

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.295:539.26

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ ПАРАМЕТРОВ
ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ
И СВОЙСТВА СПЛАВА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДА ТИТАНА Ti_2AlNb

© 2024 г. С. Л. Демаков^а, Ф. В. Водолазский^а, А. Г. Илларионов^{а, б, *},
М. А. Шабанов^а, М. С. Карабаналов^а

^а ФГАОУ ВО Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,
ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

^б Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18,
Екатеринбург, 620108 Россия

* e-mail: a.g.illarionov@urfu.ru

Поступила в редакцию 20.07.2023 г.

После доработки 06.09.2023 г.

Принята к публикации 10.10.2023 г.

Методами дифференциального термического анализа, растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного фазового анализа, микроиндентирования изучено изменение структуры, фазового состава, микротвердости, контактного модуля упругости жаропрочного сплава на основе интерметаллида титана Ti_2AlNb в условиях варьирования скорости охлаждения ($10...80^\circ/\text{мин}$) с температур нагрева 950 и 970°C . По результатам работы построены термокинетические диаграммы распада высокотемпературного $\beta(B2)$ -твердого раствора.

Ключевые слова: сплав на основе интерметаллида титана Ti_2AlNb , термообработка, скорость охлаждения, распад, структура, фазовый состав, механические свойства, микротвердость, модуль упругости, термокинетическая диаграмма

DOI: 10.31857/S0015323024010142, EDN: ZPVJCG

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы на основе интерметаллида титана Ti_2AlNb (О-сплавы), включая исследуемый в работе сплав ВТИ-4, – жаропрочные материалы, которые работают при температурах до 700°C [1, 2]. Их получают, используя как традиционные (обработка металлов давлением, порошковая металлургия [3–4]), так и перспективные аддитивные технологии [5–8]. О-сплавы обладают лучшей трещиностойкостью, более высокой пластичностью, вязкостью разрушения при комнатной температуре по сравнению с γ -сплавами на основе интерметаллида $TiAl$ и имеют более высокие прочностные характеристики при повышенных температурах относительно сплавов на основе α_2 -фазы (Ti_3Al) [1, 9, 10]. Плотность О-сплавов на 35 – 40% ниже плотности жаропрочных сплавов железа и никеля при сопоставимых прочностных характеристиках до температуры 700°C [1, 11, 12].

В отличие от сплавов титана на основе неупорядоченных β - и α -твердых растворов с ОЦК- и ГПУ-решеткой соответственно, фазовый состав О-сплавов может включать β -фазу с ОЦК-решеткой, $B2$ -фазу с упорядоченной ОЦК-решеткой,

О-фазу на основе алюминида Ti_2AlNb с орторомбической решеткой, α_2 -фазу на основе интерметаллида Ti_3Al с упорядоченной ГПУ-решеткой [13–16].

Комплекс свойств О-сплавов, во многом, зависит от режима их термической обработки [16–21], выбор которой затруднителен без знания закономерностей изменения структурно-фазового состояния и свойств сплава при варьировании температуры нагрева и скорости охлаждения и без наличия изотермических и термокинетических диаграмм (ТКД) распада высокотемпературного $\beta(B2)$ -твердого раствора. Ранее в работах [22, 23] построены изотермические диаграммы и ТКД распада $\beta(B2)$ -твердого раствора для О-сплавов с температур нагрева, соответствующих β -области. Однако построение ТКД с температур нагрева ниже температуры полного перехода в β -область ($T_{\text{пн}}$) для О-сплавов практически не проводилось, хотя режимы их обработки часто связаны с охлаждением с температур нагрева ниже $T_{\text{пн}}$ [16, 17].

Построение ТКД можно осуществлять по данным дифференциальных методов термического анализа [24], позволяющих определять, в том

числе для О-сплавов, температурные интервалы протекания фазовых превращений [25, 26]. Для установления природы фазовых превращений, фиксируемых при термоанализе, также исследуют структуру, фазовый состав и определяют физико-механические свойства сплавов [27]. Исходя из вышесказанного, цель работы – изучение влияния температурно-скоростных параметров термического воздействия на формирование структурно-фазового состояния и комплекс физико-механических свойств, построение ТКД О-сплава ВТИ-4.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Материалом для исследования служил полученный по опытной технологии плоский полуфабрикат из ВТИ-4 – сплава на базе алюминид титана Ti_2AlNb с суммарным содержанием дополнительных легирующих элементов V, Mo, Zr, Si до 3 ат.% [28]. Температура полного перехода в β -область, рассчитанная по формуле $T_{\beta} = 890 + 22 \times \%Al - 2 \times \%Nb - 10 \times (\%V + \%Mo)$ [29], где содержание элементов в сплаве в мас.% (определено методом микрорентгеноспектрального анализа), составила $\approx 1010^\circ C$.

Электроискровым способом для термоанализа вырезаны шайбы диаметром 5 мм и высотой 2 мм. Влияние скорости охлаждения с высокотемпературного нагрева на протекание фазовых превращений в сплаве изучали на приборе синхронного термического анализа (СТА) NETZSCH STA 449 C Jupiter в инертной атмосфере аргона высокой чистоты. При термоанализе использовали температуры нагрева 950, 970 $^\circ C$ и скорости охлаждения 10, 20, 37, 50, 80 $^\circ/мин$. Температуры нагрева выбраны с учетом того, что при термомеханических обработках титановых сплавов нагрев производится преимущественно ниже T_{β} [30]. Диапазон скоростей охлаждения в приборе СТА подобран таким образом, чтобы перекрыть возможные скорости охлаждения на воздухе полуфабрикатов из сплава ВТИ4 различного сечения. Так же с указанных температур нагрева, который проводили в лабораторной камерной печи, произведена закалка сплава в воду для фиксации высокотемпературного состояния, как это делается при упрочняющей обработке О-сплавов [31] и часто реализуется при использовании аддитивных технологий [8].

Исследование структуры сплава после термообработки осуществляли в растровом электронном микроскопе (РЭМ) ThermoScientific Scios 2 LoVac. На полученных при большом увеличении микроструктурах с использованием специализированной программы SIAMS700 проведена оценка толщины (наслоения, пластин) вторич-

ной О-фазы, образующейся при термоанализе, погрешность измерения составила ± 20 нм. Рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА) проводили на дифрактометре Bruker D8 Advance в медном K_{α} -излучении с записью дифрактограмм в диапазоне углов $2\theta = 15^\circ \dots 120^\circ$. Расчет периодов решеток фиксируемых фаз осуществляли в программе TOPAS[®] 4.2, погрешность измерения составила $\pm 0,0001$ нм. Проведена оценка объемной доли О-фазы в структуре методом Ритвельда, погрешность измерения составила $\pm 2\%$. Для измерения твердости и контактного модуля упругости сплава использовали прибор для микроиндентирования МНТХ производства CSM Instruments. Нагрузка при измерении составляла 9 Н. Погрешность измерения твердости составила ± 5 HV, модуля упругости ± 2 ГПа.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Дифрактограмма, снятая с исходного полуфабриката, и изображение структуры сплава ВТИ-4 в исходном состоянии представлены на рис. 1.

