

1. Цель работы

- изучить влияние легирующих элементов на критические температуры превращения и микроструктуру титановых сплавов

2. Теоретическая часть

Титан относится к металлам средней плотности ( $\rho \approx 4,5 \text{ г/см}^3$ ); он в 1,75 и 1,97 раза легче железа и никеля соответственно, но в 1,7 раза тяжелее алюминия. Значительно меньшая плотность титановых сплавов по сравнению со сталями и жаропрочными никелевыми сплавами предопределяет перспективность их применения в авиационной и ракетной технике.

Чистый титан характеризуется невысокой прочностью ( $\sigma_b \approx 250-450 \text{ МПа}$ ), высокой пластичностью ( $\delta=50-60\%$ ,  $\psi=70-90\%$ ) и технологичностью при обработке давлением, включая холодную штамповку. Титан отличается высокой коррозионной стойкостью во многих агрессивных средах (щелочах, кислотах, щелочных и кислотных растворах) и других активных средах. Коррозионная стойкость титана может быть повышена легированием рением, танталом, ниобием, молибденом и цирконием.

Эффективность применения титана во многих назначениях можно значительно повысить легированием и методами термической обработки. Эти направления во многом определяются его полиморфизмом: как известно, до температуры  $882,5 \text{ }^\circ\text{C}$  титан обладает ГПУ-структурой ( $\alpha$ -фаза), выше  $882,5 \text{ }^\circ\text{C}$  до температуры плавления – ОЦК-структурой ( $\beta$ -фаза).

По влиянию на полиморфизм титана Глазунов С.Г. разделил все легирующие элементы на три группы.

**Первая группа** представлена  $\alpha$ -стабилизаторами – элементами, повышающими температуру полиморфного превращения титана (рис. 1, а.). Из металлов к числу  $\alpha$ -стабилизаторов относятся алюминий, галлий и индий; из неметаллов – углерод, азот, кислород.

**Во вторую группу** входят  $\beta$ -стабилизаторы – элементы, понижающие температуру полиморфного превращения титана. Их можно разбить на три подгруппы. В сплавах титана с элементами первой подгруппы при достаточно низкой температуре происходит эвтектоидный распад  $\beta$ -фазы  $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$  (рис. 1, б); к

числу таких элементов относятся кремний, хром, марганец, железо, кобальт, никель, медь – их называют эвтектоидообразующими  $\beta$ -стабилизаторами. В сплавах с эвтектоидообразующими  $\beta$ -стабилизаторами, представленными переходными элементами,  $\beta$ -фаза довольно устойчива и сохраняется длительное время при температурах, ниже эвтектоидной. В сплавах титана с непереходными элементами  $\beta$ -фаза мало устойчива и ее не удается зафиксировать даже закалкой с температур выше эвтектоидной.

В сплавах титана с элементами второй подгруппы при достаточно высокой их концентрации  $\beta$ -раствор сохраняется до комнатной температуры, не претерпевая эвтектоидного распада (рис. 1, в). К числу этих элементов принадлежит ванадий, молибден, ниобий, тантал, вольфрам. Поскольку они образуют непрерывные растворы с  $\beta$ -титаном, их называют  $\beta$ -изоморфными стабилизаторами. В сплавах этой подгруппы при низких температурах и больших выдержках может происходить монотектоидное превращение  $\beta_1 \rightarrow \alpha + \beta_2$ . В промышленных условиях производства титановых сплавов указанное превращение не реализуется и поэтому не учитывается.

В сплавах третьей подгруппы равновесная  $\beta$ -фаза также стабилизируется при комнатной температуре, но непрерывных  $\beta$ -твердых растворов не образуется (рис. 1, г), так как не соблюдается принцип изоморфности взаимодействующих элементов. К элементам этой подгруппы относятся рений, рутений, родий, осмий, иридий. Их можно назвать квазиизоморфными  $\beta$ -стабилизаторами.

**Третья группа** представлена легирующими элементами, мало влияющими на температуру полиморфного превращения титана. К ним принадлежит олово, цирконий, германий, гафний, торий. Эти элементы называют нейтральными упрочнителями.

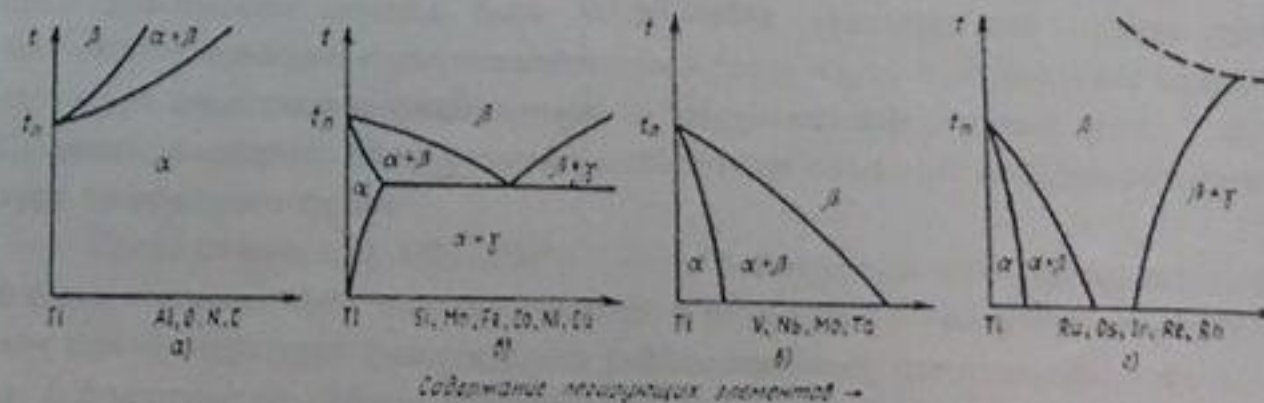


Рис. 1. Влияние легирующих элементов на температуру полиморфного превращения титана

В зависимости от природы легирующих элементов и их содержания структура титановых сплавов в отожженном состоянии может быть представлена  $\alpha$ -фазой,  $\beta$ -фазой и двумя фазами  $\alpha$  и  $\beta$  при различном их количественном сочетании. Поэтому по структуре в отожженном состоянии титановые сплавы разделяют на следующие классы:

1.  $\alpha$ -сплавы, структура которых представлена  $\alpha$ -фазой: VT1-00, VT1-0, VT5, VT5-1.

