

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ Ti-6Al-4V ПРИ ЗАКАЛКЕ В ВОДЕ И ПОТОКЕ АЗОТА ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ

В.А. Ельчанинова¹

yelchaninova.v.a@bmstu.ru

А.И. Алейникова¹

alean@bmstu.ru

Б.Е. Винтайкин¹

vintaikb@bmstu.ru

А.Е. Смирнов¹

smirnoff@bmstu.ru

Г.С. Севальнёв^{1,2}

sevalnev@bmstu.ru

¹ МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Российская Федерация

² НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, Москва, Российская Федерация

Аннотация

Методами рентгенофазового анализа с дополнительным применением методов повышения разрешения рентгенограмм исследовано фазовое состояние сердцевин и поверхностных слоев сплава на основе титана ВТ6 (Ti-6Al-4V) после закалки в воде и в потоке азота высокого давления. В процессе быстрого охлаждения от температуры 850 °С (из фазовой ($\alpha + \beta$)-области) происходит формирование мартенситной орторомбической фазы (α'') и инерметаллидной фазы Ti_3Al (α_2). Установлено, что объемные доли α'' - и α_2 -фазы выше в поверхностных слоях, чем в объеме сплава. При последующем старении объемная доля α_2 -фазы в поверхностных слоях снижается, в то время как в сердцевине сплава объемная доля этой фазы не изменяется. В процессе нагрева и выдержки под закалку в азоте высокого давления и в воде в поверхностном слое образуются твердые растворы азота и кислорода в α -титане соответственно. После закалки в воде в поверхностном слое обнаружен диоксид титана TiO_2 , а после закалки в потоке азота высокого давления — фазы TiN , Ti_2N

Ключевые слова

Титановые сплавы, орторомбический мартенсит, закалка, старение, рентгенофазовый дифракционный анализ

Поступила 08.10.2024

Принята 07.03.2025

© Автор(ы), 2025

Введение. Уникальные физические и химические свойства титана обуславливают широкое применение сплавов на его основе в авиации, машиностроении, медицине и других областях. Для повышения таких характеристик, как твердость сплава и его поверхности, прочность, износостойкость и другие, применяют термическую (ТО) и химико-термическую обработки (ХТО). В процессе ХТО, в отличие от ТО, изменяется химиче-

ский состав поверхностных слоев сплава, что позволяет изменять физические свойства поверхностных слоев, например, повышать твердость поверхности без охрупчивания и разупрочнения сердцевины деталей. Такая поверхностная модификация актуальна для деталей, работающих в условиях интенсивного износа. Фазовое состояние сплава и его поверхности определяет его эксплуатационные свойства. В связи с этим исследование закономерностей формирования фазового состояния представляет актуальную задачу.

Сплав ВТ6 (зарубежный аналог Ti–6Al–4V) хорошо себя зарекомендовал как конструкционный материал, он представляет собой деформируемый сплав на основе титана. В Российской Федерации титановый прокат ВТ6 поставляют в отожженном или в упрочненном состоянии после закалки и старения. При комнатной температуре в равновесном состоянии сплав ВТ6 имеет двухфазную ($\alpha + \beta$)-структуру. β - и α -фазы представляют собой твердый раствор легирующих элементов в β - и α -Ti. β -фаза имеет ОЦК-решетку с параметром ячейки $a = 3,32 \text{ \AA}$, α -фаза — ГПУ-решетку с параметрами $a = 2,95 \text{ \AA}$, $c = 4,68 \text{ \AA}$ ($c/a = 1,586$) [1]. Основными легирующими элементами этого сплава являются алюминий (5,3...6,8 %), стабилизирующий низкотемпературную α -фазу, и ванадий (3,5...5,3 %), стабилизирующий высокотемпературную β -фазу вплоть до низких значений температуры. Алюминий положительно влияет на жаропрочность и прочность сплава, а ванадий повышает прочность и делает сплав более пластичным [2]. Растворимость ванадия в α -фазе составляет около 2 % (масс.) [3].

Температура полиморфного превращения сплава составляет 980 °С, в то время как температура полиморфного превращения чистого титана — 882 °С [2]. Однако температура полиморфного превращения может меняться в зависимости от содержания микролегирующих добавок для разных модификаций сплава. Например, при увеличении содержания кислорода, азота и др., которые являются α -стабилизаторами, температура полиморфного превращения увеличивается, а при повышении содержания железа, ванадия, молибдена (β -стабилизатора) она понижается [1, 4].

В сплаве Ti–6Al–4V возможно образование интерметаллида Ti_3Al , который называют α_2 -фазой. Ti_3Al имеет ГПУ-решетку с параметрами ячейки $a = 5,74 \text{ \AA}$, $c = 4,98 \text{ \AA}$. Ti_3Al является упорядоченным твердым раствором алюминия в α -титане и имеет удвоенную элементарную ячейку в направлении a [2]. Образование α_2 -фазы снижает термическую стабильность и пластичность, но способствует упрочнению сплава. Из α -фазы выделяет-

ся α_2 -фаза. В зависимости от химического состава сплава и термокинетических условий выделение α_2 -интерметаллида может идти по механизму зарождения и роста, либо по гомогенному механизму, характерному для фазовых переходов 2-го рода [5, 6]. В первом случае когерентность межфазной границы α_2 - α может сохраняться вплоть до комнатной температуры. Однако при медленном охлаждении и многокомпонентном легировании когерентность частично или полностью нарушается [5]. Создание термически стабильной структуры за счет контролируемого образования атомно-упорядоченной α_2 -фазы является одним из способов повышения эксплуатационных свойств жаропрочных сплавов титана [5].