Расчет дифрактограммы и анализ структуры показал, что сплав до термообработки находится в трехфазном $\beta + O + \alpha_2$ – состоянии. О-фаза присутствует в виде близких к равноосной форме первичных частиц (O_I) размером 1...3 мкм, сформировавшихся в высокотемпературной области, и дисперсных средней толщиной около 50 нм вторичных пластинчатых выделений (O_{II}) в β -матрице, образовавшихся в ходе охлаждения сплава до комнатной температуры. α_2 -фаза сходна по морфологии с O_I -фазой, но имеет за счет Z-контраста более темный фон, связанный с повышенным содержанием наиболее легкого легирующего элемента – алюминия [16, 32], в этой фазе. Расчет периодов решеток β , О-фаз дал следующие результаты: $a_{\beta} = 0,3264$ нм; $a_O = 0,6067$ нм, $b_O = 0,9615$ нм, $c_O = 0,4664$ нм. Значение периода a_{β} близко к максимальной величине (0,327 нм), характерной для О-сплавов [33]. Это свидетельствует о формировании в исходном состоянии относительно равновесной структуры β -фазы за счет достаточно полного ее распада и в результате этого насыщенной основным β -стабилизатором ниобием и обедненной алюминием, имеющими соответственно больший (0,147 нм) и меньший (0,143 нм) атомный радиус, чем титан (0,146 нм) [34]. Периоды решетки О-фазы укладываются в типичные диапазоны [16]. Среднее значение твердости по Виккерсу сплава ВТИ-4 в исходном состоянии составило 480 HV.

Закалка в воду исходного полуфабриката с температур нагрева 950, 970 $^\circ C$ привела к изменению интенсивности линий фаз на дифрактограммах (рис. 2) и структуры (рис. 3).

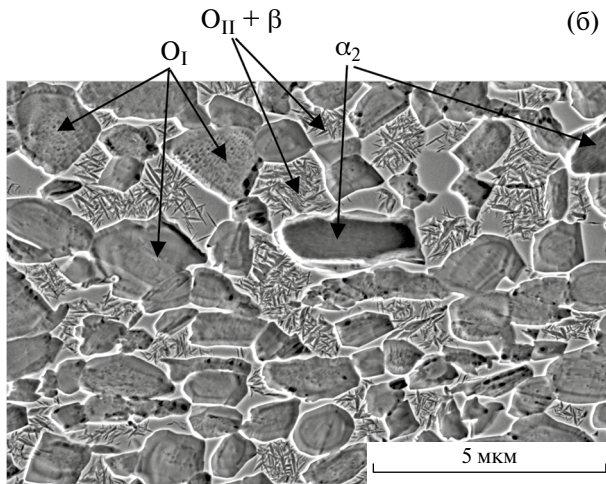
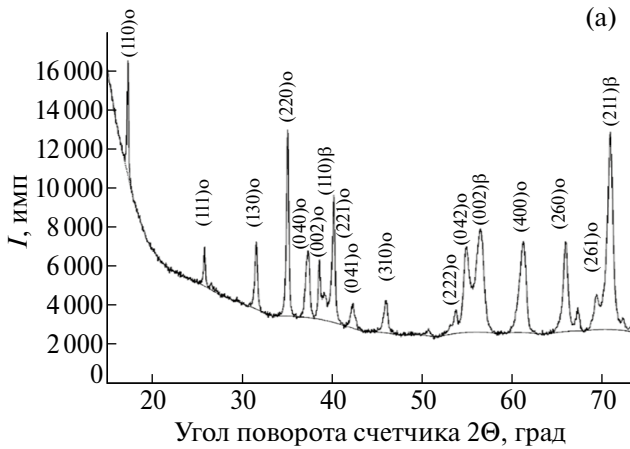


Рис. 1. Участок дифрактограммы, полученной со сплава ВТИ-4 в исходном состоянии (а) и соответствующая структура сплава (б).

С повышением температуры закалки с 950 до 970 °С на дифрактограммах (рис. 2) наблюдается рост интенсивности линий β -, α_2 -фаз и снижение интенсивности линий O -фазы. После закалки появляются сверхструктурные линии, в частности 100_{B2} , свидетельствующие об упорядочении ОЦК-решетки β -твердого раствора по типу $B2$. Упорядочение связано с фиксируемыми РСФА и в структуре (рис. 3) процессами растворения O -фазы в β -матрице при нагреве и выдержке под закалку. Это способствует, как показано ранее [35], обогащению β -фазы по алюминию и обеднению по β -стабилизаторам (Nb, V, Mo), стимулируя процесс упорядочения $\beta \rightarrow B2$ в процессе выдержки при температуре нагрева. Следует отметить, что нагрев на 950 °С приводит, в первую очередь, к растворению пластин O_{II} -фазы в β -матрице, а нагрев на 970 °С способствует еще и активному растворению O_I -выделений в β -твердом растворе (рис. 3).

Активизация протекания $O \rightarrow \beta$ -превращения с ростом закалочной температуры обеспечива-

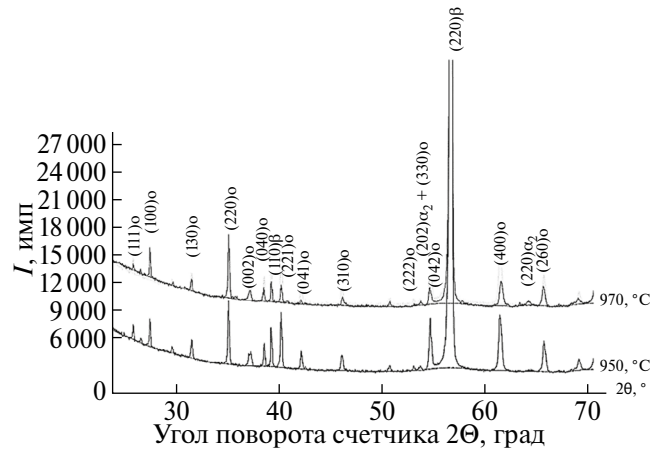


Рис. 2. Участки дифрактограмм, снятые со сплава ВТИ-4, закаленного с температур 950, 970 °С.

