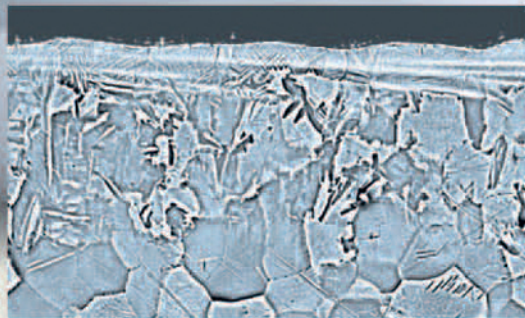
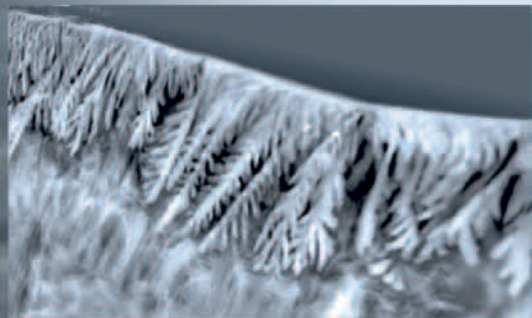




МОДИФИКАЦИЯ ТИТАНА

ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ
КОМПРЕССИОННЫМИ
ПЛАЗМЕННЫМИ ПОТОКАМИ



НАЦИОНАЛЬНАЯ АКАДЕМИЯ НАУК БЕЛАРУСИ
Институт тепло- и массообмена им. А. В. Лыкова

**МОДИФИКАЦИЯ
ТИТАНА** **Ti**
**ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ
КОМПРЕССИОННЫМИ
ПЛАЗМЕННЫМИ ПОТОКАМИ**

Минск
«Беларуская навука»
2016

УДК 669.295:[539.21:533.92]

Модификация титана при воздействии компрессионными плазменными потоками / В. М. Асташинский [и др.]. – Минск: Беларуская навука, 2016. – 179 с. – ISBN 978-985-08-1976-5.

Представлены результаты комплексных исследований по влиянию воздействия компрессионных плазменных потоков на структурно-фазовое состояние, элементный состав и микротвердость поверхностного слоя титана. Рассмотрены основные направления модификации свойств титана, включающие азотирование и легирование атомами металлов. Особое внимание уделяется механизмам взаимодействия плазменных потоков с поверхностью, процессам тепло- и массопереноса в поверхностном слое и кристаллизации из расплава в условиях сверхбыстрого охлаждения.

Предназначена для специалистов в области физики конденсированного состояния, материаловедения титана и физики взаимодействия потоков заряженных частиц и плазмы с твердыми телами, также будет полезна для аспирантов и студентов высших учебных заведений соответствующих специальностей.

Табл. 8. Ил. 62. Библиогр.: 234 назв.

А в т о р ы:

В. М. Асташинский, В. В. Углов, Н. Н. Черенда, В. И. Шиманский

Р е ц е н з е н т ы:

доктор технических наук, профессор, академик С. А. Астапчик,
доктор технических наук, профессор, член-корреспондент В. К. Шелег

ISBN 978-985-08-1976-5

© Оформление. РУП «Издательский дом
«Беларуская навука», 2016

ВВЕДЕНИЕ

Одним из перспективных направлений развития современного материаловедения и физики конденсированного состояния является разработка способов модифицирования структурно-фазового состояния различных материалов, в результате чего достигается повышение их эксплуатационных параметров. В ряде случаев сроки эксплуатации изделий определяются преимущественно их поверхностными свойствами, в связи с чем актуальным представляется разработка методов поверхностной обработки материалов.