2. Псевдо- $\alpha$ -сплавы, структура которых представлена  $\alpha$ -фазой и небольшим количеством  $\beta$ -фазы или интерметаллидов (не более 5%): OT4-0, OT4-1, VT4, OT4-2, VT18, VT20.

Сплавы этих двух групп не упрочняются при термической обработке, поэтому их применяют в отожженном состоянии.

3.  $(\alpha + \beta)$ -сплавы, структура которых представлена  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазами; сплавы этого типа также могут содержать небольшое количество интерметаллидов: VT6, VT3-1, VT8, VT9, VT14, VT16, VT23, VT25, VT33. Это мартенситные сплавы, упрочняющиеся при термической обработке.

4.  $(\alpha + \beta)$ -сплавы переходного класса: VT22, VT22И, VT30. В стабильном состоянии эти сплавы содержат от 25 до 50%  $\beta$ -фазы, обладают высокой дисперсностью  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз, отличаются максимальным эффектом упрочнения при обработке и высокой прокаливаемостью.

5. Псевдо- $\beta$ -сплавы со структурой, представленной одной  $\beta$ -фазой после закалки или нормализации из  $\beta$ -области. Структура этих сплавов в отожженном состоянии представлена  $\alpha$ -фазой и большим количеством  $\beta$ -фазы: VT35, VT32, VT15.

6.  $\beta$ -сплавы, структура которых представлена термодинамически стабильной  $\beta$ -фазой: 4201. Эти сплавы находят ограниченное применение.

В связи с разработкой сплавов на основе соединений  $Ti_3Al$ ,  $TiAl$ ,  $TiNi$  следует выделить еще один класс сплавов сплавы на основе интерметаллидов.

По способу производства заготовок различают деформируемые и литейные титановые сплавы.

В авиационной технике в основном применяют деформируемые сплавы. По фазовому составу деформируемые сплавы охватывают все перечисленные выше классы:  $\alpha$ -, псевдо- $\alpha$ -,  $(\alpha + \beta)$ -сплавы переходного класса, псевдо- $\beta$ -сплавы,  $\beta$ -сплавы.

Технический титан изготавливается промышленностью в виде двух марок VT1-00 и VT1-0, отличающихся содержанием примесей. Максимально допустимое содержание углерода, азота и кремния в них практически одинаково, но

содержание железа и кислорода существенно возрастает с понижением чистоты титана.

Отжиг нагартованного титана при температурах  $\alpha$ -области приводит к рекристаллизации. Оптимальным температурным интервалом рекристаллизационного отжига является диапазон 750—800° С, при котором происходит полное разупрочнение титана.

С повышением температуры отжига выше температуры полиморфного превращения прочность и пластичность технического титана заметно снижаются. Это снижение механических свойств сопровождается необратимыми изменениями структуры. Окончательный характер структуры после отжига зависит от условий деформации. После деформации в  $\beta$ -области структура титана носит пластинчатый характер, причем границы  $\beta$ -зерен имеют зубчатое строение (рис. 2, а).

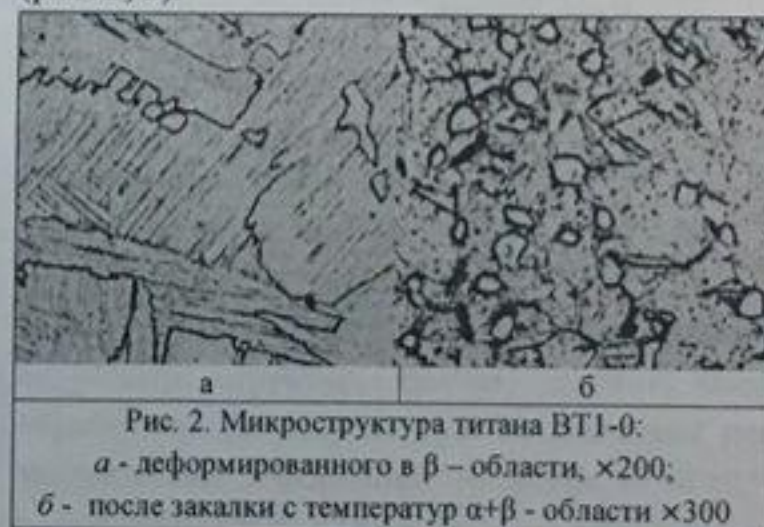


Рис. 2. Микроструктура титана VT1-0: а - деформированного в  $\beta$ -области,  $\times 200$ ; б - после закалки с температур  $\alpha + \beta$ -области  $\times 300$

подвергнута горячей деформации при температурах  $\alpha$ -области, при этом степень деформации должна быть ~ 30—40%. Последующий отжиг при 600—800° С приводит к рекристаллизации и росту зерен. В этом случае микроструктура представлена равноосными полиэдрическими зёрнами (рис. 2, б). Скорость охлаждения после отжига в  $\alpha$ -области не оказывает влияния на структуру технического титана.

После отжига при 870—890° С могут наблюдаться зёрна превращенной  $\beta$ -фазы, имеющие пластинчатое строение в результате  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения. Отжиг при температурах существования  $\beta$ -фазы вызывает значительный рост зёрна и изменение его формы. В зависимости от скорости охлаждения с температур  $\beta$ -области может быть получена микроструктура двух типов (рис. 3) — с зёрнами неправильной формы (а) и мартенситная (б). Структура первого типа образуется при охлаждении с умеренной скоростью, мартенситная — при охлаждении с более высокой скоростью.

Если деформация заканчивалась в  $\beta$ -области, последующий отжиг при температурах  $\alpha$ -области (600—800° С) не изменяет характера структуры. Следует иметь в виду, что исправить путем термической обработки перегретую структуру невозможно. Для исправления структуры заготовка должна быть

Высокотемпературная  $\beta$ -модификация в нелегированном титане не может быть зафиксирована закалкой даже при самых высоких доступных эксперименту скоростях охлаждения. При закалке  $\beta$ -фаза переходит в  $\alpha$ -фазу путем превращения мартенситного типа. Образующаяся при этом структура обозначается  $\alpha'$  в отличие от первичной  $\alpha$ -структуры. Титановый мартенсит  $\alpha'$  (рис. 3, б) имеет пластинчатое строение, которое объясняется ориентированным превращением  $\beta$ -фазы при быстром охлаждении. Фаза  $\alpha'$  ориентируется вдоль определенных кристаллографических плоскостей, по которым осуществляется