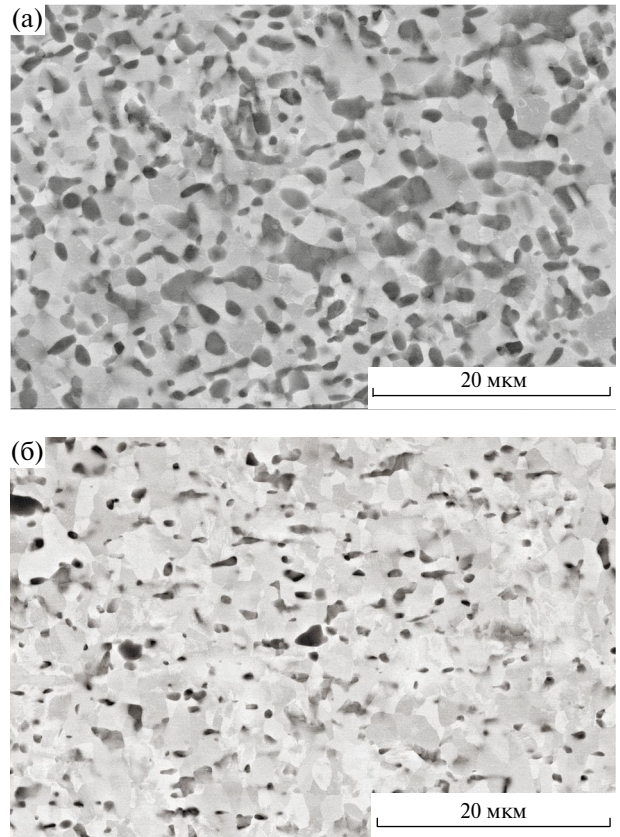


Рис. 3. Структура сплава ВТИ-4, закаленного в воду с температур нагрева 950 (а) и 970 °С (б).

ет снижение периода решетки $\beta(B2)$ -фазы до 0,3247 нм (950 °С) и 0,3245 нм (970 °С) относительно его значения в исходном состоянии (0,3264 нм). Это результат обогащения $\beta(B2)$ -твердого раствора при $O \rightarrow \beta$ -переходе алюминием и обеднения ниобием, имеющих, как отмечено выше, атомный радиус меньше (Al) и больше (Nb), чем у титана, так как известно [32], что O -фаза содержит больше алюминия и меньше ниобия, чем $\beta(B2)$ -фаза. Кроме того, растворение выделений

О-фазы, в первую очередь, O_{II} -пластин, упрочняющих сплав, способствует снижению дюрометрических характеристик с исходных 480 HV до 445 HV (950 °C) и 435 HV (970 °C) после закалки.

Термограммы охлаждения с разными скоростями сплава ВТИ-4, нагретого на 950 и 970 °C, даны на рис. 4. На кривых охлаждения (рис. 4) можно выделить два экзотермических эффекта, связанных с протеканием распада $\beta(B2)$ -фазы в различных диапазонах температур. Используя методические рекомендации, представленные в работах [24, 36], и специализированную программу "Proteus Analysis", разработанную фирмой NETZSCH, были определены температуры начала, конца и максимумов обнаруженных экзотермических эффектов, которые приведены на рис. 4. При увеличении скорости охлаждения оба экзотермических эффекта на термограммах смещаются в область более низких температур.

Для выявления природы превращений, ответственных за экзотермические эффекты на термограммах, изучена структура и фазовый состав сплава после термоанализа. В микроструктуре (рис. 5) сплава выявлено наличие трех характерных структурных

составляющих, которые условно названы первая, вторая, третья. Первая – это первичные, близкие к равноосным $O(\alpha_2)$ -частицы; вторая – области β -матрицы свободные от выделений (ОСВ); третья – области β -превращенной структуры, содержащие пластины вторичной О-фазы различной дисперсности в β -матрице (рис. 5).

После охлаждения в приборе СТА для первой структурной составляющей, по сравнению с закаленным состоянием, характерно увеличение размера первичных $O(\alpha_2)$ -частиц, связанное, исходя из контраста на РЭМ-изображениях, с выделением (наслоением) части образующейся при охлаждении О-фазы в виде оторочки (ободка) на имеющихся первичных выделениях в результате движения межфазной границы раздела $O(\alpha_2)/\beta$ в сторону β – матрицы (рис. 5). При этом с уменьшением скорости охлаждения с 80 до 10 °C/мин наблюдается увеличение толщины образующейся оторочки из вторичной О-фазы (рис. 6). При охлаждении с температуры нагрева 950 °C, как отмечено выше (рис. 2, 3а), первичные выделения преимущественно являются О-фазой (O_I) и имеют ту же кристаллическую решетку, что и образующаяся при наслоении вторичная О-фаза (O_{II}). Поэтому граница раздела O_I/O_{II} имеет слабый контраст и наслоение идет достаточно равномерно по всей поверхности частиц. При охлаждении с 970 °C исходно заметную долю первичных выделений составляет α_2 -фаза (α_{21}) (рис. 2, 3б) с упорядоченной ГПУ-решеткой, отличной от орторомбической решетки, образующейся наслоением вторичной O_{II} -фазы. В результате этого граница раздела α_{21}/O_{II} имеет более четкий контраст (рис. 5 е–к), а процесс наслоения идет неравномерно по поверхности α_{21} , что хорошо заметно на изображениях РЭМ при съемке в упруго-отраженных электронах (рис. 5 л–н).

Для второй структурной составляющей (ОСВ) характерно, что она располагается либо в центре β – зерен (субзерен) (I тип ОСВ), либо в виде прослоек между первичными $O(\alpha_2)$ -частицами (II тип ОСВ). I тип ОСВ фиксируется преимущественно при относительно быстром охлаждении (рис. 5а, б, е, з). II тип ОСВ проявляется, главным образом, при медленных скоростях охлаждения (рис. 5г, д, и, к), когда наиболее активно происходит уменьшение областей β -матрицы в результате укрупнения первичных $O(\alpha_2)$ -выделений из-за наслоения на них.