Большое количество исследований сегодня ведется в области обработки сплавов на основе титана, которые являются одними из широко применяемых технических материалов. За счет низкой плотности, сочетающейся с высокой прочностью, а также высокой коррозионной стойкости титановые сплавы нашли широкое применение в таких отраслях промышленности, как авиастроение и судостроение. Они используются при изготовлении лопаток турбин и элементов корпусов. В то же время титан обладает хорошей биосовместимостью к тканям живых организмов, что послужило основой для синтеза новых материалов для изготовления искусственных имплантатов, протезов, а также инструментов медицинского назначения. Тем не менее основной причиной, сдерживающей расширение областей применения титановых сплавов, является их низкая износостойкость, обусловленная в первую очередь низкой твердостью. В связи с этим большинство методов поверхностного модифицирования титановых сплавов направлено на повышение их твердости.

Традиционным методом поверхностной обработки титановых сплавов считается химико-термическая обработка, которая

в большинстве случаев связана с процессом азотирования. Титан характеризуется высоким химическим сродством к азоту, в результате чего при его взаимодействии с атомами азота происходит образование нитрида титана TiN , который обладает достаточно высокой твердостью. Совокупность методов химико-термической обработки подразумевает насыщение поверхностного слоя образца из титанового сплава атомами азота из газовой атмосферы при повышенных температурах. Основным механизмом, позволяющим осуществлять массоперенос в поверхностном слое, является диффузия, которая требует большой длительности для достижения необходимой концентрации азота в поверхностном слое.

Также к числу широко используемых методов обработки титана и его сплавов следует отнести деформационные методы, связанные с формированием дефектной структуры, в частности, повышенной плотности дислокаций, образованием текстуры и измельчением зерен. В этом отношении достаточно хорошо зарекомендовал себя метод интенсивной пластической деформации, который позволяет переводить заготовки титана из крупнокристаллического в субмикро- и нанокристаллическое состояние, увеличивая при этом его прочностные характеристики.

Еще одна группа методов, позволяющих повысить механические характеристики поверхностных слоев титана, связана с его легированием атомами металлов, приводящим к формированию сплавов различного фазового состава. В зависимости от растворимости атомов легирующих металлов в аллотропных модификациях титана выделяют α -, $(\alpha+\beta)$ - и β -сплавы. Традиционно формирование поверхностных сплавов осуществлялось с помощью низкоэнергетической ионной имплантации, которая также требует длительного времени для достижения необходимой концентрации легирующих элементов.

В последнее время стали широко развиваться методы модифицирования материалов, в том числе и титановых сплавов, связанные с воздействием концентрированных потоков энергии (КПЭ). В качестве КПЭ сегодня активно используют электронные и ионные пучки, плазменные потоки, а также высокоинтенсивное электромагнитное (лазерное) излучение. Совокупность

данных методов позволяет сконцентрировать за относительно короткий промежуток времени (10^{-6} – 10^{-4} с) высокую плотность энергии (1 – 100 Дж/см²) в тонком ($0,1$ – 10 мкм) приповерхностном слое материала. Сверхвысокие скорости разогрева до критических температур плавления и последующее высокоскоростное ($\geq 10^6$ К/с) охлаждение тонкого поверхностного слоя образца, находящегося в расплавленном состоянии, способствуют формированию нано- и субмикрорекристаллических состояний, фазовый состав которых зачастую недостижим при традиционных методах термической и химико-термической обработки. Свойства получаемого при этом поверхностного слоя во многом определяются характеристиками электронных, ионных и плазменных источников, используемых для этих целей. С этой точки зрения теоретические и экспериментальные исследования основных принципов генерации электронных, ионных пучков и плазменных потоков, а также создание современного оборудования для формирования наноструктурированных материалов являются одной из актуальных задач материаловедения.

Системы, генерирующие импульсные электронные и ионные пучки с длительностью импульса от сотен наносекунд до десятков микросекунд, позволяют осуществлять модифицирование поверхностных слоев материалов исключительно за счет тепловых процессов, обуславливающих в первую очередь эффект закалки поверхностного слоя. Однако малое время существования поверхностного расплава, сравнимое с длительностью импульса, не обеспечивает интенсивное протекание процессов массопереноса, определяющих изменение элементного и фазового состава в гетерогенных системах. С целью повышения времени существования поверхностного расплава могут быть использованы квазистационарные плазменные ускорители с собственным азимутальным магнитным полем, генерирующие направленные плотные плазменные потоки с малой расходимостью и относительно большой длительностью существования (на уровне сотен микросекунд). Лидирующее положение в мире в области исследований квазистационарных плазменных ускорителей занимает Институт тепло- и массообмена им. А. В. Лыкова Национальной академии наук Беларуси.