Ti₃Al также может гомогенно зарождаться внутри α -областей в процессе длительного (300...576 ч) старения в диапазоне значений температуры 500...600 °С. Тогда кристаллическая решетка Ti₃Al когерентно связана с кристаллической решеткой α -фазы [7]. Упрочняющие частицы Ti₃Al равномерно распределены по зерну, что значительно снижает подвижность дислокаций, особенно при повышенной температуре, но способствует проявлению хрупкости при пониженной температуре [5, 6–9].

В процессе закалки в сплаве могут формироваться две мартенситные метастабильные фазы. α' -мартенсит с ГПУ-решеткой ($a = 2,93 \text{ \AA}$, $c = 4,67 \text{ \AA}$) образуется при закалке из высокотемпературной β -области, когда концентрация ванадия в β -фазе составляет менее 4,27 % (ат.) (4,65 % (масс.)). α'' -мартенсит с базоцентрированной орторомбической решеткой ($a = 3,152 \text{ \AA}$, $b = 4,854 \text{ \AA}$, $c = 4,642 \text{ \AA}$) образуется из β -фазы при закалке из ($\alpha + \beta$)-области (750...850 °С) [1, 10]. Кристаллическая решетка α'' -фазы является переходной между β - и α -фазами, а ее параметры элементарной ячейки зависят от химического состава [11]. В сплаве Ti–6Al–4V α'' -фаза образуется в областях с повышенной концентрацией ванадия 9...13 % (масс.) [10]. Морфологически области с α'' -мартенситом обычно характеризуются наличием микродвойников, образующихся внутри пластин [1, 10, 11].

В α -сплавах титана невозможно получение высокой объемной доли мартенситной фазы, в то время как в ($\alpha + \beta$)-сплавах возможно получение комбинаций α' - и α'' -мартенсита [6]. Появление α' -мартенсита приводит к повышению прочности и снижению пластичности сплава, в то время как образование α'' -мартенсита способствует снижению прочности и повышению пластичности. При старении обе мартенситные фазы распадаются с образованием равновесных α - и β -фаз [7].

β -фаза может претерпевать мартенситное превращение ($\beta \rightarrow \alpha''$) не только в процессе закалки, но и в процессе холодной деформации. При определенных условиях возможно обратное превращение ($\alpha'' \rightarrow \beta$) при нагреве сплава с мартенситной структурой. Таким превращением обусловлен эффект памяти формы [11–13].

Зависимости параметров кристаллической решетки α'' -мартенсита от температуры закалки в сплаве ВТ23 исследованы в [14]. При увеличении температуры закалки объемная доля α -фазы снижается, при этом при температуре 820 °С и более наблюдается игольчатый мартенсит. В зависимости от температуры закалки α'' -мартенсит ведет себя анизотропно: в то время, как параметры кристаллической решетки a и c увеличиваются с возрастанием температуры закалки, параметр b уменьшается [14]. Увеличение параметра a с одновременным уменьшением параметра b приближает орторомбическую кристаллическую решетку α'' -мартенсита к ОЦК-решетке β -Ti [14].

Плохо разрешенные дифракционные максимумы, отвечающие фазам с близкими значениями межплоскостных расстояний, показаны в [2, 5, 6, 8, 11, 13, 14]. Слабые рентгеновские максимумы, соответствующие фазам α_2 (Ti₃Al) и α'' , скрыты широкими дифракционными линиями α -Ti. Поэтому многие выводы этих работ носят приближенный характер. Имеющиеся результаты можно значительно уточнить, если использовать математические методы улучшения разрешения на рентгенограммах [15, 16], успешно применявшиеся в [17] для идентификации фаз и точного определения параметров решетки в подобных случаях.

Цель работы — исследовать фазовые превращения в поверхностных слоях и сердцевине сплава ВТ6 в результате закалки в воде и потоке азота высокого давления из ($\alpha + \beta$)-области с последующим старением с использованием математических методов повышения разрешающей способности дифракционных рентгеновских методов.

Методика эксперимента. Исследованы фазовые превращения в сплаве ВТ6, его химический состав по ГОСТ 19807–91 приведен ниже, % (масс.):

Ti	Al	V	Zr	Fe	O	Si	C	N	H
86,45–90	5,3–6,8	3,5–5,3	< 0,3	< 0,6	< 0,2	< 0,15	< 0,1	< 0,05	< 0,015

Образцы сплава ВТ6 подвергали закалке в воде и потоке азота высокого давления. Перед закалкой образцы выдерживали при температуре 850 °С (($\alpha + \beta$)-область) в течение 30 мин. Для уменьшения скорости окисления сплава и предотвращения образования рыхлых оксидов

нагрев под закалку в воде проводили в окислительной атмосфере, но под слоем графита. Нагрев под закалку в азоте выполняли в вакуумной печи, в которой применена теплоизоляция из углеродистого войлока. Войлок может адсорбировать молекулярный азот при разгерметизации печи и десорбировать его в процессе вакуумирования печи и нагрева. После закалки образцы прошли старение при температуре 550 °С в течение 2 ч.

Фазовый состав исследуемых образцов определяли методом рентгеновской дифрактометрии при $\text{Cu-K}\alpha$ -излучении. Эффективная глубина проникновения в титан для $\text{Cu-K}\alpha$ -излучения составляет примерно 5 мкм [18]. Соответственно все идентифицированные фазы располагаются в слое этой толщины. Рентгенограммы снимали в режиме θ - 2θ сканирования. Диапазон углов $2\theta = 20 \dots 120^\circ$. Исследовали поверхностные слои и сердцевину образцов (после абразивной резки) после закалки в воде и потоке азота высокого давления, а также последующего старения.

Анализ рентгенограмм затруднен большим числом фаз, поэтому применяли методы повышения разрешения рентгенограмм в целях разделения наложенных дифракционных максимумов [15, 16]. На некоторых участках профили рентгенограмм после повышения разрешения разложены на составляющие линии с использованием метода наименьших квадратов.

Для идентификации дифракционных максимумов использовали базу данных ICDD PCPDFWIN (2014).