Наличие в структуре сплава после охлаждения с заданными скоростями вторичных О-пластин (O_{II}) различной дисперсности в β -матрице (третьей структурной составляющей), наряду с O_{II} свидетельствует о том, что распад β – твердого раствора в ходе охлаждения протекает с образованием О-фазы по двум механизмам, как за счет

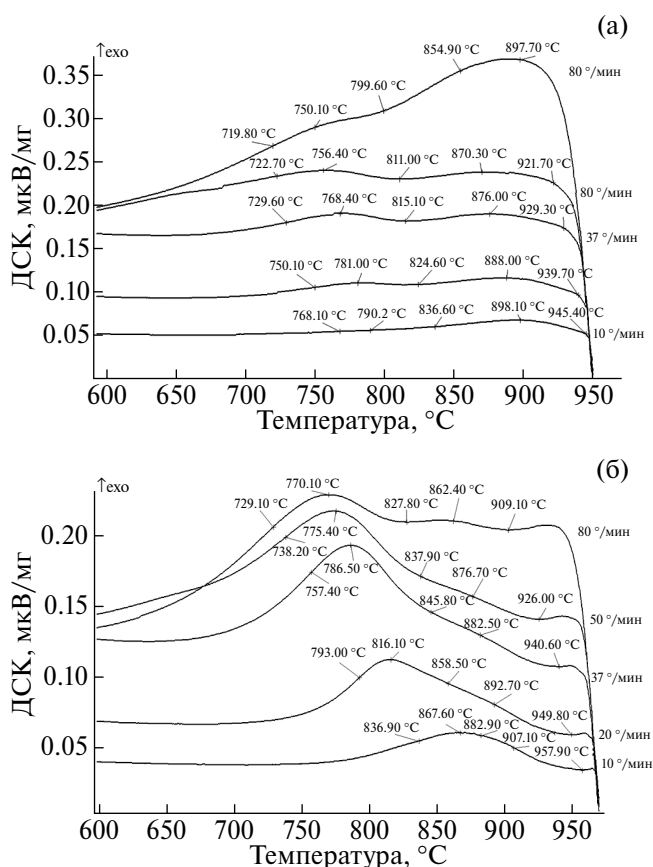


Рис. 4. Термограммы, снятые в процессе охлаждения сплава ВТИ-4 со скоростями 10, 20, 37, 50, 80 °C/мин с температур нагрева: а – 950 °C, б – 970 °C (скорость охлаждения увеличивается на рисунках от нижней к верхней кривой).

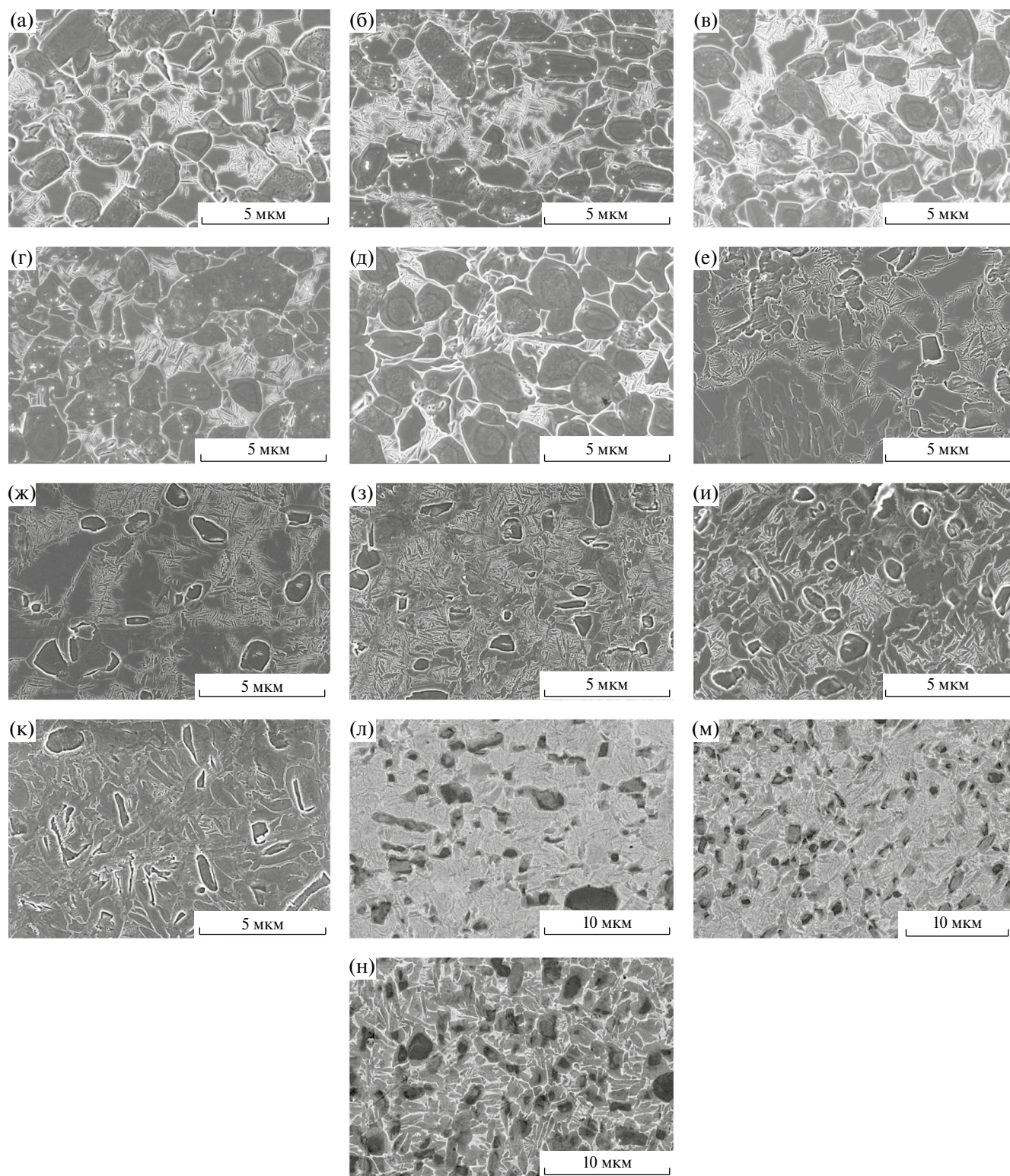


Рис. 5. Микроструктура сплава ВТИ-4 после охлаждения с различными скоростями (v) с температур нагрева (T): а – д – $T=950^{\circ}\text{C}$, е–н – $T=970^{\circ}\text{C}$; а, е – $v=80^{\circ}/\text{мин}$; б, ж – $v=50^{\circ}/\text{мин}$; в, з, л – $v=37^{\circ}/\text{мин}$; г, и, м – $v=20^{\circ}/\text{мин}$; д, к, н – $v=10^{\circ}/\text{мин}$; а–к – РЭМ, съемка во вторичных электронах, л–н – РЭМ, съемка в упруго-отраженных электронах.

ее “наслоения” на первичные $O(\alpha_2)$ -выделения (механизм I), так и за счет образования и роста новых вторичных O -пластин в теле β -зерна (механизм II).