Повышение длительности импульса в плазменных ускорителях позволило разработать эффективные методики легирования поверхностных слоев материалов, при которых высокоэнергетическое воздействие осуществляется на обрабатываемый материал с предварительно нанесенным металлическим покрытием. В этом случае наряду с тепловым эффектом производится также жидкофазное легирование поверхностного слоя. Использование таких источников для поверхностного модифицирования титановых сплавов представляется особенно актуальным ввиду возможности одновременного их легирования атомами различных металлов, а также формирования нанокристаллической структуры в процессе закалки. Более того, использование для этих целей компрессионных плазменных потоков, генерируемых в атмосфере азота, позволяет наряду со всем вышеперечисленным проводить и азотирование поверхностного слоя титановых сплавов.

На сегодняшний день проведены исследования и получен ряд экспериментальных результатов, указывающих на перспективность использования компрессионных плазменных потоков с целью легирования поверхностных слоев низкоуглеродистой стали, кремния, алюминиевых сплавов, композиционных материалов на основе тугоплавких карбидов металлов. Однако до сих пор не существует единой теоретической модели, позволяющей описать процессы тепло- и массопереноса в поверхностных слоях материалов, подвергнутых воздействию высокоэнергетических плазменных потоков. Также не установлены основные закономерности структурно-фазовых изменений в поверхностных слоях титана, легированного атомами металлов в результате воздействия на них компрессионных плазменных потоков. В связи с этим в настоящей работе рассматриваются основные закономерности структурно-фазовых превращений в приповерхностных слоях титана, обусловленные воздействием компрессионных плазменных потоков, а также связанное с ними модифицирование механических свойств.

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНА И ЕГО СПЛАВОВ

Титан и его сплавы представляют собой один из наиболее распространенных классов материалов, используемых в современной промышленности, начиная от микроскопических ортопедических имплантатов и заканчивая массивными элементами авиационной и космической техники. Такой широкий спектр использования титана порождает интенсивное развитие методов модифицирования его структурно-фазового состояния, позволяющих придать обрабатываемым изделиям необходимые свойства. В связи с этим данная глава посвящена общему описанию структуры и физико-механических свойств титана и его сплавов, что позволит в дальнейшем провести анализ роли воздействия на него компрессионными плазменными потоками и легирования атомами металлов.

Титан представляет собой металл, принадлежащий к четвертой группе Периодической системы элементов (порядковый номер – 22) и относится к переходным металлам с недостроенной $3d$ -оболочкой. Атом титана имеет следующее электронное строение: $1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3p^6 3d^2 4s^2$. Третий и четвертый уровни электронной оболочки полностью недостроены ($3d^2 4s^2$), что позволяет отнести титан к переходным металлам и объясняет многие особенности его физико-химических свойств. В соответствии со строением двух внутренних оболочек атома титана наиболее характерны для него соединения, в которых он четырехвалентен, хотя есть соединения, где он имеет меньшую валентность. Атомный радиус изолированного атома титана равен 0,146 нм.

Ближайшими аналогами титана являются цирконий, гафний и торий, относящиеся к той же группе Периодической системы

элементов и имеющие сходное электронное строение и кристаллическую структуру.

Титан может существовать в двух аллотропических модификациях – низкотемпературной (α -фаза) и высокотемпературной (β -фаза) (рис. 1.1) [1–3]. Низкотемпературная α -фаза титана имеет гексагональную кристаллическую решетку (пространственная группа симметрии $R6/mmm$), параметры которой, как было определено на титане высокой чистоты (иодидном титане) при температуре 25 °С, имеют следующие значения: $a = 0,295$ нм, $c = 0,468$ нм, параметр гексагональности $c/a = 1,58$ и является несколько меньше величины 1,633, характерной для плотноупакованных гексагональных структур. При повышении температуры параметры a и c линейно возрастают [4, 5].

