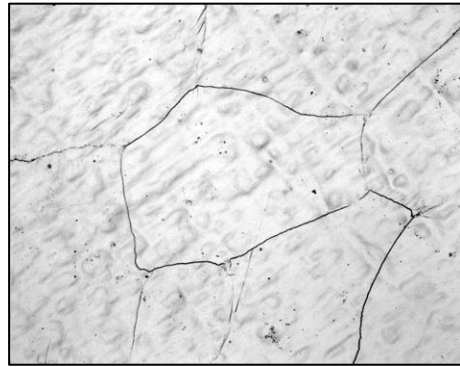
а) Ø18 мм



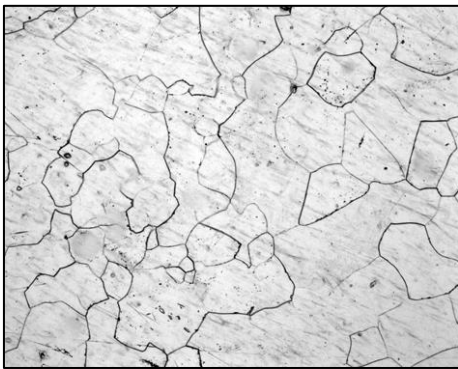
б) Ø16 мм



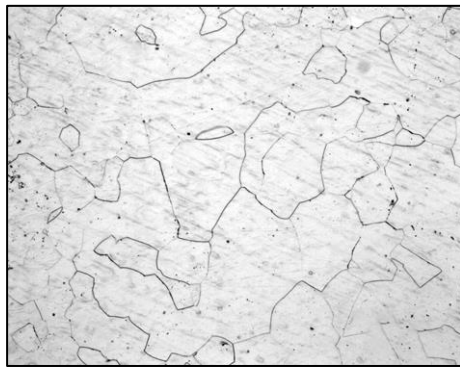
в) Ø14 мм



г) Ø12 мм



д) Ø10 мм



е) Ø8 мм

100 мкм

Рисунок 3.9 – Структура прутков из сплава ВТ35 в закалённом состоянии, полученных из промышленного слитка состава 1

3.3. Изучение закономерностей формирования структуры в сплаве ВТ35 после упрочняющей термической обработки

Поэтому на следующем этапе работы было исследовано влияние температуры и времени старения на кинетику распада β -фазы сплава ВТ35 состава 1. Старение проводили в интервале температур $475^\circ - 600^\circ\text{C}$ с шагом 25°C . Суммарное время изотермической выдержки при каждой выбранной температуре составило 60 часов. Охлаждение с температур старения проводили на воздухе. О степени распада β -фазы судили по изменению количества частиц α -фазы в структуре, а о степени упрочнения – по изменению твёрдости. Текущий контроль структуры, фазового состава и твёрдости при каждой температуре старения на начальных этапах проводили через каждые 2 часа, далее через 5 часов, а после 30-ти часовой выдержки через каждые 10 часов. В таблице 3.4. и на рисунке 3.10 представлены структура, а на рисунке 3.11 графики изменения твёрдости образцов из прутка $\varnothing 18$ мм сплава ВТ35 состава 1 после различных режимов старения.

Проведённые исследования показали, что в процессе старения при всех исследуемых температурах распад β -фазы начинает в интервале от 1 до 5 часов, но протекает с разной интенсивностью (табл. 3.4, 5 часов и рис. 3.10). Так при температурах старения 475° , 500° , и 525° после выдержки в течении 5 часов в структуре присутствует приблизительно одинаковое количество дисперсной α -фазы, но разного размера, который увеличивается с повышением температуры старения (рис. 3.11 а,б,в). Кроме того, выделение α -фазы по объёму β -зёрен идёт достаточно неравномерно, что вырежется в присутствии в структуре зёрен как полностью претерпевших распад (тёмные участки) так и свободных от выделений (светлые участки). Повышение температуры старения до 550°C практически не сказывается на интенсивности распада β -фазы, но приводит к существенному росту частиц α -фазы. Следует отметить, что в структуре отсутствуют β -зёрна резко отличающейся по степени распада (табл. 3.4, 5 часов). Повышение температуры старения до 600°C приводит к резкому затормаживанию процессов распада β -фазы. Так после выдержки в течении 5 часов в структуре присутствует незначительное количество α -частиц, выделяющихся преимущественно по границам β -зёрен (табл. 3.4, 5 часов).