Распад β -фазы по механизму II идет вначале от границ и субграниц, а затем фронт распада продвигается к центру зерна (субзерна) (рис. 5). При относительно медленных скоростях механизм

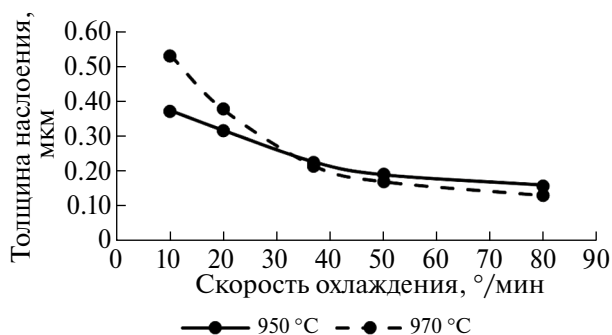


Рис. 6. Влияние скорости охлаждения сплава ВТИ-4 на толщину наслоения O_{II} .

II распада реализуется достаточно полно, и вторичные O-пластины заполняют практически всю площадь β -зерна (субзерна), что приводит к естественному исчезновению областей структурно свободной β -фазы (I типа ОСВ) (рис. 5в-д, л-н). Соответственно при более высоких скоростях охлаждения наблюдается прерывание распада высокотемпературного β -твердого раствора, в результате чего в центре β -зерен (субзерен) фиксируется I тип ОСВ, химический состав β -фазы практически соответствует ее составу при высокой температуре (рис. 5а, б, е, ж). II тип ОСВ (в прослойках между $O_I + O_{II}$) является частным случаем β -превращенной структуры, и химический состав β -фазы в ОСВ II типа изменяется в результате распада по I-му механизму.

Размер и объемная доля вторичных O-пластин определяется скоростью охлаждения. Наиболее крупные пластины зафиксированы в случае охлаждения с минимальной скоростью 10 $^{\circ}/\text{мин}$ при температуре нагрева 970 $^{\circ}\text{C}$. С ростом скорости охлаждения средняя толщина пластин уменьшается с 220 до 50 нм (рис. 7).

Установленные механизмы распада β -твердого раствора – за счет движения межфазной $O(\alpha_2)/\beta$ границы (механизм I), а так же образования и роста новых O-пластин в β -фазе (меха-

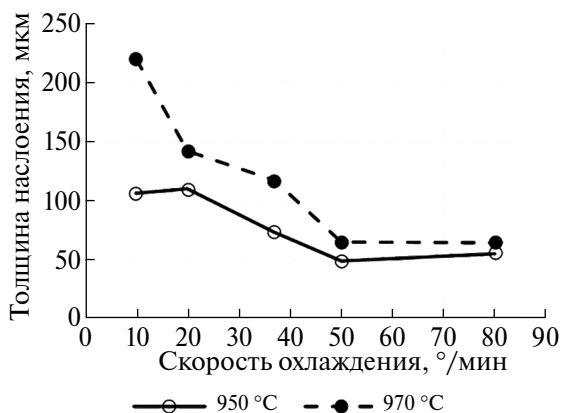


Рис. 7. Средняя толщина пластин вторичной O-фазы в зависимости от скорости охлаждения сплава ВТИ-4.

низм II) – являются конкурирующими. Во время охлаждения первоначально реализуется механизм I, в свою очередь, последующее развитие II-го механизма приводит к торможению и в итоге к полному прекращению распада по механизму I. В целом, при медленных скоростях охлаждения в первую очередь с температуры 950 $^{\circ}\text{C}$ в области тонких прослоек β -фазы распад протекает по механизму I без образования дисперсных частиц и с фиксацией между первичными $O(\alpha_2)$ -частицами β -фазы, обедненной по алюминию и обогащенной по ниобию относительно ее высокотемпературного состояния (II тип ОСВ).

Участки дифрактограмм, снятые с образцов, охлажденных с разными скоростями, представлены на рис. 8.

Анализ данных на рис. 8 показал, что после охлаждения в ячейке СТА со скоростями 10...80 $^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ с температур нагрева 950, 970 $^{\circ}\text{C}$ на дифрактограммах присутствуют только линии O-, β -фаз. Линии α_2 -фазы, наблюдавшиеся после закалки с 970 $^{\circ}\text{C}$, отсутствуют, но при этом возникают, например, слабые дополнительные линии на углах $\approx 62^{\circ}...63^{\circ}$ и $\approx 64^{\circ}...65^{\circ}$ типа 400 $^{\circ}$ и 260 $^{\circ}$, характерные для O-фазы, имеющей низкую ромбичность из-за относительно малого содержания

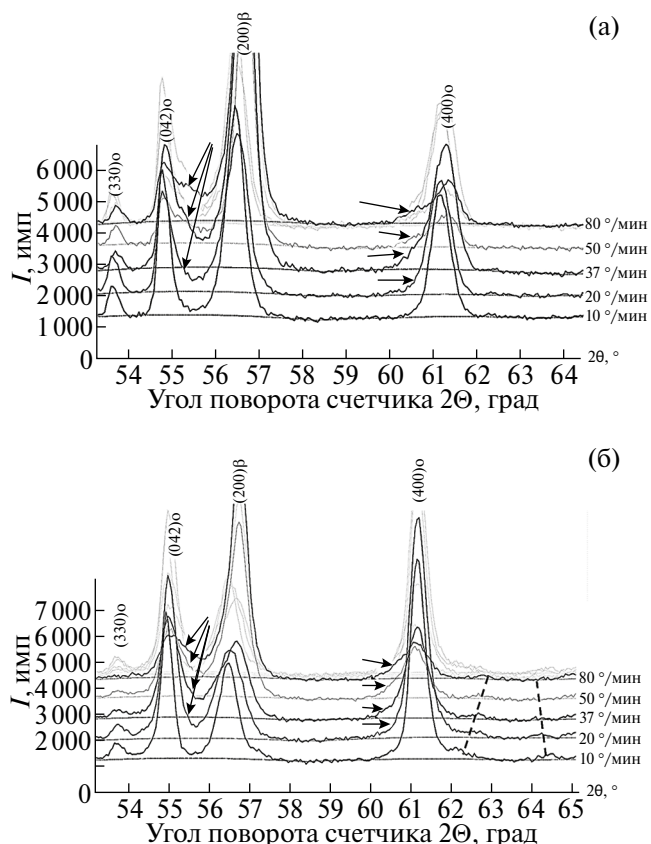


Рис. 8. Участки дифрактограмм сплава ВТИ-4, снятые после его охлаждения с разными скоростями в приборе СТА с температур 950 $^{\circ}\text{C}$ (а), 970 $^{\circ}\text{C}$ (б).

в ней ниобия [37, 38] (показано на рис. 8б пунктиром изменение положения этих линий в зависимости от скорости охлаждения). Из этого можно заключить, что в ходе замедленного охлаждения происходит трансформация неравновесной при низких температурах α_2 -фазы в О-фазу, что наблюдали и ранее [39].