Обсуждение результатов исследования. Рентгенограммы исследуемых образцов, в том числе рентгенограмма сплава в исходном состоянии, показаны на рис. 1.

В исходном состоянии фазовый состав сплава ВТ6 преимущественно представлен твердым раствором легирующих элементов в α -Ti. Присутствует небольшое количество β -фазы.

Разложение профилей рентгенограмм сердцевины образцов, прошедших закалку в воде и старение, и рентгенограмма исходного образца на участках $34 \dots 42^\circ$ и $70 \dots 79^\circ$ приведены на рис. 2, штриховыми линиями показано смещение дифракционных линий после каждого этапа обработки.

На рентгенограмме сердцевины образца после закалки в воде наблюдается смещение дифракционных максимумов, соответствующих α -Ti, в сторону больших углов относительно их положения на рентгенограмме исходного образца (см. рис. 1, б, рис. 2). Это смещение указывает на сжатие кристаллической решетки. Наблюдается изменение относительных интенсивностей этих дифракционных максимумов. Отличие интенсивностей и малое смещение линий вероятно указывают на формирование α' -мартен-

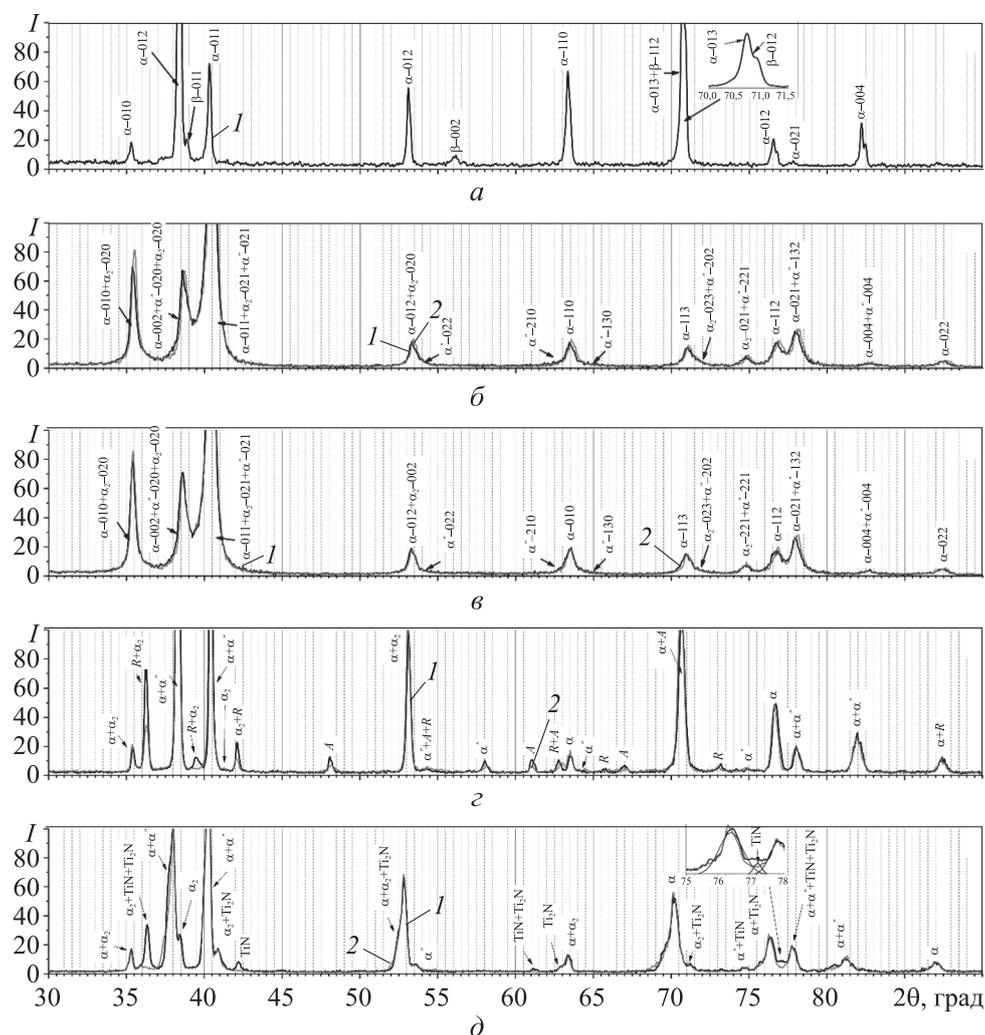


Рис. 1. Рентгенограммы сплава в исходном состоянии (а), сердцевины сплава после закалки в воде (б) и потоке азота высокого давления (в), поверхности сплава после закалки в воде (г) и потоке азота высокого давления (д):

1 — состояние после закалки; 2 — состояние после старения (α - α — Ti и α' -мартенсит; β — β -Ti; α_2 -Ti₃Al; A — TiO₂ с кристаллической решеткой анатаза; R — TiO₂ с кристаллической решеткой рутила)

сита с ГПУ-решеткой. Однако вследствие слабого отличия его кристаллической решетки от решетки α -Ti и большой ширины дифракционных линий их линии перекрываются. В связи с этим на рентгенограмме α' -мартенсит отдельно не отмечался. Идентифицированы дифракционные линии малой интенсивности вблизи пиков α -Ti (см. рис. 1, б, $2\theta \approx 54, 62,5$ и $64,5^\circ$), соответствующие α'' -мартенситу. В результате закалки в воде β -фаза полностью переходит в α'' -мартенсит. Самостоятельных линий остаточной β -фазы