Описанные изменения в структуре состаренных образцов находят отражение и в их твёрдости (рис. 3.11). Так самый интенсивной прирост твёрдости после выдержки в течении 5 часов наблюдается у образцов состаренных в интервале температур $475^\circ - 525^\circ\text{C}$. Причём чем дисперсные α -частицы тем выше степень упрочнения сплава по сравнению с закалённым состоянием (25 ед. HRC): $475^\circ\text{C} - 33,5$ ед. HRC; $500^\circ\text{C} - 32$ ед. HRC; $525^\circ\text{C} - 30$ ед. HRC. Старение при 550°C обеспечивает минимальное упрочнение (25,5 ед. HRC), а старение при 600°C вовсе не приводит к упрочнению и твёрдость сплава остаётся на уровне закалённого состояния (25 ед. HRC).

Таблица 3.4. – Структура опытного прутка Ø18мм из сплава ВТ35 состава 1 после различных режимов старения

| | 5 часов | 20 часов | 50 часов |
|-------|---------|----------|----------|
| 475°C | | | |
| 500°C | | | |
| 525°C | | | |
| 550°C | | | |
| 600°C | | | |

100 мкм

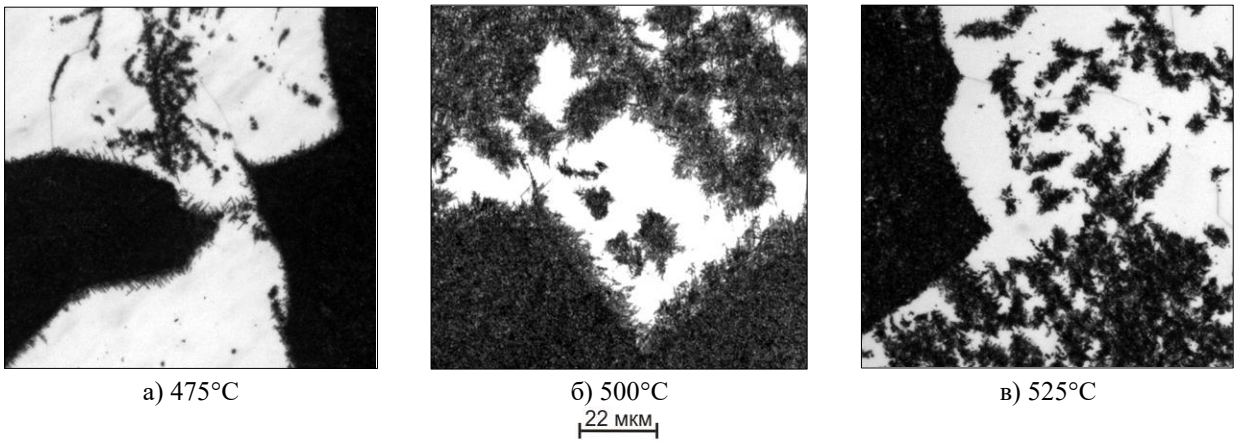


Рисунок 3.10. – Структура опытного прутка $\varnothing 18\text{мм}$ из сплава ВТ35 состава 1 после 5-ти часового старения при разных температурах старения