Для О-фазы, полученной при скоростях охлаждения 20–80 °С/мин, наблюдается появление на дифрактограммах (рис. 8) асимметрии основных линий О-фазы, в частности со стороны меньших углов для линии 400 и, наоборот, со стороны больших углов для линии 042 (показаны стрелками на дифрактограммах). Это характерно при образовании вторичной О-фазы с высокой ромбичностью из-за повышенного содержания в ней ниобия [37], формирующейся из β -твердого раствора при пониженных температурах в ходе охлаждения. С уменьшением скорости охлаждения на дифрактограммах (рис. 8) наблюдается рост интенсивности линий О-фазы и снижение интенсивности линий матричной β -фазы вследствие более полной реализации $\beta \rightarrow O$ превращения.

После скоростей охлаждения 20...80°/мин на дифрактограммах отмечена несимметричность линий β -фазы, характеризующаяся появлением у них “затяга” со стороны меньших углов (рис. 8). Эти “затяги” свидетельствуют об образовании областей β -фазы с пониженным содержанием алюминия и более высоким периодом решетки, что, наиболее вероятно, характерно для ее прослоек в β -превращенных участках (3-я структурная составляющая), но при этом сохраняется и высокотемпературная β -фаза (I тип ОСВ), связанная с основным максимумом линий β -фазы на дифрактограммах. Описанная ситуация возможна в случае неполного протекания (прерывания) $\beta \rightarrow O$ -превращения.

При самой медленной скорости охлаждения 10°/мин линии β -фазы являются симметричными, имеют наименьшую интенсивность и смещены в сторону меньших углов, по сравнению с их положением после закалки (рис. 2, 8). Смещение линий является результатом увеличения периода решетки a_β за счет отмеченного выше обеднения β -фазы по алюминию из-за прохождения $\beta \rightarrow O$ -превращения. А симметричность линий, соответственно, свидетельствует о формировании омогенного остаточного β -твердого раствора вследствие достаточно полного протекания диффузионных процессов при распаде в условиях замедленного охлаждения.

В целом, уменьшение скорости охлаждения сплава ВТИ-4 при СТА приводит к росту средних значений периода решетки β -фазы — a_β (рис. 9) за счет более полного протекания

$\beta \rightarrow O$ -превращения, приводящего к обеднению β -твердого раствора по алюминию. Аналогичный эффект в сплаве ВТИ-4 наблюдали ранее в работе [35].

Исходя из изменения периода a_β (рис. 9), при одинаковых скоростях охлаждения более активно процесс распада идет в сплаве, нагретом на 970 °С, который исходно имеет менее стабильный матричный β -твердый раствор, исходя из представленных выше периодов решетки β -фазы после закалки.

Данные по влиянию скорости охлаждения сплава ВТИ-4 на твердость и контактный модуль упругости приведены на рис. 10.

Сопоставление твердости (рис. 10а) с данными фазового состава и структуры (рис. 5, 8) позволило оценить вклад разных структурных составляющих в изменение твердости. С уменьшением скорости охлаждения при термоанализе увеличивается доля первичных (с учетом наслоения) выделений и уменьшается доля ОСВ, которые совместно, исходя из их относительно крупных размеров, мало влияют на изменение величины твердо-

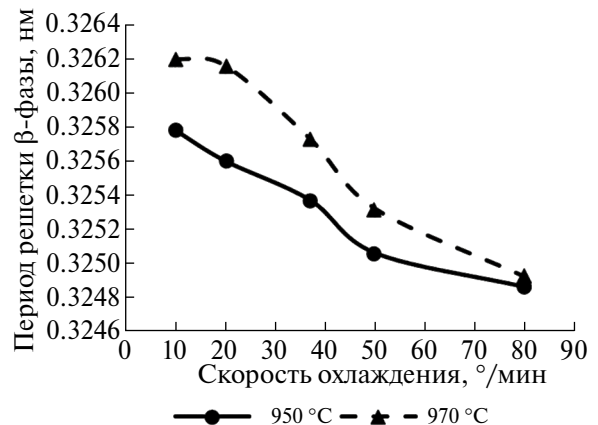


Рис. 9. Изменение периода решетки β -фазы в зависимости от скорости охлаждения при термоанализе сплава ВТИ-4.

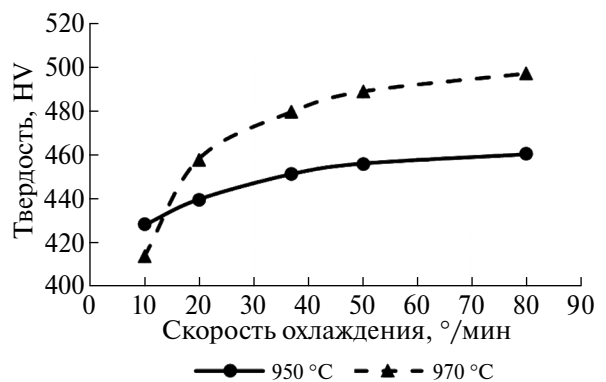


Рис. 10. Влияние скорости охлаждения на изменение твердости (а) и контактного модуля упругости (б) сплава ВТИ-4.

сти. Наиболее значимое влияние на твердость оказывает третья структурная составляющая – β -превращенная структура с O_{II} . Дисперсность O_{II} частиц преимущественно увеличивается по мере повышения скорости охлаждения (рис. 7), что коррелирует с ростом твердости. Наиболее крупные вторичные O_{II} выделения наблюдали после охлаждения со скоростью $10^\circ/\text{мин}$ с 970°C (рис. 5, 7), что и определило минимальную твердость после этой обработки сплава (рис. 10). При более высоких скоростях охлаждения объемная доля β -превращенной структуры в случае охлаждения с 970°C выше, чем с температуры нагрева 950°C (рис. 5), при сопоставимой дисперсности (рис. 7), что обуславливает более высокие значения твердости при одинаковой скорости охлаждения с 970°C .

Известно [40], что величина модуля упругости в сплавах мало зависит от структуры и, в первую очередь, определяется объемной долей фиксируемых в структуре фаз, в нашем случае β и O -фаз, каждая из которых характеризуется своим уровнем упругих характеристик. Поэтому в отличие от твердости с уменьшением скорости охлаждения модуль упругости сплава ВТИ-4 увеличивается, так как растет объемная доля в структуре O -фазы (рис. 11), которая, исходя из работ [41, 42], имеет более высокие характеристики модуля Юнга по сравнению с матричным β -твердым раствором. Повышение температуры нагрева с 950 до 970°C способствует получению более высоких значений модуля упругости при одинаковой скорости охлаждения сплава ВТИ-4 в результате фиксации после охлаждения с 970°C большей объемной доли высокомодульной O -фазы в структуре (рис. 11).