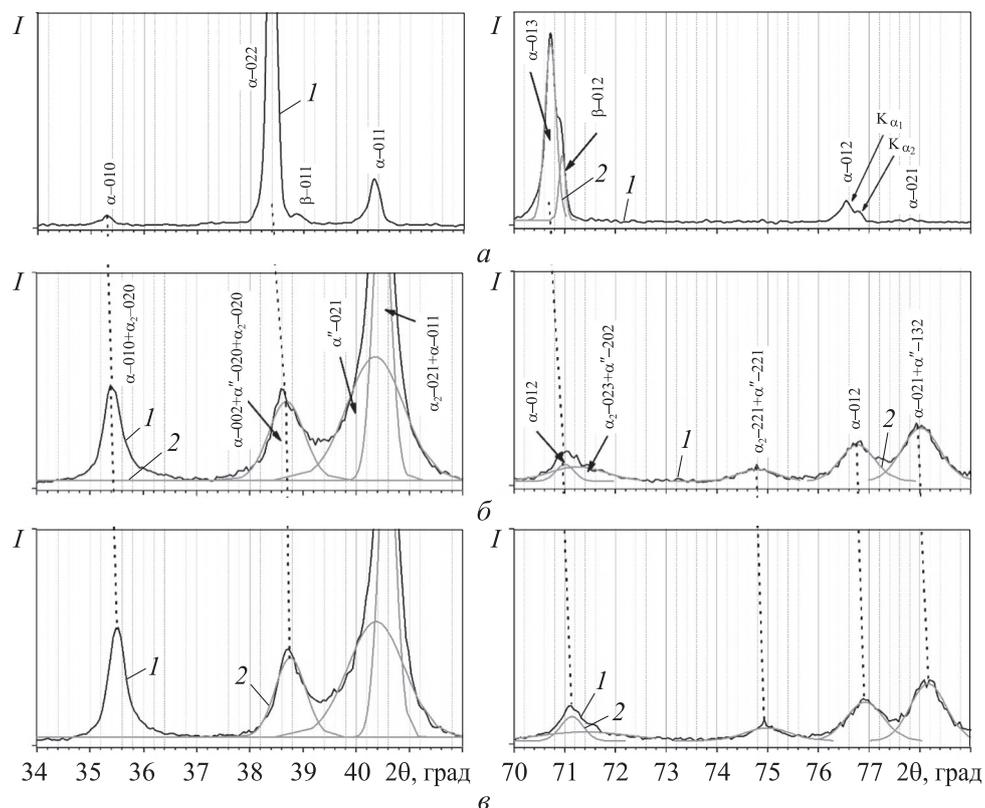


Рис. 2. Рентгенограммы сердцевин образцов в исходном состоянии (а), после закалки в воде (б), закалки в воде и последующего старения (в) на участках 34...42° (слева) и 70...79° (справа):

1 — исходный профиль; 2 — разложение профиля на составляющие линии (штриховыми линиями показано смещение линий после каждого этапа обработки)

на рентгенограмме сердцевин сплава не обнаружено. Установлено появление дифракционных линий, отвечающих малому количеству интерметаллидной α_2 -фазы (Ti_3Al). Последующее старение приводит к уменьшению параметра кристаллической решетки α -фазы, на что указывает смещение дифракционных линий в сторону больших углов (см. рис. 1, б, рис. 2).

В сердцевине сплава при закалке в азоте высокого давления и последующем старении наблюдаются аналогичные процессы (рентгенограммы сердцевин сплава после обеих закалок и старения практически идентичны).

Рентгенограммы, снятые с поверхности образцов (рис. 1, г, д), значительно отличаются от рентгенограмм, снятых с сердцевин образцов (см. рис. 1, б, в), что связано с различными фазовыми состояниями и структурами. Отличие обусловлено тем, что в ходе нагрева под закалку в азоте

поверхность сплава насыщается остаточным азотом, десорбированным из теплоизоляции. При нагреве в графите под закалку в воде сплав насыщается кислородом из воздуха. Отличаются и скорости охлаждения поверхностных слоев и сердцевины в процессе закалки [19], что также влияет на структуру и фазовый состав. Дифракционные максимумы на рентгенограммах поверхностных слоев более узкие, чем на рентгенограммах сердцевины. Узкие пики соответствуют большим размерам зерен фаз.

При нагреве и выдержке под закалку в воде поверхностные слои сплава насыщаются кислородом, в результате происходит образование твердого раствора кислорода в α -Ti с последующим формированием TiO₂ в двух полиморфных модификациях (*R* — рутил, *A* — анатаз). В поверхностном слое сплава также формируется мартенситная α'' -фаза и интерметаллидная α_2 -фаза. Участок рентгенограммы поверхности сплава после закалки в воде с применением методов повышения разрешения показан на рис. 3. Применение этих методов позволило выделить индивидуальные линии, соответствующие интерметаллидной α_2 -фазе и наложенные на другие линии. Объемные доли α_2 - и α'' -фаз в поверхностных слоях выше, чем в сердцевине. Такие отличия вызваны более высокой скоростью охлаждения поверхности [19], в результате в поверхностных слоях закалкой фиксируется более высокотемпературное состояние. Вероятно присутствие α' -мартенсита. Самостоятельных линий остаточного β -Ti на рентгенограмме поверхностных слоев после закалки в воде не обнаружено.

Старение, проведенное после закалки в воде, приводит к снижению объемной доли интерметаллидной α_2 -фазы (Ti₃Al) в поверхностных слоях, о чем можно судить по изменению интенсивностей соответствующих дифракционных максимумов (см. рис. 1, 2): уменьшается интенсивность пиков, которые соответствуют TiO₂ (рутилу) и α_2 . При этом максимумы, которые соответствуют только рутилу, не изменяют интенсивности. В сердцевине значительное изменение объемной доли α_2 -фазы при старении не наблюдается.