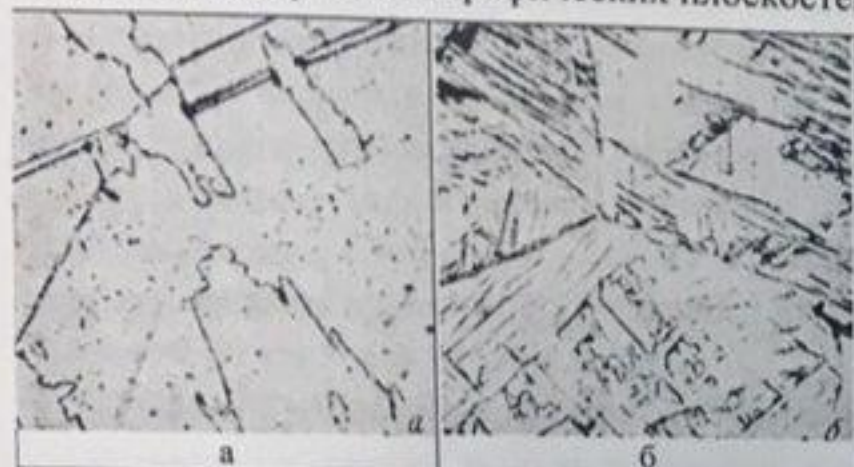


Рис. 3. Микроструктура титана ВТ1-0 после охлаждения из  $\beta$ -области: а – с зернами неправильной формы,  $\times 100$ ; б – мартенситная,  $\times 300$

перестройка кристаллической решетки при мартенситном превращении.

Если производить закалку с температуры, соответствующей  $(\alpha+\beta)$ -области, то образуются структуры с различным соотношением первичной  $\alpha$ - и мартенситной  $\alpha'$ -фазы (рис 2, б).

К сплавам мартенситного класса относят большую группу титановых сплавов на основе  $\alpha$ - и  $\beta$ -твердых растворов, содержащих в стабильном состоянии от 5 до 25%  $\beta$ -фазы, и при резком охлаждении из  $\beta$ -области приобретающих структуру мартенсита  $\alpha'$ - или  $\alpha''$ -фаз. К ним можно отнести ВТ6, ВТ14, ВТ3-1, ВТ23, ВТ16.

Общим для этих сплавов является хорошее соотношение прочности и пластичности в отожженном состоянии. Их в большей или меньшей степени можно подвергать упрочняющей термической обработке.

Сплав ВТ6 (Ti-6Al-4V) относится к  $\alpha + \beta$ -титановым сплавам мартенситного класса с небольшим количеством  $\beta$ -фазы, наличие которой обуславливает их способность к упрочняющей термической обработке. Легирование алюминием упрочняет и стабилизирует  $\alpha$ -фазу, повышает температуру  $A_{c3}$ , а также снижает удельный вес сплава. Ванадий, являющийся  $\beta$ -стабилизатором, снижает температуру  $\alpha+\beta \leftrightarrow \beta$ -перехода. С повышением его содержания увеличивается количество  $\beta$ -фазы, более пластичной при высоких температурах по сравнению с  $\alpha$ -фазой, что способствует улучшению технологичности при температурах горячей деформации. Температура  $\alpha+\beta \leftrightarrow \beta$ -перехода сплава ВТ6: 960-1000°C.

Сплав ВТ6 в зависимости от требований прочности, пластичности или вязкости разрушения может подвергаться: отжигу для снятия остаточных напряжений, полному отжигу или упрочняющей термической обработке, состоящей из закалки и старения. На рисунке 4 представлено влияние рекристаллизационного отжига вблизи температуры  $A_{c3}$  на структуру сплава ВТ6: произошла коагуляция  $\alpha$ -фазы, частицы ее стали крупнее и при длительных выдержках структура приобрела глобулярный характер.

Упрочнение сплава при старении происходит в результате дисперсионного твердения, обусловленного низкотемпературным распадом метастабильных  $\alpha'$ - и  $\beta$ -фаз. Наиболее высокая прочность наблюдается после закалки с температуры на 30-40°C ниже темпера-

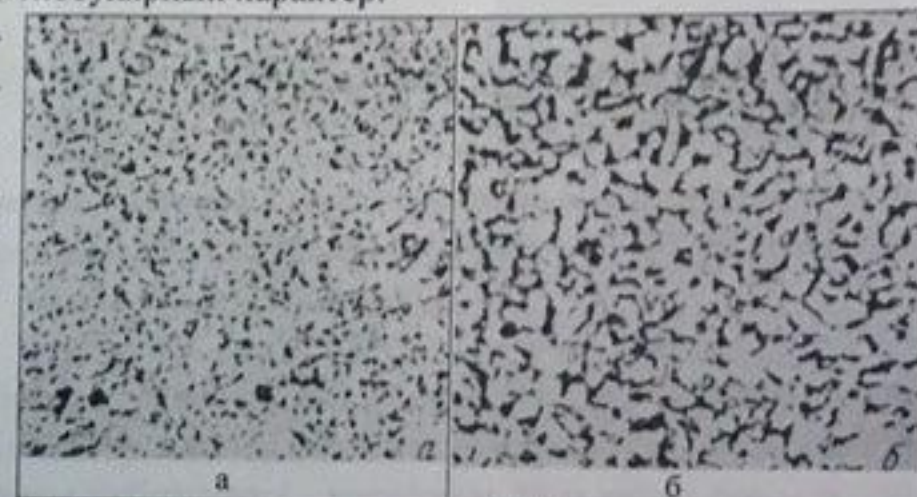


Рис. 4. Микроструктура сплава ВТ6 (пруток): а – до рекристаллизационного отжига; б – после него. Отжиг 950°C, 5 ч.

туры  $\alpha+\beta \leftrightarrow \beta$ -перехода. Нагрев выше температуры  $\alpha+\beta \leftrightarrow \beta$ -перехода вызывает огрубление структуры сплава, изменить которую последующей термической обработкой не удастся. Для исправления перегретой структуры необходима значительная деформация (не менее 40%) сплава при температурах ниже температуры  $\beta \leftrightarrow \alpha+\beta$ -перехода.