С точки зрения упругих свойств гексагональная решетка титана обладает определенной анизотропией, которая проявляется в зависимости упругих модулей от направления приложенной силы внешнего воздействия. Так, модуль упругости (модуль Юнга) имеет максимальное значение 145 ГПа вдоль оси c и составляет 100 ГПа в перпендикулярном направлении. Аналогичную зависимость от направления проявляет модуль сдвига, который изменяется от 46 до 34 ГПа [4].

Деформация низкотемпературной фазы титана может осуществляться как за счет скольжения, так и за счет двойникования [1]. Вследствие того, что параметр гексагональности элементарной

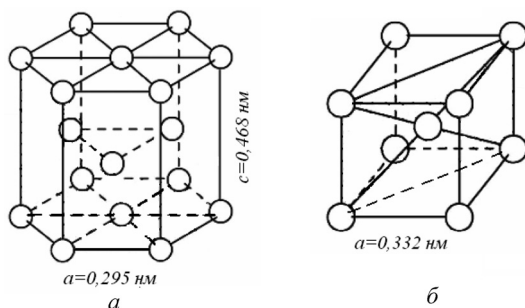


Рис. 1.1. Элементарные ячейки низкотемпературной (гексагональной) α -фазы (а) и высокотемпературной (кубической) β -фазы (б) титана

ячейки α -фазы титана меньше, чем 1,633, пластическая деформация скольжением осуществляется преимущественно по плоскостям $\{10\bar{1}0\}$ и $\{10\bar{1}1\}$ с направлением скольжения $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. Базисные плоскости $\{0001\}$ являются плоскостями скольжения с направлением скольжения $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ только в монокристаллах титана высокой чистоты. Скольжение по плоскости $\{10\bar{1}1\}$ начинается прежде всего тогда, когда затрудняется скольжение по плоскости $\{10\bar{1}0\}$ вследствие наличия примесных атомов, располагающихся преимущественно в октаэдрических пустотах.

Аналогично плоскостям скольжения в титане выявлены плоскости двойникования, число которых больше, чем у других гексагональных металлов. В монокристаллических образцах титана были обнаружены следующие плоскости двойникования: $\{10\bar{1}2\}$, $\{11\bar{2}1\}$, $\{11\bar{2}2\}$, $\{11\bar{2}3\}$ и $\{11\bar{2}4\}$.

Из-за сильного химического сродства к различным элементам титан даже высокой чистоты содержит небольшое количество примесей, в основном кислорода, которые оказывают сильное влияние на его механические свойства. Эксперименты, проведенные на титановых сплавах высокой чистоты, позволили определить основные прочностные параметры, характеризующие пластическое деформирование низкотемпературной фазы титана. Так, предел пропорциональности для титана, вплоть до которого решетка деформируется упруго, составляет около 20 МПа, предел текучести ($\sigma_{0,2}$) находится в диапазоне 100–130 МПа, предел прочности (σ_B) – 200–300 МПа [1]. Предел прочности титана может быть повышен до уровня, соответствующего пределу прочности нелегированной стали, введением примесей. Элементы внедрения, содержащиеся в технически чистом титане, – кислород, азот, углерод и водород – оказывают наиболее сильное влияние на его механические свойства. Кислород и азот, обладая высокой растворимостью в α -фазе титана, могут в большей степени повышать предел прочности, уменьшая при этом пластичность.

При температуре выше 882 °С стабильной является β -фаза титана, имеющая объемно-центрированную кубическую структуру (ОЦК) (пространственная группа симметрии $Im\bar{3}m$). Значение

параметра кубической решетки β -фазы титана было определено в результате экстраполяции до нулевой концентрации легирующих элементов кривых изменения параметра решетки от состава для ряда титановых сплавов, содержащих остаточную β -фазу. Соответствующее этим экспериментам значение параметра решетки β -фазы титана составляет 0,328 нм. Путем высокотемпературной рентгенографической съемки было установлено, что при температуре 900 °С параметр кубической решетки составляет 0,332 нм [6]. Скрытая теплота $\alpha \rightarrow \beta$ перехода составляет 3330 Дж/моль.