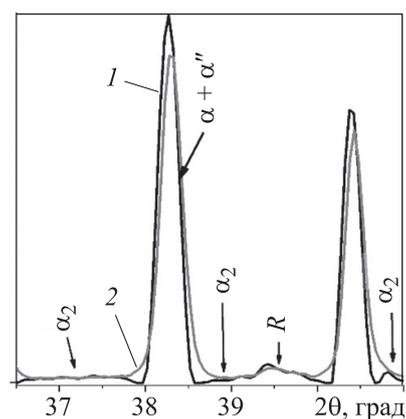


Рис. 3. Участок рентгенограммы поверхности сплава после закалки в воде до (1) и после (2) применения методов повышения разрешения рентгенограмм

При нагреве и выдержке под закалку в потоке азота высокого давления поверхностный слой сплава насыщается азотом, десорбируемым из теплоизоляции вакуумной печи. Это приводит к образованию твердого раствора азота в α -Ti и нитридов TiN и Ti₂N. Вероятно образование нитридов Ti₂N₃ и Ti₃N₄, но их обособленных дифракционных линий значительной интенсивности не обнаружено. Наблюдается образование α'' -мартенсита и α_2 -интерметаллида, объемные доли которых по сравнению с сердцевиной выше, как и в случае закалки в воде. Вероятно присутствие α' -мартенсита. Дифракционных линий остаточного β -Ti не обнаружено.

Объемная доля орторомбического α'' -мартенсита в поверхностном слое после закалки в азоте высокого давления ниже, чем после закалки в воде. Различия можно объяснить более высокой скоростью охлаждения сплава при закалке в воде [19].

Рентгенограммы поверхности сплава после закалки в потоке азота высокого давления и старения с применением методов повышения разрешения и последующего разложения профилей дифракционных линий на составляющие на участках 37,0...41,5° и 51,5...54,0° показаны на рис. 4. Повышением разрешения получены индивидуальные дифракционные максимумы, соответствующие α'' -мартенситу.

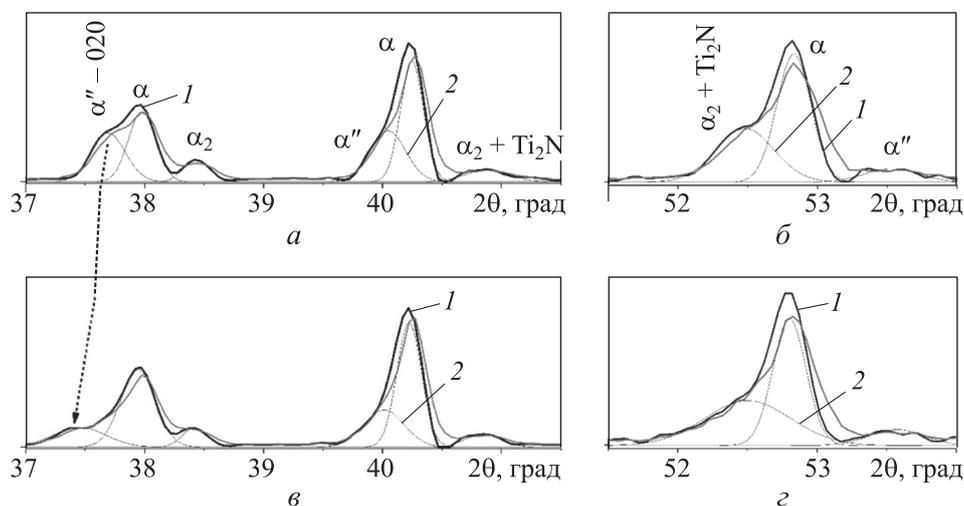


Рис. 4. Рентгенограммы поверхности сплава после закалки в потоке азота высокого давления (а, б) и последующего старения (в, г) на участках 37,0...42,5° (а, в) и 51,5...54,0° (б, г):

1 — исходный профиль; 2 — после применения методов повышения разрешения с разложением профиля на составляющие линии

Старение, проведенное после закалки в потоке азота высокого давления, приводит к снижению объемной доли интерметаллидной α_2 -фазы (Ti₃Al) в поверхностных слоях (см. рис. 1, д). На рентгенограмме после старения определяется смещение линии 020 мартенситной α'' -фазы в сторону меньших углов (см. рис. 4), что указывает на увеличение параметра b кристаллической решетки. Значительного смещения других линий α'' -фазы не наблюдается. Поскольку температура старения значительно ниже температуры, соответствующей полиморфному превращению $\alpha \rightarrow \beta$, увеличение параметра b соответствует началу распада α'' -фазы. Старение после закалки в воде к выраженному изменению параметра b α'' -фазы не приводит. Различия можно объяснить большим сродством титана к кислороду, чем к азоту [20]. Кроме того, в процессе старения происходит перераспределение азота в поверхностных слоях сплава, о котором можно судить по изменению интенсивностей и ширины максимумов, соответствующих нитридам. Объемная доля TiN в результате старения уменьшается. Выделяющийся при распаде TiN азот растворяется в α -Ti.

Выводы. При нагреве под закалку в азоте поверхность сплава насыщается азотом, десорбированным из теплоизоляции, а при нагреве в графите под закалку в воде сплав насыщается кислородом из воздуха. В результате образуется твердый раствор азота и кислорода в α -Ti. После закалки в воде в поверхностном слое образцов сплава ВТ6 обнаружен диоксид титана TiO₂ с кристаллической решеткой рутила и анатаза, а после закалки в потоке азота высокого давления — нитриды TiN, Ti₂N. В процессе последующего старения происходит распад фазы TiN.

С использованием математических методов повышения разрешающей способности рентгеновской дифракции удалось получить обособленные дифракционные максимумы, соответствующие интерметаллидной фазе α_2 (Ti₃Al) и орторомбическому α'' -мартенситу.