Сплав ВТ6 обладает столь удачным сочетанием эксплуатационных и технологических свойств, что он стал доминирующим титановым материалом. Он отличается достаточно высокой вязкостью разрушения, небольшой скоростью роста усталостных трещин и высокой циклической выносливостью (при благоприятной структуре), низкой склонностью к солевой коррозии, меньшей чувствительностью к водороду по сравнению с  $\alpha$ - и псевдо- $\alpha$ -сплавами. В настоящее время на долю этого сплава приходится более 50% всего производимого в мире титана. Сплав Ti-6Al-4V применяют в авиации, ракетной технике, судостроении, химической промышленности, автомобилестроении, для изготовления спортивного инвентаря, бытовой техники, хирургических имплантатов.

Деформируемый жаропрочный титановый сплав ВТ8 системы Ti-Al-Mo-Si относится к двухфазным сплавам со структурой  $\alpha+\beta$  мартенситного класса. Сплав, в зависимости от назначения деталей и требуемого уровня свойств,

можно подвергать следующим видам термической обработки: двойному отжигу; упрочняющей термической обработке, состоящей из закалки и старения; ВТМО, состоящей из закалки в воду после высокотемпературной деформации, последующего старения. Упрочняющая термическая обработка сохраняет свою эффективность только при температурах эксплуатации не выше 450 °С.

Сплав ВТ8 обеспечивает более высокие прочностные и жаропрочные свойства по сравнению со сплавом ВТ6 за счет высокого содержания алюминия и легированием кремния. Максимальная рабочая температура 480 °С. Двойной и изотермический отжиги обеспечивают оптимальное сочетание свойств; содержание  $\beta$ -фазы в отожженном сплаве примерно 10%. Основными видами полуфабриката являются прутки, поковки, штамповки и плиты. Удовлетворительно деформируется в горячем состоянии. Технологические свойства при обработке давлением хуже, чем у сплава ВТ6. Сварка не рекомендуется. В основном применяется в деталях ГТД (дисках, лопатках компрессора низкого давления, деталях крепления вентилятора).

Сплав Ti-15Mo представляет собой псевдо- $\beta$ -сплав. Он обладает такими свойствами как низкий модуль упругости, высокая прочность, отличная усталостная прочность, хорошая пластичность/формуемость, исключительная устойчивость к коррозии, биосовместимость.

Структура сплава Ti-15Mo в  $\beta$ -отожженном состоянии представлена полностью рекристаллизованной  $\beta$ -фазой. В этом состоянии модуль упругости сплава составляет две трети модуля сплава ВТ6, наряду со значительно улучшенной пластичностью и коррозионно-усталостными свойствами. В  $\alpha+\beta$ -отожженном состоянии структура состоит из матрицы  $\beta$ -фазы со значительной объемной долей  $\alpha$ -фазы. В  $\alpha+\beta$ -состоянии обеспечивается хорошее сочетание прочности и пластичности, тогда как  $\beta$ -состояние обеспечивает лучшие пластичность и формуемость.

#### Фазовые превращения титана

Наличие у сплавов титана высокотемпературной модификации твердого раствора ( $\beta$ ), способной к значительному переохлаждению, обуславливает получение разнообразных структур в зависимости от режимов термической обработки (рис. 2). Полиморфное  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение может иметь два различных механизма. При высоких температурах, т.е. при небольшом переохлаждении относительно равновесной температуры  $\beta \leftrightarrow \alpha$  перехода, превращение происходит обычным, диффузионным путем, а при значительном переохлаждении и, следовательно, при низкой температуре, когда подвижность атомов мала – по бездиффузионному мартенситному механизму. В первом случае образуется по-

лиэдрическая структура  $\alpha$ -твердого раствора (рис.2, а), во втором – игольчатая (пластинчатая) мартенситная структура, обозначаемая обычно как  $\alpha'$  (рис.2, б).



Рис. 2. Структуры титановых сплавов: а) твердый раствор  $\alpha$  (сплав ВТ1); б) фаза  $\alpha'$  (мартенсит, полученный после закалки сплавов ВТ1 с 1075°С); в) твердые растворы  $\alpha+\beta$  (сплав ОТ4).

Легирование элементами, снижающие температуру  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения, естественно, способствуют получению мартенсита, тогда как при малом легировании для этого требуется интенсивное охлаждение. При очень высоком содержании  $\beta$ -стабилизаторов температура  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения снижается до нуля и  $\beta$ -твердый раствор охлаждается до комнатной температуры без превращения. Все  $\beta$ -стабилизаторы понижают температуру начала мартенситного превращения  $M_s$ .

Диаграмма равновесия (рис.3) с наложенной на ней линией начала мартенситного превращения показывает образование структур при быстром и медленном охлаждении из  $\beta$ -области.

Для сплавов, образующих непрерывные с титаном твердые растворы и снижающих температуру  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения (рис. 3,а), превращения  $\beta \rightarrow \alpha$  при медленном охлаждении реализуются по диффузионному механизму, а при быстром по мартенситному, причем мартенсит образуется лишь в сплавах с концентрацией меньше точки а, рис. 3, а, а при большей фиксируется  $\beta$ -фаза без превращения. В системах, в которых образуются титаниды (соединение титана с другими элементами) распад  $\beta$ -твердого раствора идет с образованием эвтектоида ( $\beta \rightarrow \alpha + TiX$ ), что имеет место лишь при медленном охлаждении. При быстром охлаждении  $\beta$ -фаза превращается в  $\alpha'$  (мартенсит), при концентрации легирующего элемента менее той, которая на диаграмме обозначается точкой а, при большей фиксируется переохлажденная  $\beta$ -фаза. Нетрудно видеть, что в принципе превращения в титановых сплавах похожи на превращения в стали.

Однако в отличие от сплавов системы Fe-C эвтектоидная смесь в титановых сплавах обладает повышенной хрупкостью, тогда как титановый мартенсит ( $\alpha'$ ) с невысокой твердостью и пластичностью, мало отличается по свойствам от исходной  $\beta$ -фазы.