На основании полученных данных термоанализа, РСФА и РЭМ построены термокинетические диаграммы распада высокотемпературной $\beta(B2)$ -фазы при охлаждении от температур 950 и 970°C (рис. 12).

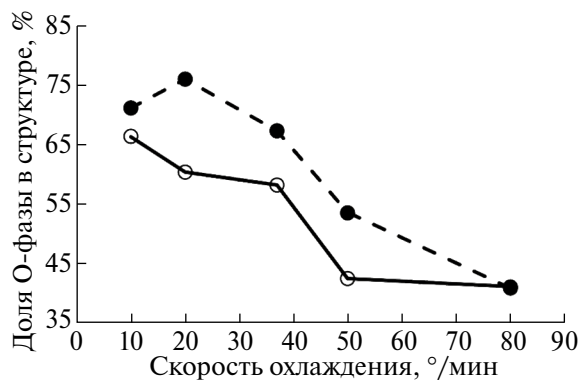


Рис. 11. Доля O -фазы в структуре сплава ВТИ-4 в зависимости от скорости охлаждения при термоанализе (по данным количественного РСФА).

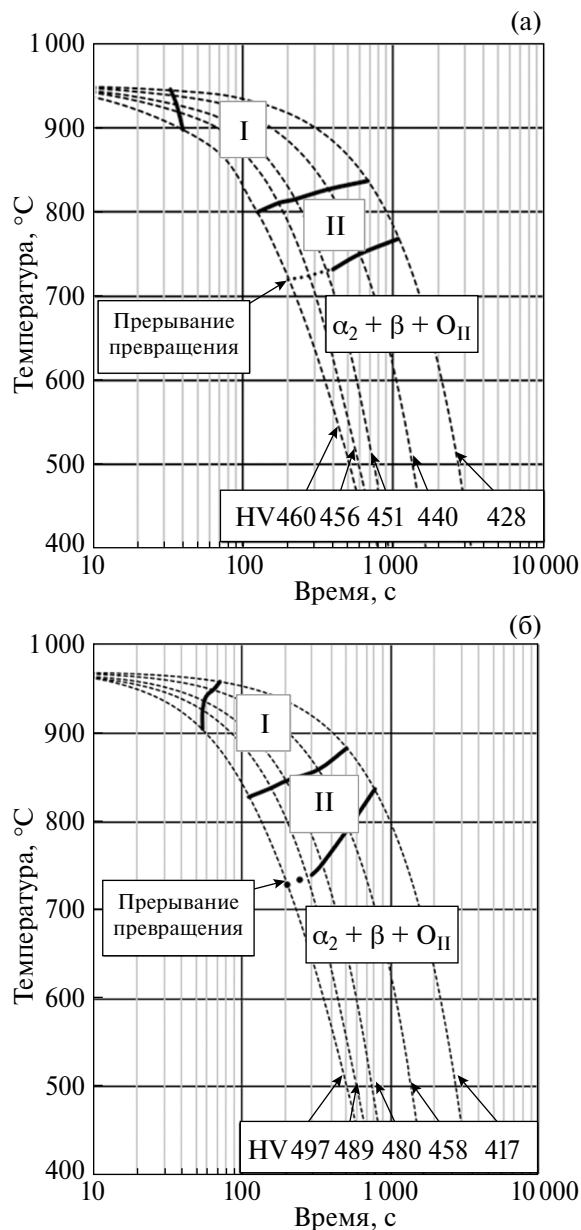


Рис. 12. Диаграммы распада высокотемпературной $\beta(B2)$ -фазы в сплаве ВТИ-4 при охлаждении с температур нагрева 950°C (а) и 970°C (б). Область I – распад протекает за счет движения межфазной O_{II}/β -границы, область II – распад протекает с образованием пластин вторичной O -фазы.

На диаграмме выделена область I, в которой распад протекает преимущественно за счет движения межфазной O_{II}/β -границы (границы выделены исходя из диапазона высокотемпературного экзоэффекта на термограммах – рис. 4) с образованием O_{II} . В области II распад протекает с образованием пластин вторичной O -фазы (диапазон низкотемпературного экзоэффекта – рис. 4). Согласно положения пиков на термограммах (рис. 4) при повышении температуры нагрева с 950 до 970°C области протекания распада I и II

смещаются на термокинетической диаграмме вверх по температуре.

При скоростях 10–20°/мин большая доля распада реализуется в области I и сопровождается значительным ростом первичных выделений за счет O_{III} -фазы, доля распада в области II с образованием O_{III} относительно невелика. Повышение скорости охлаждения до 37–80°/мин приводит к расширению распада в области II и образованию более дисперсных выделений O_{III} -фазы по мере роста скорости охлаждения, способствуя росту твердости. При скорости охлаждения 50...80°/мин по структуре фиксируется неполная реализация (приостановка) $\beta \rightarrow O$ -превращения в области II с сохранением большого количества ОСВ I-типа. В обоих случаях приостановка происходит в диапазоне 720–730°С.

ВЫВОДЫ

Построены термокинетические диаграммы распада высокотемпературной $\beta(B2)$ -фазы при охлаждении от температуры 950°С и 970°С в сплаве ВТИ-4. На диаграммах показаны две области протекания $\beta(B2)$ - O -превращения по разным механизмам – высокотемпературная, за счет движения межфазной границы, и низкотемпературная, за счет образования дисперсных O -пластин. Обнаружено, что с увеличением скорости охлаждения с 10 до 80°/мин уменьшается высокотемпературный интервал выделения O -фазы и расширяется интервал температур образования вторичных O -пластин. Установлено наличие приостановки $\beta \rightarrow O$ -превращения в области температур 720–730°С при скоростях охлаждения 50...80°/мин с обеих температур нагрева.

Выявлены три характерные структурные составляющие, фиксируемые в сплаве ВТИ-4 после охлаждения с 950, 970°С: первичные $O(\alpha_2)$ -частицы с наслоением вторичной O -фазы; области β -матрицы свободные от выделений; области β -превращенной структуры с вторичными O -пластинами. Проведена оценка изменений каждой отдельно взятой структурной составляющей в зависимости от температуры нагрева и скорости охлаждения сплава ВТИ-4. Отмечено, что повышение температуры нагрева и снижение скорости охлаждения способствует более активному увеличению толщины как пластин, так и наслоений вторичной O -фазы.

Установлена взаимосвязь формируемого в ходе охлаждения с разными скоростями структурно-фазового состояния с получаемым уровнем твердости и контактного модуля упругости в сплаве ВТИ-4. Показано, что с уменьшением скорости охлаждения с 80 до 10°/мин с темпе-

ратур нагрева 950, 970°С происходит снижение твердости в результате уменьшения дисперсности образующихся вторичных O -пластин, а контактный модуль упругости имеет тенденцию к повышению, коррелируя с ростом объемной доли O -фазы в структуре.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ-Индия № 22–49–02066, [https://rscf.ru/project/22–49–02066/](https://rscf.ru/project/22-49-02066/).