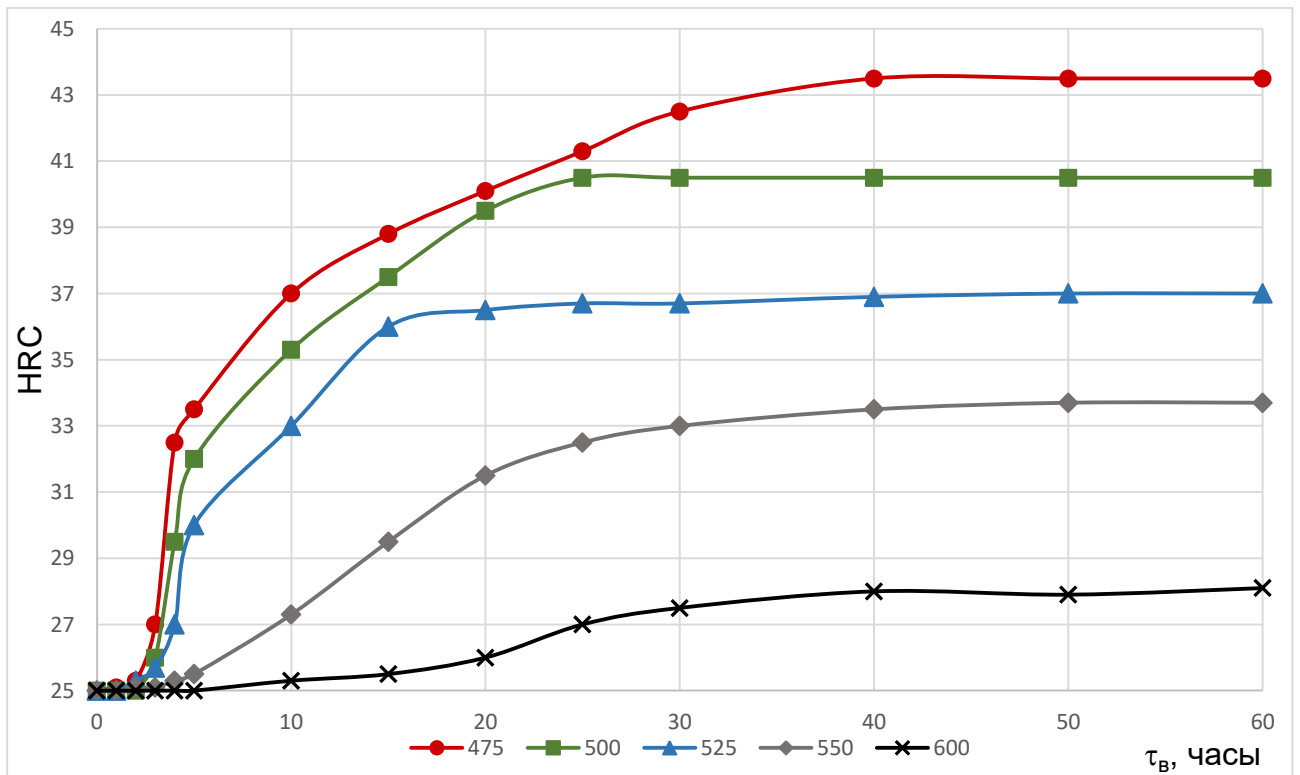


Рисунок 3.11 – Кривые твёрдости опытного прутка из сплава ВТ35 состава 1 в зависимости от температуры и времени старения

После старения в течении 10 часов при температурах 475°, 500° и 525°C сохраняется общая закономерность в интенсивности протекания процессов распада β -фазы и степени упрочнения (рис. 3.11). Прирост твёрдости при каждой температуре составляет в среднем 3,5 ед. HRC. В процессе старения при температуре 550°C наблюдается достаточно резкое повышение твёрдости с 25,5 до 27,3 ед. HRC, что связано с увеличением количества выделяющихся α -частиц. Процесс распада β -фазы в процессе старения при 600°C протекает так же вяло и достигаемый уровень твёрдости после 10-ти часовой выдержки составляет 25,3 ед. HRC (рис. 3.11). Дальнейшее увеличение продолжительности старения до 20 часов при всех температурах приводит к более равномерному выделению α -частиц по β -зёрнам (табл. 3.4, 20 часов) и так же сохраняет общую тенденцию в увеличении твёрдости, но интенсивность её изменения меньше (рис. 3.11). Постепенное увеличение времени выдержки до 30 часов приводит к ещё более значительному спаду интенсивности увеличения твёрдости, а после выдержки в течении 40 часов достигается максимальная степень упрочнения. Старение в течение следующих 20-ти часов при всех температурах существенных изменений на степень распада β -фазы и уровень твёрдости не оказывает. Наблюдается незначительное укрупнение α -частиц (табл. 3.4, 50 часов, рис. 3.11).