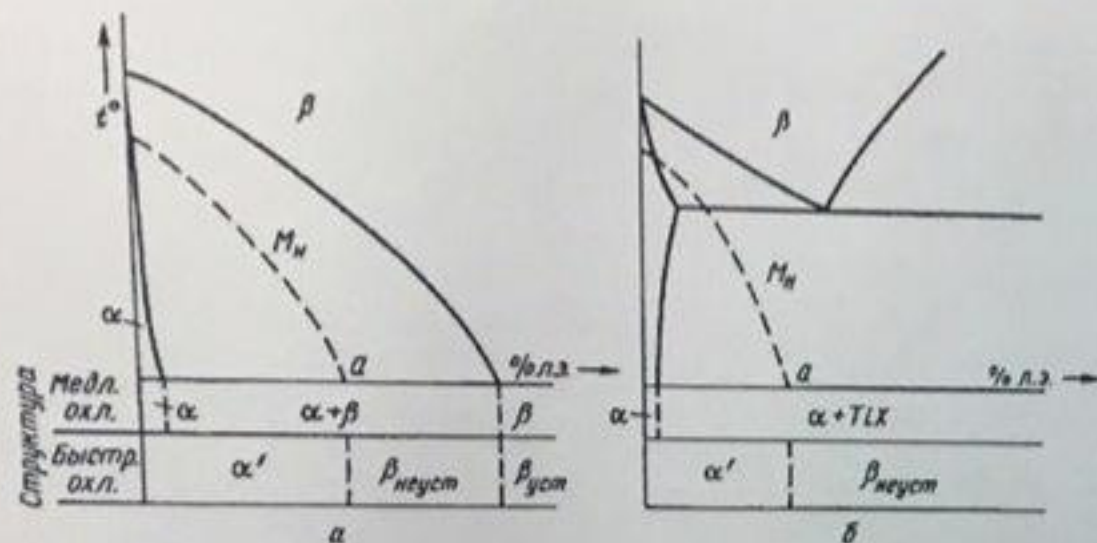


Рис.3. Образование структур в титановых сплавах в зависимости от скорости охлаждения.

Кристаллическая структура  $\alpha$  и  $\alpha'$  практически одинакова (гексагональная плотноупакованная решетка), однако превращение при низкой температуре приводит к искажениям в  $\alpha$ -решетке и уменьшению ее пластичности.

Поскольку превращение  $\beta$ -фазы определяется степенью переохлаждения, то характер превращения можно описать диаграммами изотермического распада  $\beta$ -фазы (рис. 4).

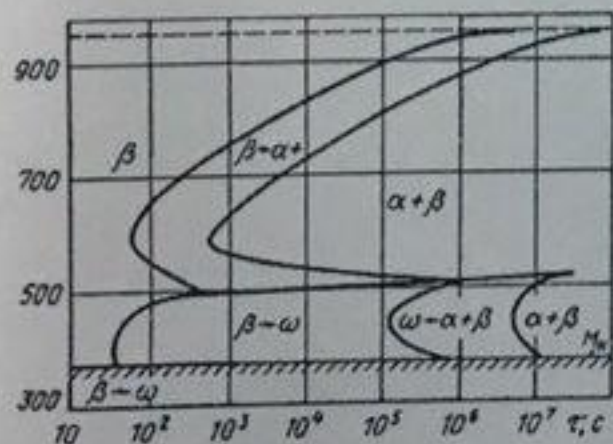
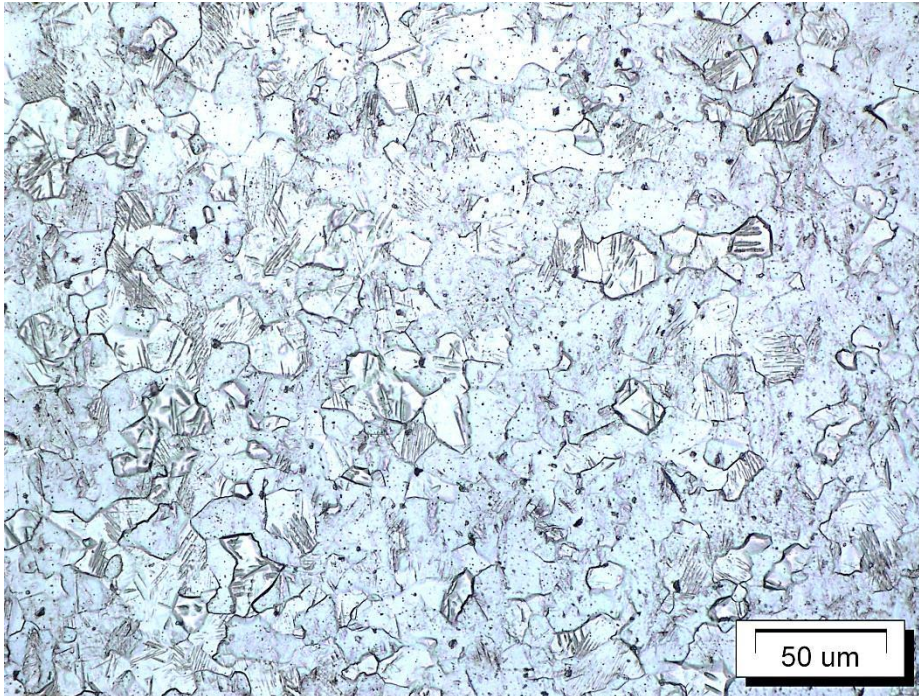