После закалки при температуре 850 °С (из фазовой ($\alpha + \beta$)-области) в воде и потоке азота высокого давления объемные доли орторомбической мартенситной α'' -фазы и интерметаллидной α_2 -фазы (Ti₃Al) в поверхностных слоях сплава выше, чем в его сердцевине. Это можно объяснить более высокой скоростью охлаждения поверхностных слоев образца при закалке, растворением в поверхностных слоях кислорода и азота. Последующее старение ведет к снижению объемной доли α_2 -фазы в поверхностных слоях, в то время как в сердцевине их объемные доли не меняются.

Объемная доля α'' -мартенсита в поверхностном слое после закалки в азоте высокого давления ниже, чем после закалки в воде. Старение после

закалки в азоте высокого давления приводит к увеличению параметра b кристаллической решетки орторомбической мартенситной α'' -фазы в поверхностных слоях сплава, в то время как параметры a и c практически не изменяются. Такое поведение кристаллической решетки соответствует началу распада α'' -мартенсита.

В результате закалки в воде и потоке азота высокого давления β -фаза переходит в мартенсит. Самостоятельных линий β -фазы на рентгенограммах после закалки и старения не обнаружено.

ЛИТЕРАТУРА

- [1] Казанцева Н.В., Крахмалев П.В., Ядройцева И.А. и др. Лазерная аддитивная 3D-печать титановых сплавов: современное состояние, проблемы, тенденции. *Физика металлов и металловедение*, 2021, т. 122, № 1, с. 8–30. EDN: WLAJII. DOI: <https://doi.org/10.31857/S001532302101006X>
- [2] Попова М.А., Попов А.А., Россина Н.Г. Особенности выделения α_2 -фазы в жаропрочных титановых сплавах. *ПРОСТ-2010. Сб. V Евразийской науч.-практ. конф.* М., МИСиС, 2010, с. 7.
- [3] Sahoo R., Jha B.B., Sahoo T.K. Effect of primary alpha phase variation on mechanical behaviour of Ti-6Al-4V alloy. *Mater. Sci. Technol.*, 2015, vol. 31, no. 12, pp. 1486–1494. DOI: <https://doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000736>
- [4] Prasad Y.V.R.K., Seshacharyulu T., Medeiros S.C., et al. A study of beta processing of Ti-6Al-4V: is it trivial? *J. Eng. Mater. Technol.*, 2001, vol. 123, no. 3, pp. 355–360. DOI: <https://doi.org/10.1115/1.1372708>
- [5] Попов А.А., Россина Н.Г., Жилиякова М.А. Процессы выделения α_2 -фазы в титановых сплавах. *ПРОСТ 2018. Сб. тр. IX Евразийской науч.-практ. конф.* М., Студио-Принт, 2018, с. 20. EDN: XNERTF
- [6] Попов А.А., Попова Е.Н., Карабаналов М.С. и др. Процессы формирования $\alpha + \alpha_2$ -структуры в модельных псевдо α -сплавах титана. *Физика металлов и металловедение*, 2022, т. 123, № 5, с. 541–546. EDN: XULZUU
- [7] Carreon H., Ruiz A., Santoveña B. Study of aging effects in a Ti-6Al-4V alloy with widmanstätten and equiaxed microstructures by non-destructive means. *AIP Conf. Proc.*, 2014, vol. 1581, pp. 739–745. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.4864894>
- [8] Wei D., Koizumi Y., Nagasako M., et al. Introducing dislocations locally in Al-supersaturated α_2 -Ti₃Al single crystal via nanoscale wedge indentation. *Intermetallics*, 2019, vol. 113, art. 106557. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2019.106557>
- [9] Агзамов Р.Д., Тагиров А.Ф., Николаев А.А. Исследование влияния режимов низкотемпературного ионного азотирования на структуру и свойства титанового сплава ВТ6. *Вестник УГАТУ*, 2017, т. 21, № 4, с. 11–17. EDN: ZWSQJJ
- [10] Wielewski E., Siviour C.R., Petrinic N. On the correlation between macrozones and twinning in Ti-6Al-4V at very high strain rates. *Scripta Mater.*, 2012, vol. 67, iss. 3, pp. 229–232. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.04.026>

- [11] Li C., Li G., Yang Y., et al. α'' martensitic twinning in alpha + beta Ti–3.5Al–4.5Mo titanium alloy. *J. Metall.*, 2011, vol. 8. DOI: <https://doi.org/10.1155/2011/924032>
- [12] Ильин А.А., Коллеров М.Ю., Ушенин А.В. Закономерности проявления эффекта запоминания формы в сплавах системы Ti–Al–V. В кн.: *Новые стали и сплавы, режимы их термической обработки*. Л., ДНТП, 1991, с. 75–76.
- [13] Демаков С.Л., Степанов С.И., Илларионов А.Г. и др. Анизотропия термического расширения орторомбического мартенсита в двухфазном титановом сплаве. *Физика металлов и металловедение*, 2017, т. 118, № 3, с. 278–285. DOI: <https://doi.org/10.7868/S0015323017030032>
- [14] Демаков С.Л., Семкина Я.А., Степанов С.И. Зависимости изменения периодов орторомбической решетки мартенсита в титановом сплаве VT23. *Уральская школа молодых металловедов*. Ч. 1. Екатеринбург, УрФУ им. Б.Н. Ельцина, 2016, с. 219–223. EDN: YRAEWY
- [15] Кузьмин Р.Н., Винтайкин Б.Е. Мессбауэровская спектроскопия сплавов. М., Изд-во МГУ, 1991.
- [16] Винтайкин Б.Е., Кузьмин Р.Н. Отделение аппаратурных уширений и $K\alpha_2$ составляющей и $K\alpha$ -дублета на двумерных картах распределения интенсивности рассеяния рентгеновских лучей прямыми вариационными методами на ЭВМ. *Кристаллография*, 1986, т. 31, № 4, с. 656–660.
- [17] Черенков Я.В., Винтайкин Б.Е., Смирнов А.Е. Исследование фазового состояния поверхностных слоев быстрорежущих сталей на основе Fe–W–C после азотирования. *Кристаллография*, 2022, т. 67, № 4, с. 645–651. EDN: NZXLGO
- [18] Гинье А. Рентгенография кристаллов. Теория и практика. М., ФИЗМАТГИЗ, 1961.
- [19] Shevchenko S.Yu., Melnik Yu.A., Smirnov A.E., et al. Comparative evaluation of methods for the determination of heat transfer coefficients of liquid and gaseous quenching media. *Mech. Ind.*, 2017, vol. 18, no. 7, art. 703. DOI <https://doi.org/10.1051/meca/2017050>
- [20] Фромм Е., Гебхардт Е. Газы и углерод в металлах. М., Металлургия, 1980.