Таким образом, при старении сплава ВТ35 процессы распада β -фазы с увеличением времени выдержки протекают в соответствии с «S-образной» кривой. Согласно которой в процессе старения при температурах 475° и 500°C уменьшение инкубационного периода и сокращение времени полного превращения (с 40 до 30 часов), происходит из-за увеличения термодинамической неустойчивости исходного состояния. При температуре старения 525°C достигается наименьший инкубационный период (15 часов), а дальнейшее увеличение температуры старения до 550° и 600°C приводит к возрастанию инкубационного периода и увеличению времени полного превращения (до 30 и 40 часов), из-за уменьшения диффузионной подвижности атомов.

На основе анализа полученных результатов можно сделать предположить, что с позиции экономичности и эффективности процесса упрочнения готовых изделий из сплава ВТ35 старение при температуре 600° и 550°C применять не целесообразно. Так как хоть продолжительность старения до максимального упрочнения составляет в среднем 35 часов, но достигаемый уровень твёрдости не велик и составляет 27,5 и 33,5 ед. HRC соответственно. Наиболее оптимальными температурами старения являются 500° и 475°C обеспечивающие за тоже время старения твёрдость на уровне 38,5 и 43,5 ед. HRC. Старение при температуре 525°C занимает промежуточное положение между всеми описанными температурами старения. Оно обеспечивает твёрдость на уровне 37 ед. HRC в течении всего 20 часов.

На заключительном этапе работы на опытном прутке Ø18мм сплава ВТ35 состава 1 в термически упрочнённом состоянии был определен комплекс эксплуатационных свойств, который включал измерение твёрдости и испытания на растяжение и срез. Сопоставление полученных результатов проводили с требованиями ТУ 1-809-987-2002 на сплав ВТ16 [39]. Режимы упрочняющей термической обработки (УТО) включал закалку из β-области с температуры 800°С на воздухе и последующее старение при температуре 475°С в течение 50 часов и при температуре 500°С в течение 20 часов.

Проведённые испытания показали, что старение при температуре 475°С обеспечивает сплаву ВТ35 прочность порядка 1400 МПа и сопротивление срезу более 800 МПа при удовлетворительной пластичности. Повышение температуры старения до 500°С не значительно сказывается на показателях прочности, но позволяет обеспечить запас в пластичности, за счёт формирования структуры с более крупными частицами α-фазы (табл. 3.5). Кроме того, сплав ВТ35 по прочности превосходит сплав ВТ16.

Таблица 3.5. – Комплекс механических свойств прутка Ø18мм из сплава ВТ35 состава 1 в состаренном состоянии

| Режим УТО | Твёрдость ед. HRC | Испытания на растяжение | | | Испытания на срез |
|---|-------------------|-------------------------|--------------|------------|-------------------|
| | | σ_b , МПа | δ , % | ψ , % | $\tau_{ср}$, МПа |
| 800°С, 1 час, воздух 475°С, 50 часов | 43,5 | 1410 | 5 | 13 | 815 |
| 800°С, 1 час, воздух 500°С, 20 часов | 42,0 | 1210 | 9 | 18 | 745 |
| по ТУ 1-809-987-2002 для ВТ16 | – | 813 – 931 | ≥ 14 | ≥ 60 | ≥ 630 |