Фазовый переход из высокотемпературной (β -Ti) в низкотемпературную (α -Ti) модификацию может происходить как по мартенситному механизму, связанному с коллективным движением атомов на небольшие по сравнению с межатомными расстояния, так и по диффузионному механизму, заключающемуся в зарождении и росте зародышей второй фазы. Преимущественная реализация того или иного механизма, как правило, определяется скоростью охлаждения и наличием легирующих элементов. При фазовом переходе, реализующемся по мартенситному механизму, сохраняется кристаллографическая корреляция структур двух фаз согласно соотношению Бюргерса [1, 4, 6]:

$$\begin{aligned} (110)_\beta \parallel (0002)_\alpha, \\ [1\bar{1}1]_\beta \parallel [11\bar{2}0]_\alpha. \end{aligned} \tag{1.1}$$

Пластическая деформация титановых сплавов на основе β -фазы происходит по таким же механизмам, как и во всех металлах с ОЦК структурой. Скольжение происходит по плоскостям $\{110\}$, $\{112\}$ и $\{123\}$ в направлении $\langle 111 \rangle$, двойникование осуществляется по системе $\{112\} \langle 111 \rangle$ [1].

Упругие параметры непосредственно β -фазы титана определить достаточно сложно ввиду того, что наблюдение этой фазы происходит при легировании атомами других металлов, которые в зависимости от типа элемента и его концентрации могут изменяться в широких пределах.

С точки зрения электрических свойств титан представляет собой проводник, величина удельного электросопротивления

которого определяется наличием в нем примесей, в особенности содержанием кислорода и азота, которые легко в нем растворяются. При комнатной температуре удельное электросопротивление титана составляет 42–70 мкОм·см, что практически в четыре раза выше, чем у железа, и в 25 раз выше, чем у меди. До температуры 350–400 °С электросопротивление титана линейно возрастает, а затем эта зависимость отклоняется от прямой линии тем в большей степени, чем выше температура. При переходе титана из α -фазы в β -фазу происходит снижение его удельного электросопротивления до значений 10–15 мкОм·см. Следует заметить, что наличие примесей в стабилизированной β -фазе существенно влияет на величину электросопротивления [2, 5–7].

Во внешних магнитных полях титан проявляет себя как парамагнитный материал. Его магнитная восприимчивость при комнатной температуре составляет $+ 3,16 \cdot 10^{-6}$, магнитная проницаемость 1,00004 [7].

Тепловое расширение титана при его нагреве от 20 °С происходит практически линейно, причем коэффициент линейного расширения титана также увеличивается от $8,8 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ (при 100 °С) до $9,8 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ (при 400 °С). Коэффициент теплового линейного расширения титана может существенным образом изменяться в зависимости от наличия легирующих элементов и текстуры. При анализе эффекта теплового расширения легированных сплавов титана необходимо учитывать, что ввиду изменения температуры их полиморфного превращения по сравнению с нелегированным титаном характер изменения коэффициента теплового расширения может скачкообразно изменяться [2, 3].

В области рабочих температур 20–400 °С коэффициент теплопроводности титана составляет 20–25 Вт/(м·К), что примерно в 3 раза меньше теплопроводности железа, в 16 раз меньше теплопроводности меди и близко к теплопроводности нержавеющей сталей аустенитного класса. Относительно низкая теплопроводность титана оказывает свое влияние на процесс изменения температуры при термических воздействиях, которое сказывается в преимущественном нагреве поверхностного слоя,

а не в переходе теплоты к нижележащим слоям. Примеси и легирующие элементы, как правило, понижают теплопроводность титановых сплавов [2, 3].