Рис. 4. Диаграмма изотермического превращения  $\beta$ -фазы в сплавах Ti+8%Mo

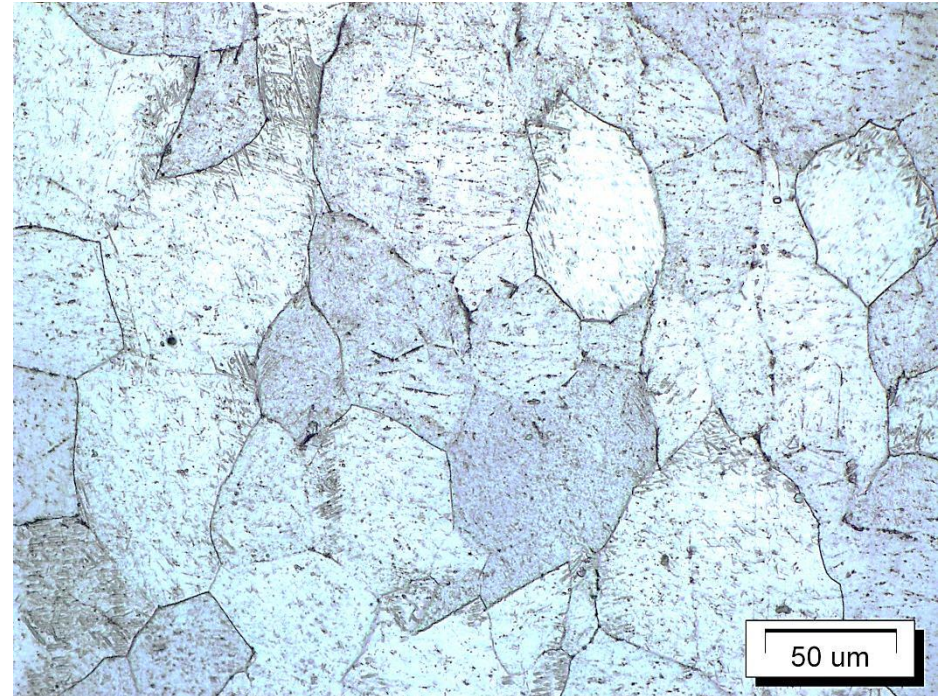
При высокой температуре (выше  $500^\circ\text{C}$ ) идет  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение по диффузионному механизму, пока не установится равновесное двухфазное состояние ( $\alpha+\beta$ ); при низкой температуре  $\beta$ -фаза превращается в  $\alpha'$ -фазу – мартенсит. Наконец, в среднем интервале температур ( $200\text{--}500^\circ\text{C}$ ) – через промежуточную  $\omega$ -фазу. Последняя хрупка и механические свойства плохие. При отпуске мартенсита ( $\alpha'$ ) он превращается в пластинчатую смесь  $\alpha+\beta$  фаз; в том же среднем интервале температур ( $300\text{--}500^\circ\text{C}$ ) через промежуточную фазу ( $\alpha' \rightarrow \omega \rightarrow \alpha+\beta$ ). И в этом случае реакцию отпуска надо довести до конца, чтобы не осталось  $\omega$ -фазы, ухудшающей механические свойства.

1. Колачев Б.А., Елисеев Ю.С., Братухин А.Г., Талалаев В.Д. Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической техники. – М.: Изд-во МАИ, 2001. – 412 с.
2. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. – М.: ВИЛС – МАТИ, 2009. – 520 с.
3. Борисова Е.А., Бочвар Г.А., Брун М.Я. и др. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов. – М.: Металлургия, 1980. – 464 с.

## Сплав ВТ1-0

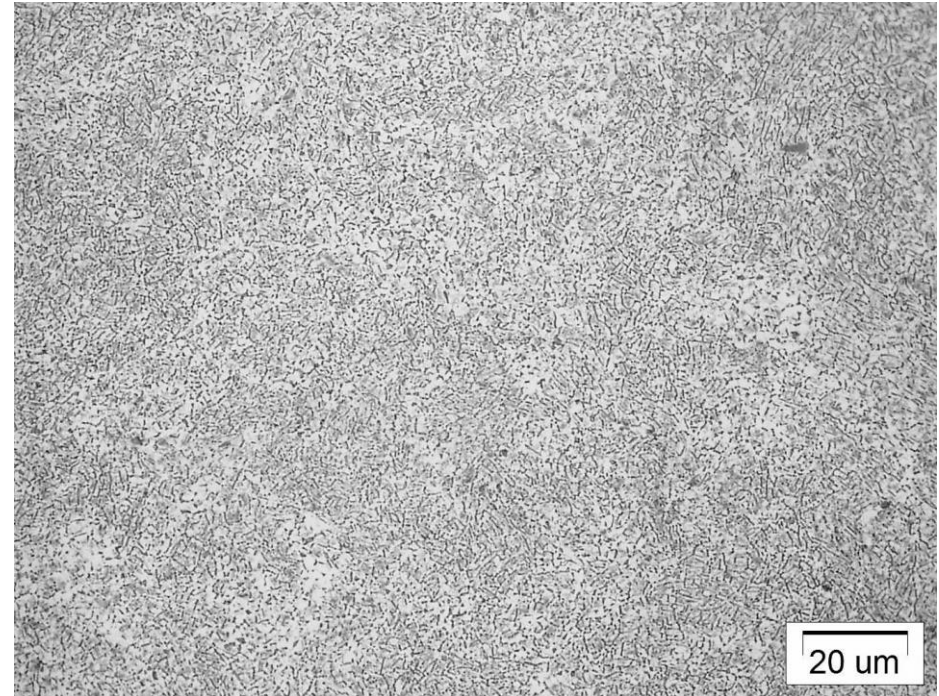
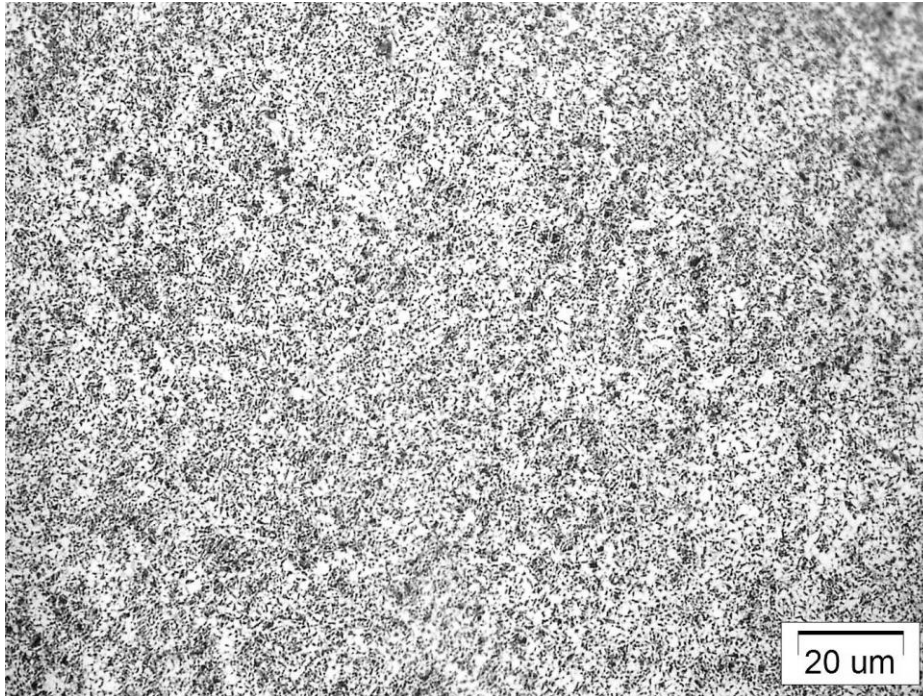