ВЫВОДЫ

1. Установлено, что сплав ВТ35 обладает лучшей технологической пластичностью, чем сплав ВТ32, так как имеет более низкий предел текучести (ВТ35: $\sigma_T \geq 845$ МПа; ВТ32: $\sigma_T \geq 900$ МПа). Это делает сплав ВТ35 более предпочтительным для изготовления деталей крепления в холодную.
2. Установлено, что оптимальная технологическая пластичность у сплава ВТ35 достигается при содержании алюминия не более 3%; основных β -стабилизаторов (V, Cr) и олова (Sn) в пределах среднего паспортного состава и остальных элементов (Mo, Zr, Nb) – в минимальном количестве.
3. Изучение кинетики распада β -фазы показало, что в процессе старения в интервале температур 475° - 600°С интенсивность выделения α - фазы различна. Максимальное дисперсионное упрочнение с твёрдостью 42 ед. НРС достигается при температурах 475°С в течение 12 часов и 500°С в течение 50 часов.
4. Разработан режим термической обработки сплава ВТ35, включающий закалку с 800°С на воздухе и последующее старение при 500°С в течении 12 часов. Такая обработка обеспечивает в полуфабрикатах при комнатной температуре предельную степень при осадке 80% и в готовых изделиях прочность при растяжении 1200 МПа и напряжение среза 745 МПа.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: Учебник для вузов. – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: МИСиС, 2005. – 432 с.
2. Ильин А.Н., Колачёв Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. – М.: ВИЛС – МАТИ, 2009. – 520 с.
3. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов / Кол. авторов. Под общ. ред. д.т.н., проф. С.Г. Глазунова, д.т.н., проф. Б.А. Колачёва. – М.: Metallurgia, 1980. – 464 с.
4. Сплавы цветных металлов для авиационной техники / Воздвиженский В.М., Жуков А.А., Постнова А.Д., Воздвиженская М.В. Под общ. ред. В.М. Воздвиженского. – Рыбинск: РГАТА, 2002. – 219 с.
5. Колачев Б.А., Полькин И.С., Талалаев В.Д. Титановые сплавы разных стран. – М.: ВИЛС, 2000. – 318 с.
6. Колачёв Б.А., Ливанов В.А., Буханова А.А. / Механические свойства титана и его сплавов. – М.: Metallurgia, 1974, 544 с.
7. Моисеев В.Н. Бета- титановые сплавы и перспективы их развития / МиТОМ, №12: - М, 1998. – 7-17 с.
8. Производственная инструкция 1,2,587-02. Термическая обработка полуфабрикатов и изделий из титановых сплавов. – М.: ВИАМ, 2002, 26 с.
9. Хорев, А.И. Титан – это авиация больших скоростей и космонавтика /А.И. Хорев// Технология легких сплавов.-2002.-№4.- С.92-97.
10. Колачев, Б.А. Титановые сплавы для деталей крепления / Б.А.Колачев, В.А. Володин // Известия Тульского государственного университета. Серия Материаловедение. – 2000.- № 1.-С. 121-127.
11. Полькин, И.С. Высокопрочные $\alpha+\beta$ и β -титановые сплавы для крепежа и технология их изготовления / И.С. Полькин, И.А. Воробьев, В.А. Шеенков, В.В.Долгов // ТЛС.– 1992.- № 10.-С. 26-30.
12. Цвиккер У. Титан и его сплавы / Пер. с нем. – М.: Metallurgia, 1979. – 512 с
13. Хорев, А.И. Комплексное легирование и термомеханическая обработка титановых сплавов / А.И. Хорев – М.: Машиностроение. 1979. -228 с.
14. Колачев Б. А., Ливанов В.А., Буханова А. А. Механические свойства титана и его сплавов. - М.: Metallurgia, 1974. – 544 с.