Титан обладает относительно низкой плотностью – 4500 кг/м^3 , которая в сочетании с высокой прочностью позволяет использовать титан в качестве основного элемента при производстве деталей авиационной и космической техники [8]. Более того, относительно высокая коррозионная стойкость титана делает его перспективным материалом для судостроительной промышленности [9].

Исследования последних лет показали перспективность применения титана и его сплавов в качестве основного материала при изготовлении искусственных имплантатов и хирургических инструментов [10, 11]. Все это связано с биосовместимостью титана к живым тканям организма, а также созданием сплавов с эффектом памяти формы на основе титана.

Несмотря на все это титан обладает достаточно низкими механическими свойствами, к числу которых в первую очередь следует отнести низкую твердость и, как следствие, низкий предел текучести, а также высокие трибологические параметры. Все это в совокупности не позволяет использовать титан в качестве материала при изготовлении деталей и механизмов, функционирующих при длительных повышенных нагрузках.

Эффективность применения титана можно существенно повысить за счет легирования и термической обработки, которые определяют его полиморфные превращения. По влиянию на температуру полиморфного превращения и стабильность структуры С. Г. Глазунов разделил все легирующие элементы на три основные группы (рис. 1.2) [3–7, 12–15].

Первая группа – ***α -стабилизаторы*** – элементы, повышающие температуру полиморфного превращения и расширяющие тем самым область существования α -фазы титана. По мере увеличения содержания α -стабилизирующего элемента повышается температура $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения, причем переохладить β -фазу до температур, лежащих ниже границы $\beta \rightarrow \alpha$ перехода, невозможно даже при значительных скоростях охлаждения. Все α -ста-

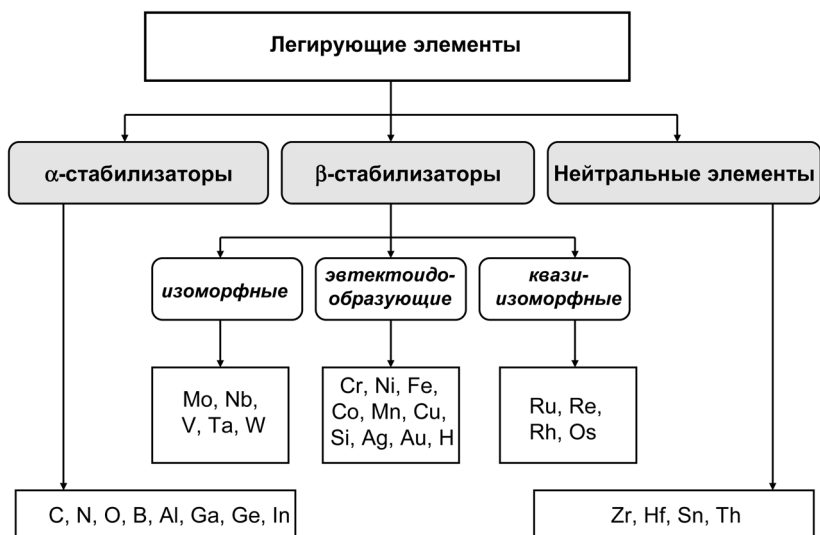


Рис. 1.2. Классификация легирующих элементов в титане

β-стабилизаторы обладают ограниченной растворимостью как в α-, так и в β-модификациях титана. В сплавах, содержащих α-стабилизаторы в количестве, большем предела растворимости в α-фазе, наблюдается перитектоидное превращение β-твердого раствора с образованием либо упорядоченных фаз (система Ti-Al), либо оксидных и нитридных соединений (системы Ti-N, Ti-O). К числу основных α-стабилизаторов относятся такие металлы, как Al, Ga, In, а также неметаллы – N, O, C, B.