Исходное состояние



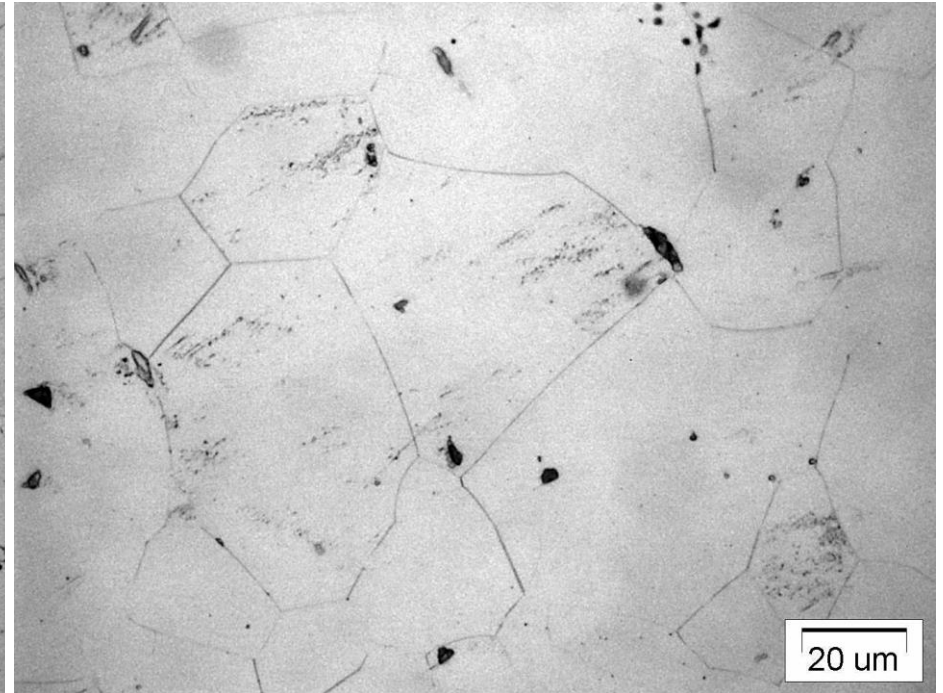
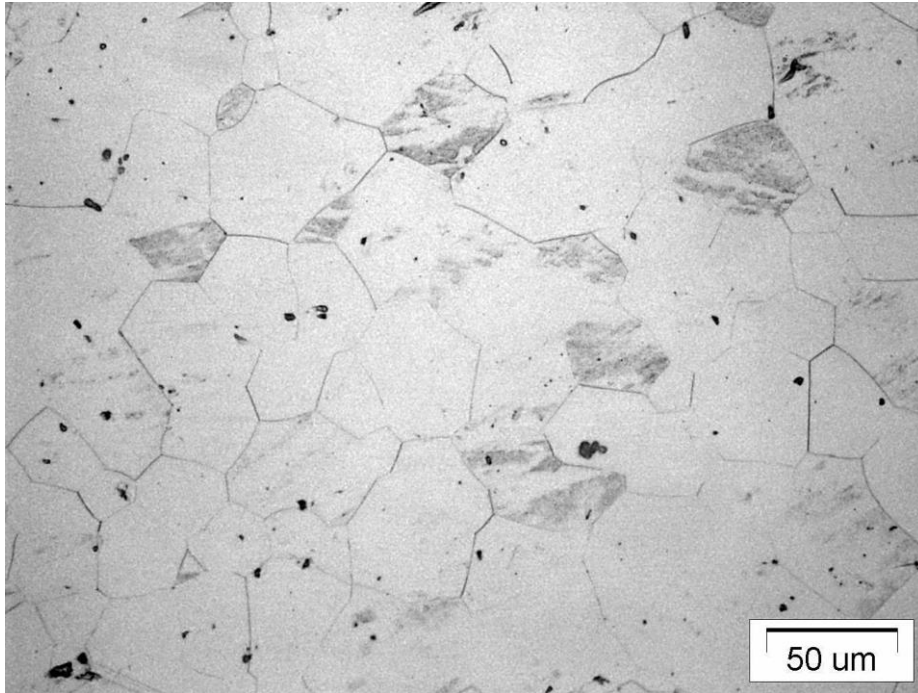
Отжиг:  $T=900^{\circ}\text{C}$ , 1 час.

## Ti-15Mo



Отжиг:  $T=810^{\circ}\text{C}$ , 2 часа.

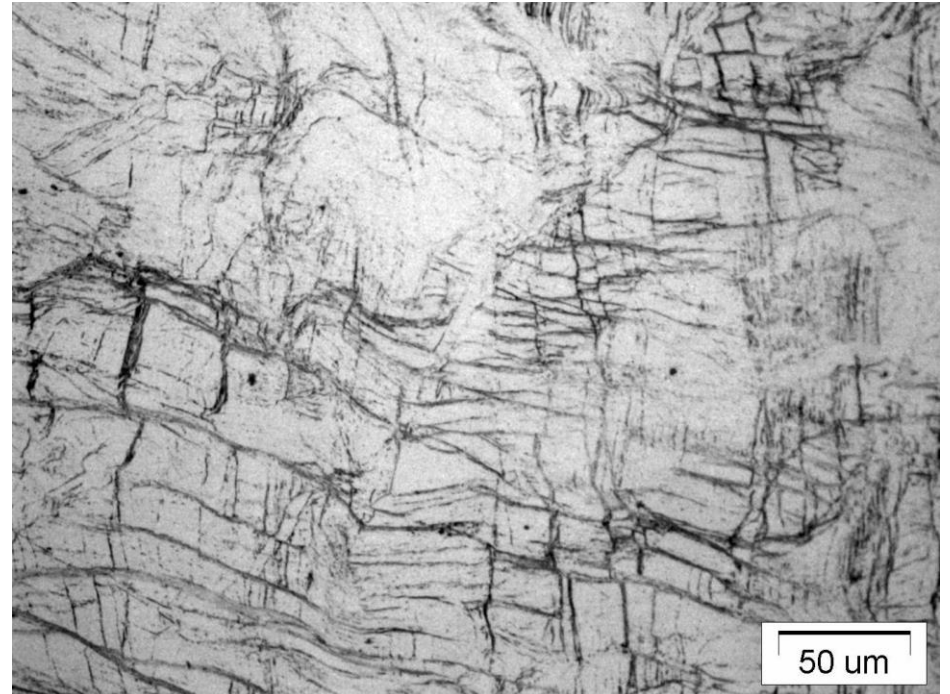
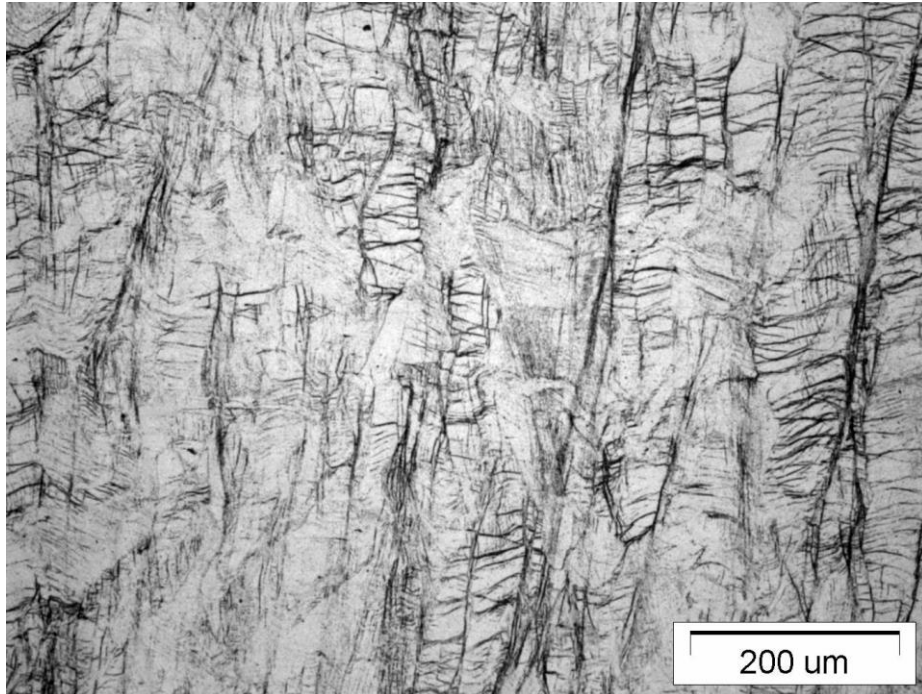
## Ti-15Mo