15. Коллингз Е.В. Физическое металловедение титановых сплавов / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1988. – 223 с.
16. Глазунов С.Г., Моисеев В.Н. Конструкционные титановые сплавы. – М.: Металлургия, 1974. – 368 с.
17. Андреев, А.Л. Титановые сплавы. Плавка и литье титановых сплавов / А.Л. Андреев. – М.: Металлургия, 1978. – 384 с.
18. Колачев Б.А. Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической техники / Б.А. Колачев; под редакцией А.Г. Братухина. – М.: Изд-во МАИ, 2001. – 412 с.
19. Александров, В.К. Полуфабрикаты из титановых сплавов / В.К. Александров, Н.Ф. Аношкин, А.П. Белозеров и др – М.: ВИЛС, 1996.-581 с.
20. Хорев А.И. Авиационные материалы. Термическая обработка титановых сплавов / Под ред. А.И. Хорева. – ВИАМ, - 1983. - 171 с.
21. Ерманюк М.З. Сопротивление деформации титановых сплавов / М.З. Ерманюк// Титан.– 1993.- №3(сентябрь).-С. 58-63.
22. Хорев А.И. Современные методы повышения конструкционной прочности титановых сплавов /А.И. Хорев – М.: Воениздат, 1979, - 256 с.
23. Володин, В.А. Принципы легирования (выбора) титановых сплавов для высокопрочных деталей крепления/ В.А. Володин, Б.А. Колачев // ТЛС. - 2000, - № 6, -С. 8-13.
24. Скворцова С.В., Филатов А.А., Дзунович Д.А., Панин П.В. Влияние содержания алюминия на деформируемость титановых сплавов при нормальной температуре // Технология легких сплавов. 2008, №3. С.40-44.
25. Ильин А.А., Скворцова С.В., Овчинников А.В., Ручина Н.В. Влияние структуры сплава ВТ16 на его технологическую пластичность // Авиационная промышленность, 2006. №3. С.43-49.
26. ОСТ 90013-81. «Сплавы титановые. Марки» / ВИАМ – М.: 2001 – 7 с.
27. Вашуль Х. Практическая металлография. Методы изготовления образцов / Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1988. – 319 с.
28. Беккерт М., Клемм Х. Справочник по металлографическому травлению / Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1979. – 336 с.
29. Золоторевский В.С. Механические свойства материалов: Учебник для вузов. 2-е изд. М.: Металлургия, 1983, 352с.
30. ГОСТ 1497-84. «Металлы. Методы испытаний на растяжение» / АО «Кодекс» – М.: Стандартиформ, 2008 – 24 с.

31. ГОСТ 10446-80. «Проволока. Метод испытания на растяжение» / Госстандарт РФ – М.: Издательство стандартов, 2005 – 6с.
32. ГОСТ 8817-82. «Металлы. Метод испытания на осадку» / Госстандарт РФ – М.: Издательство стандартов, 2005 – 4с.
33. ОСТ 1.90148-74. «Металлы. Методы испытания на срез» / Госстандарт РФ – М.: Издательство стандартов, 2005 – 5с.
34. Производственная инструкция ПИ 1.2.587-02. «Термическая обработка полуфабрикатов и деталей из титановых сплавов» / ВИАМ – М.: 2002 – 20 с.
35. ГОСТ 9013-59. «Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу» / Госстандарт РФ – М.: Издательство стандартов, 2002 – 12с.
36. Джонсон Н., Лион Ф./ Статистика и планирование эксперимента в технике и науке. т.1. Методы обработки данных. М. Мир. 1980 – 512 с.
37. Скворцова С.В. Влияние дополнительного легирования нейтральными упрочняющими элементами на структуру и свойства ($\alpha+\beta$)-титанового сплава / Скворцова С.В., Гвоздева О.Н., Шалин А.В., Ручина Н.В., Володин А.В. // Титан. 2017, №3 – с. 32 – 36
38. Анташев В.Г. Перспективы разработки новых титановых сплавов / Анташев В.Г., Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Изотова А.Ю. // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение», 2011 – с. 60 – 67
39. ТУ 1-809-987-2002. «Прутки и проволока из титанового сплава марки ВТ16 с обточенной поверхностью для холодной высадки» – М.: ВИЛС, 2002 – 9 с.