Вторая группа – **β-стабилизаторы** – элементы, понижающие температуру полиморфного превращения, сужающие тем самым область существования α-фазы. Все β-стабилизаторы можно разделить на три подгруппы. В сплавах титана с легирующими элементами первой подгруппы при достаточно большой их концентрации твердый раствор на основе β-фазы титана сохраняется при охлаждении до комнатной температуры, не претерпевая эвтектоидного распада. К числу таких элементов принадлежат Mo, Nb, V, W, Ta, которые способны образовывать непрерывные ряды твердых растворов на основе β-Ti, ввиду чего

они называются *изоморфными β -стабилизаторами*. Тем не менее в сплавах этой подгруппы может происходить монотектоидное превращение $\beta_1 \rightarrow \alpha + \beta_2$, где β_1 – исходный твердый раствор на основе β -фазы титана, β_2 – твердый раствор на основе β -фазы титана при меньшей концентрации легирующего элемента, α – твердый раствор на основе α -Ti, причем концентрация легирующего элемента в нем не превышает предела растворимости.

В сплавах второй подгруппы β -стабилизаторов равновесная β -фаза также стабилизируется при комнатной температуре в виде твердого раствора, однако непрерывных рядов твердых растворов с данными элементами не образуется, так как не соблюдается принцип изоморфности структур элементов. Их называют *квазиизоморфными β -стабилизаторами*, и к их числу относят такие металлы, как Re, Ru, Os, Rh.

В сплавах титана с легирующими элементами из третьей подгруппы при низких температурах может происходить эвтектоидный распад твердого раствора на основе β -фазы: $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$, где α – твердый раствор на основе низкотемпературной α -фазы титана, γ может представлять собой твердый раствор титана в решетке легирующего элемента, а также интерметаллидное соединение. К числу таких элементов относят Cr, Ni, Mn, Si, Cu, Fe, Co, Ag, Au, и их называют *эвтектоидообразующими β -стабилизаторами*. В сплавах с эвтектоидообразующими β -стабилизаторами, представленными переходными металлами, β -фаза достаточно устойчива и может сохраняться в течение длительного времени при температуре ниже эвтектоидной. В сплавах титана с непереходными элементами β -фаза слабо устойчива, и ее не удастся зафиксировать даже закалкой с температуры выше эвтектоидной.

Третья группа – *нейтральные элементы* – представлена элементами, слабо влияющими на температуру полиморфного превращения в титане. К ним принадлежат Zr, Hf, Th, Sn, Ge. Элементы этой группы образуют непрерывный ряд твердых растворов как с α -, так и с β -модификациями титана.

Ввиду того что фазовый переход из высокотемпературной фазы титана в низкотемпературную осуществляется преимуще-

ственно по мартенситному механизму, стабилизация β -фазы титана с термодинамической точки зрения обусловлена уменьшением температуры такого мартенситного превращения. Основной причиной изменения этой температуры может служить размерный фактор, связанный с различием атомных радиусов титана и легирующих элементов. В этом случае их присутствие в решетке титана приводит к ее деформированию и, как следствие, к изменению межплоскостных расстояний, особенно между теми кристаллографическими плоскостями, по которым происходит скольжение. Деформирование решетки, вызванное легирующими элементами, затрудняет скольжение, сохраняя при этом высокотемпературную фазу при пониженных температурах. Для стабилизации высокотемпературной фазы концентрация легирующего элемента должна быть выше определенного предела, называемого критической концентрацией. Критические концентрации для некоторых наиболее распространенных легирующих добавок в титане представлены в табл. 1.1.

Таблица 1.1. Критические концентрации легирующих элементов в титане

Элемент	Концентрация, ат.%			
	[1]	[2]	[3]	[4]
V	13,5–18,4	15	18,4	14,2
Nb	23	–	23,0	22,5
Ta	17,8–21	15–21	21,0	20,9
Cr	5,8–8,4	7,5	8,4	7,4
Mo	5,8	7,2–7,4	5,8	5,2
W	7,0–8,7	7	8,7	8
U	10	–	–	–
Mn	5,0–5,6	5,5–8	5,0	5,3
Re	4,5–6	–	6,0	–
Fe	3,0–4,9	6–8	4,5–4,9	3,4
Co	4,9–5,9	5,7–7,5	4,9	4,9
Ni	5,8–7,5	7–8	5,8–6,8	6,6
Ru	4	–	–	–
Rh	12	–	–	–
Pd	10	–	–	–
Os	3,0	–	–	–
Cu	10,1	–	–	–