Ельчанинова Виктория Андреевна — аспирант, ассистент кафедры «Физика» МГТУ им. Н.Э. Баумана (Российская Федерация, 105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1).

Алейникова Анастасия Ильхамовна — ассистент кафедры «Физика» МГТУ им. Н.Э. Баумана (Российская Федерация, 105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1).

Винтайкин Борис Евгеньевич — д-р физ.-мат. наук, профессор кафедры «Физика» МГТУ им. Н.Э. Баумана (Российская Федерация, 105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1).

Смирнов Андрей Евгеньевич — канд. техн. наук, доцент кафедры «Материаловедение» МГТУ им. Н.Э. Баумана (Российская Федерация, 105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1).

Севальнёв Герман Сергеевич — канд. техн. наук, старший преподаватель кафедры «Материаловедение» МГТУ им. Н.Э. Баумана (Российская Федерация, 105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1); начальник сектора лаборатории конструкционных и специальных сталей НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ (Российская Федерация, 105005, Москва, ул. Радио д. 17).

Просьба ссылаться на эту статью следующим образом:

Ельчанинова В.А., Алейникова А.И., Винтайкин Б.Е. и др. Фазовые превращения в сплаве Ti–6Al–4V при закалке в воде и в потоке азота высокого давления. *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Естественные науки*, 2025, № 5 (122), с. 72–87. EDN: UWFKND

PHASE TRANSFORMATIONS IN THE Ti–6Al–4V ALLOY DURING HARDENING IN WATER AND IN THE HIGH-PRESSURE NITROGEN FLOW

V.A. Elchaninova¹

A.I. Aleynikova¹

B.E. Vintaikin¹

A.E. Smirnov¹

G.S. Sevalnev^{1,2}

yelchaninova.v.a@bmstu.ru

alean@bmstu.ru

vintaikb@bmstu.ru

smirnoff@bmstu.ru

sevalnev@bmstu.ru

¹BMSTU, Moscow, Russian Federation

²NRC “Kurchatov Institute” – VIAM, Moscow, Russian Federation

Abstract

The X-ray phase analysis methods with additional application of techniques enhancing the X-ray diagram resolution were introduced to study the phase state of the core and surface layers of the VT6 titanium-based alloy (Ti–6Al–4V) after hardening in water and in the high-pressure nitrogen flow. Rapid cooling from the temperature of 850 °C (from the $(\alpha + \beta)$ phase region) results in formation of the martensitic orthorhombic phase (α'') and the intermetallic Ti_3Al phase (α_2). The paper shows that volume fractions of the α'' - and α_2 -phases are higher in the surface layers than in the alloy bulk. Upon subsequent aging, the α_2 -phase volume fraction is decreasing in the surface layers, while

Keywords

Titanium alloys, orthorhombic martensite, hardening, aging, X-ray phase diffraction analysis

volume fraction of this phase remains unchanged in the alloy core. During heating and preparation for hardening in the high-pressure nitrogen and water, solid nitrogen and oxygen solutions appear in the α -titanium surface layer, respectively. After hardening in water, titanium dioxide TiO₂ is detected in the surface layer, while after hardening in the high-pressure nitrogen flow, the TiN and Ti₂N phases are found

Received 08.10.2024

Accepted 07.03.2025

© Author(s), 2025

REFERENCES

- [1] Kazantseva N.V., Krakhmalev P.V., Yadroytseva I.A., et al. Laser additive 3D printing of titanium alloys: current status, problems, trends. *Phys. Metals Metallogr.*, 2021, vol. 122, no. 1, pp. 6–25. DOI: <https://doi.org/10.1134/S0031918X21010063>
- [2] Popova M.A., Popov A.A., Rossina N.G. [Features of the α_2 -phase precipitation in heat-resistant titanium alloys]. *PROST–2010. Sb. V Evraziyskoy nauch.-prakt. konf. [PROST–2010. Proc. V Eurasian Sci.-Pract. Conf.]*. Moscow, MISiS Publ., 2010, p. 7 (in Russ.).
- [3] Sahoo R., Jha B.B., Sahoo T.K. Effect of primary alpha phase variation on mechanical behaviour of Ti–6Al–4V alloy. *Mater. Sci. Technol.*, 2015, vol. 31, no. 12, pp. 1486–1494. DOI: <https://doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000736>
- [4] Prasad Y.V.R.K., Seshacharyulu T., Medeiros S.C., et al. A study of beta processing of Ti–6Al–4V: is it trivial? *J. Eng. Mater. Technol.*, 2001, vol. 123, no. 3, pp. 355–360. DOI: <https://doi.org/10.1115/1.1372708>
- [5] Popov A.A., Rossina N.G., Zhilyakova M.A. [Processes of α_2 -phase precipitation in titanium alloys]. *PROST–2018. Sb. tr. IX Evraziyskoy nauch.-prakt. konf. [PROST–2018. Proc. IX Eurasian Sci.-Pract. Conf.]*. Moscow, Studio-Print Publ., 2018, p. 20. (in Russ.). EDN: XNERTF
- [6] Popov A.A., Popova E.N., Karabanalov M.S., et al. Formation processes of the $\alpha + \alpha_2$ structure in model pseudo- α -titanium alloys. *Phys. Metals Metallogr.*, 2022, vol. 123, no. 5, pp. 507–512. DOI: <https://doi.org/10.1134/S0031918X22050131>
- [7] Carreon H., Ruiz A., Santoveña B. Study of aging effects in a Ti–6Al–4V alloy with widmanstätten and equiaxed microstructures by non-destructive means. *AIP Conf. Proc.*, 2014, vol. 1581, pp. 739–745. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.4864894>
- [8] Wei D., Koizumi Y., Nagasako M., et al. Introducing dislocations locally in Al-supersaturated α_2 -Ti₃Al single crystal *via* nanoscale wedge indentation. *Intermetallics*, 2019, vol. 113, art. 106557. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2019.106557>
- [9] Agzamov R.D., Tagirov A.F., Nikolaev A.A. Study of influence of low-temperature ion nitriding on the structure and properties of titanium alloy VT6. *Vestnik UGATU*, 2017, vol. 21, no. 4, pp. 11–17 (in Russ.). EDN: ZWSQJJ
- [10] Wielewski E., Siviour C.R., Petrinic N. On the correlation between macrozones and twinning in Ti–6Al–4V at very high strain rates. *Scripta Mater.*, 2012, vol. 67, iss. 3, pp. 229–232. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.04.026>