Закалка в воду:  $T=810^{\circ}\text{C}$

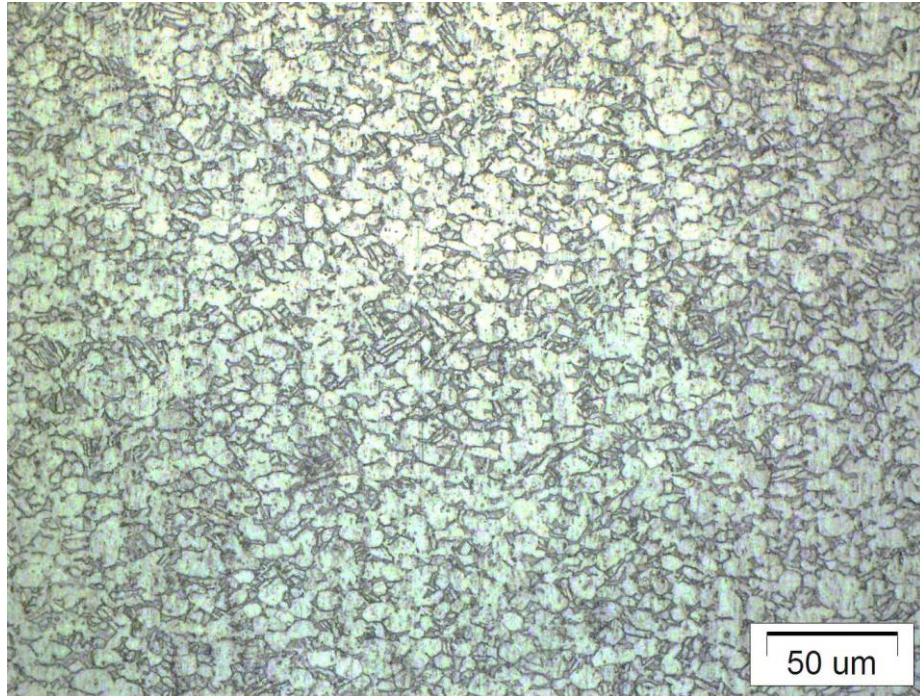


## Ti-15Mo

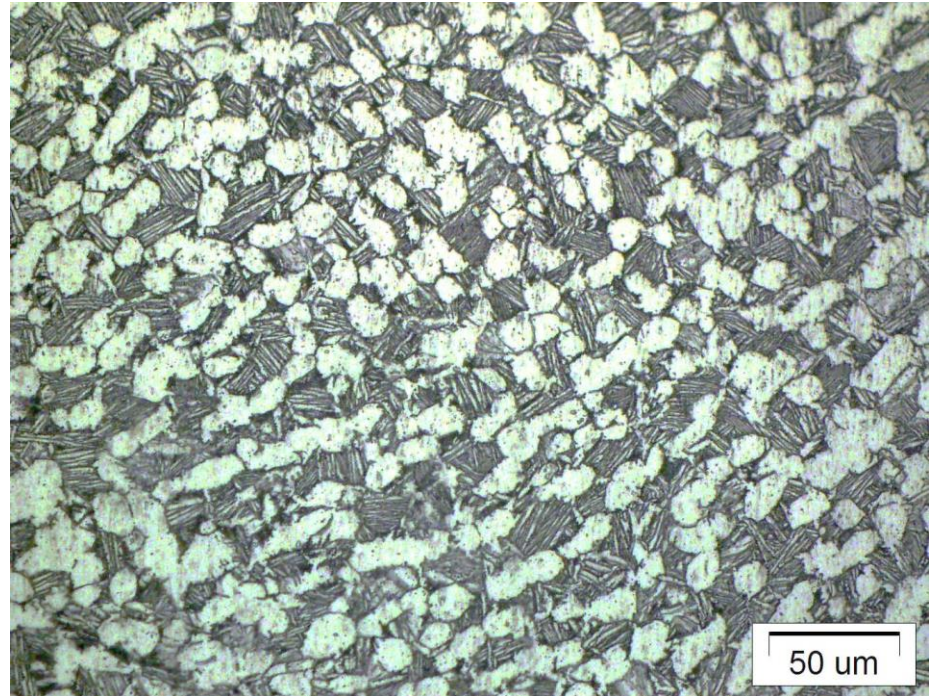


ЛКУП, 4 прохода

**BT6**



**BT8**



## Сварной шов ВТ6/ВТ8