ОГЛАВЛЕНИЕ

Условные обозначения	3
Введение	4
<i>Глава 1. Физико-механические свойства титана и его сплавов</i>	8
<i>Глава 2. Анализ современных методов модификации структурно-фазового состояния титановых сплавов</i>	19
2.1. Общая классификация методов	19
2.2. Лазерное излучение	21
2.3. Ионные пучки	23
2.4. Электронные пучки	27
2.5. Плазменные потоки	31
<i>Глава 3. Легирование титана при воздействии компрессионными плазменными потоками</i>	37
3.1. Формирование легированных слоев	37
3.2. Закономерности изменения элементного состава приповерхностных легированных слоев	41
3.2.1. Рентгеноспектральный микроанализ	41
3.2.2. Резерфордское обратное рассеяние	49
3.3. Физические закономерности взаимодействия компрессионного плазменного потока с поверхностью мишени: гидродинамические неустойчивости	51
3.4. Модель конвективного тепло- и массопереноса в приповерхностных слоях	63
3.4.1. Моделирование температурных полей в материалах после высокоэнергетического воздействия	63
3.4.2. Закономерности массопереноса в приповерхностных слоях титана при воздействии компрессионными плазменными потоками	69
3.4.3. Результаты численного моделирования температурных полей и концентрации легирующих элементов	75

Глава 4. Азотирование титана с помощью компрессионных плазменных потоков	86
4.1. Определение концентрации азота в титане методом Оже-электронной спектроскопии	86
4.2. Элементный состав приповерхностных азотированных слоев в титане	88
4.3. Механизм азотирования титана при воздействии компрессионными плазменными потоками	93
Глава 5. Структурно-фазовое состояние титана, легированного при воздействии компрессионными плазменными потоками	98
5.1. Структурно-фазовое состояние титана, азотированного воздействием компрессионными плазменными потоками	98
5.2. Легирование титана β -изоморфным элементом (Mo)	110
5.3. Легирование титана β -эвтектоидными элементами (Cr, Ni) ...	116
5.4. Легирование титана нейтральным элементом (Zr)	126
5.5. Легирование титана α -стабилизирующим элементом (Al) ...	130
5.6. Микроструктура поверхностных слоев титана, модифицированных воздействием компрессионными плазменными потоками	133
Глава 6. Микротвердость титана, легированного при воздействии компрессионными плазменными потоками	141
6.1. Основные механизмы упрочнения твердых тел	141
6.2. Микротвердость титана после воздействия компрессионными плазменными потоками	145
6.3. Микротвердость титана, легированного атомами металлов ...	147
6.4. Термическая стабильность микротвердости	154
Заключение	160
Литература	162

Научное издание

Асташинский Валентин Миронович
Углов Владимир Васильевич
Черенда Николай Николаевич
Шиманский Виталий Игоревич

**МОДИФИКАЦИЯ ТИТАНА
ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ КОМПРЕССИОННЫМИ
ПЛАЗМЕННЫМИ ПОТОКАМИ**

Редактор *А. А. Баранова*
Художественный редактор *И. Т. Мохнач*
Технический редактор *О. А. Толстая*
Компьютерная верстка *Н. И. Кашуба*

Подписано в печать 10.03.2016. Формат 60 × 84^{1/16}. Бумага офсетная.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 10,46. Уч.-изд. л. 8,2. Тираж 100 экз. Заказ 54.

Издатель и полиграфическое исполнение:
Республиканское унитарное предприятие «Издательский дом «Беларуская
навука». Свидетельство о государственной регистрации издателя,
изготовителя, распространителя печатных изданий № 1/18 от 02.08.2013.
Ул. Ф. Скорины, 40, 220141, г. Минск.