[11] Li C., Li G., Yang Y., et al. α'' martensitic twinning in alpha + beta Ti–3.5Al–4.5Mo titanium alloy. *J. Metall.*, 2011, vol. 8. DOI: <https://doi.org/10.1155/2011/924032>

[12] Ilin A.A., Kollerov M.Yu., Ushenin A.V. Zakonomernosti proyavleniya efekta zapominaniya formy v splavakh sistemy Ti–Al–V [Patterns of manifestation of the shape memory effect in Ti–Al–V alloys]. V kn.: *Novye stali i splavy, rezhimy ikh termicheskoy obrabotki* [In: New steels and alloys, modes of their heat treatment]. Leningrad, DNTF Publ., 1991, pp. 75–76 (in Russ.).

[13] Demakov S.L., Stepanov S.I., Illarionov A.G., et al. Thermal-expansion anisotropy of orthorhombic martensite in the two-phase ($\alpha + \beta$) titanium alloy. *Phys. Metals Metallogr.*, 2017, vol. 118, no. 3, pp. 264–271.

DOI: <https://doi.org/10.1134/S0031918X17030036>

[14] Demakov S.L., Semkina Ya.A., Stepanov S.I. [Changing of the orthorhombic martensite lattice parameter in titanium alloy VT23]. *Uralskaya shkola molodykh metallovedov*. Ch. 1 [Ural School of Young Metallurgists. P. 1]. Ekaterinburg, UrFU Publ., 2016, pp. 219–223 (in Russ.). EDN: YRAEWY

[15] Kuzmin R.N., Vintaykin B.E. Messbauerovskaya spektroskopiya splavov [Mössbauer spectroscopy of alloys]. Moscow, MSU Publ., 1991.

[16] Vintaykin B.E., Kuzmin R.N. Separation of instrumental broadenings and the $K\alpha_2$ component and the $K\alpha$ -doublet on two-dimensional maps of the distribution of X-ray scattering intensity by direct variational methods on a computer. *Kristallografiya*, 1986, vol. 31, no. 4, pp. 656–660 (in Russ.).

[17] Cherenkov Ya.V., Vintaykin B.E., Smirnov A.E. Investigation of the phase state of the surface layers of high-speed steels based on Fe–W–C after nitriding. *Crystallogr. Rep.*, 2022, vol. 67, no. 4, pp. 602–607.

DOI: <https://doi.org/10.1134/S1063774522040186>

[18] Guinier P. *Theorie et technique de la radiocristallographie*. Paris, Dunod, 1956.

[19] Shevchenko S.Yu., Melnik Yu.A., Smirnov A.E., et al. Comparative evaluation of methods for the determination of heat transfer coefficients of liquid and gaseous quenching media. *Mech. Ind.*, 2017, vol. 18, no. 7, art. 703.

DOI <https://doi.org/10.1051/meca/2017050>

[20] Von Fromm E., Gebhardt E. *Gase und kohlenstoff in metallen*. Springer, 1976.

Elchaninova V.A. — Post-Graduate Student, Assist. Professor, Department of Physics, BMSTU (2-ya Baumanskaya ul. 5, str. 1, Moscow, 105005 Russian Federation).

Aleynikova A.I. — Assist. Professor, Department of Physics, BMSTU (2-ya Bauman-skaya ul. 5, str. 1, Moscow, 105005 Russian Federation).

Vintaykin B.E. — Dr. Sc. (Phys.-Math.), Professor, Department of Physics, BMSTU (2-ya Baumanskaya ul. 5, str. 1, Moscow, 105005 Russian Federation).

Smirnov A.E. — Cand. Sc. (Eng.), Department of Materials Science, BMSTU (2-ya Baumanskaya ul. 5, str. 1, Moscow, 105005 Russian Federation).

Sevalnev G.S. — Cand. Sc. (Eng.), Senior Lecturer, Department of Materials Science, BMSTU (2-ya Baumanskaya ul. 5, str. 1, Moscow, 105005 Russian Federation); Head of the Laboratory Sector, NRC “Kurchatov Institute” – VIAM (ul. Radio 17, Moscow, 105005 Russian Federation).

Please cite this article in English as:

Elchaninova V.A., Aleynikova A.I., Vintaykin B.E., et al. Phase transformations in the Ti–6Al–4V alloy during hardening in water and in the high-pressure nitrogen flow. *Herald of the Bauman Moscow State Technical University, Series Natural Sciences*, 2025, no. 5 (122), pp. 72–87 (in Russ.). EDN: UWFKND