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Kumpfert J.* Intermetallic alloys based on orthorhombic titanium aluminide // *Adv. Eng. Mater.* 2001. V. 3. № 11. P. 851–864.
2. *Ночовная Н.А., Базылева О.А., Каблов Д.Е., Панин П.В.* Интерметаллидные сплавы на основе титана и никеля. (2-е издание с изменениями и дополнениями). Москва, 2019. 316 с.
3. *Chen W., Li J.W., Xu L., Lu B.* Development of Ti2AlNb alloys: opportunities and challenges // *Adv. Mater. & Processes.* 2014. V. 5. P. 23–27.
4. *Niu H.Z., Chen Y.F., Zhang D.L., Zhang W., Zhang P.X.* Fabrication of a powder metallurgy Ti2AlNb-based alloy by spark plasma sintering and associated microstructure optimization // *Materials and Design.* 2016. V. 89. P. 823–829.
5. *Zhou Y.H., Li W.P., Wang D.W., Zhang L., Ohara K., Shen J., Ebel T., Yan M.* Selective laser melting enabled additive manufacturing of Ti22Al25Nb intermetallic: Excellent combination of strength and ductility, and unique microstructural features associated // *Acta Materialia.* 2019. V. 173. P. 117–129.
6. *Polozov I., Sufiiarov V., Kantyukov A., Razumov N., Goncharov I., Makhmutov T., Silin A., Kim A., Starikov K., Shamshurin A., Popovich A.* Microstructure, densification, and mechanical properties of titanium intermetallic alloy manufactured by laser powder bed fusion additive manufacturing with high-temperature preheating using gas atomized and mechanically alloyed plasma spheroidized powders // *Additive Manufacturing.* 2020. V. 34. P. 101374.
7. *Li Zixiang, Cui Yinan, Li Wang, Zhang Haoyu, Liang Zhiyue, Liu Changmeng, Du Dong.* An investigation into Ti-22Al-25Nb in-situ fabricated by electron beam freeform fabrication with an innovative twin-wire parallel feeding method // *Additive Manufacturing* 2022. V. 59. P. 102552.
8. *Illarionov A.G., Stepanov S.I., Naschetnikova I.A., Popov A.A., Soundappan P., Thulasi Raman K.H. and Suwas S.* A Review – Additive Manufacturing of Intermetallic Alloys Based on Orthorhombic Titanium Aluminide Ti2AlNb // *Materials.* 2023. V. 16. № 3. P. 991
9. *Zheng Y., Zeng W., Li D., Xu J., Ma X., Liang X., Zhang J.* Orthorhombic precipitate variant selection in a Ti2AlNb based alloy // *Mater. Des.* 2018. V. 158. P. 46–61.

10. *Shao B., Shan D., Guo B., Zong Y.* Plastic deformation mechanism and interaction of B2, α_2 , and O phases in Ti-22Al-25Nb alloy at room temperature // *Int. J. Plast.* 2019. V. 113. P. 18–34.
11. *Guo Q., Li Y., Chen B., Ding R., Yu L., Liu Y.* Effect of High-Temperature Ageing on Microstructure and Creep Properties of S31042 Heat-Resistant Steel // *Acta Metall. Sin.* 2021. V. 57. P. 82–94.
12. *Zhang X., Li H., Zhan M., Zheng Z., Gao J., Shao G.* Electron force-induced dislocations annihilation and regeneration of a superalloy through electrical in-situ transmission electron microscopy observations // *J. Mater. Sci. Technol.* 2020. V. 36. P. 79–83.
13. *Banerjee D.* The intermetallic Ti₂AlNb // *Prog. Mater. Sci.* 1997. V. 42. P. 135–158.
14. *Sarosi P.M., Hriljac J.A., Jones I.P.* Atom location by channelling-enhanced microanalysis and the ordering of Ti₂AlNb // *Philos. Mag. A.* 2003. V. 83. P. 4031–4044.
15. *Muraleedharan K., Nandy T.K., Banerjee D., Lele S.* Phase stability and ordering behaviour of the O phase in Ti-Al-Nb alloys // *Intermetallics.* 1995. V. 3. P. 187–199.
16. *Илларионов А.Г., Демаков С.Л., Водлазский Ф.В., Степанов С.И., Илларионова С.М., Шабанов М.А., Попов А.А.* Сплавы на основе орторомбического интерметаллида титана Ti₂AlNb: фазовый состав, легирование, структура, свойства // *Металлург.* 2023. № 3. С. 42–54.
17. *Goyal K., Sardana N.* Mechanical Properties of the Ti₂AlNb Intermetallic: A Review // *Trans Indian Inst Met.* 2021. V. 74. № 8. P. 1839–1853.
18. *Иванов В.И., Ночовная Н.А.* Перспективы применения жаропрочных материалов на основе алюминидов титана // *Титан.* 2007. № 1. С. 44–48.
19. *Skvortsova S.V., Il'in A.A., Mamonov A.M., Nochovnaya N.A., Umarova O.Z.* Structure and properties of semifinished sheet products made of an intermetallic refractory alloy based on Ti₂AlNb // *Mater. Sci.* 2016. V. 51. No. 6. P. 821–826.
20. *Zhou Y.H., Wang D.W., Song L.J., Mukhtar A., Huang D.N., Yang C., Yan M.* Effect of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of Ti₂AlNb intermetallic fabricated by selective laser melting // *Mater. Sci. & Eng. A.* 2021. V. 817. P. 141352.
21. *Yang X., Zhang B., Bai Q., Xie G.* Correlation of microstructure and mechanical properties of Ti₂AlNb manufactured by SLM and heat treatment // *Intermetallics.* 2021. V.139. P. 107367.
22. *Demakov S.L., Komolikova E.M., Vodolazskii F.V., Popov A.A.* A Diagram of isothermal decomposition of the β -phase in Ti-22Al-26Nb-0.5Zr-0.4Mo Alloy // *Mater. Sci.* 2008. V. 44. No. 3. P. 374–379.
23. *Bu Z.Q., Zhang Y.G., Yang L., Kang J.M., Li J.F.* Effect of cooling rate on phase transformation in Ti₂Al-Nb alloy // *J. Alloys and Compounds.* 2022. № 893. P. 162364.
24. *Уэндландт У.* Термические методы анализа. М.: Мир, 1978. 527 с.
25. *Sadi F.A., Servant C.* On the B2→O phase transformation in Ti–Al–Nb alloys // *Mater. Sci. Eng.: A.* 2003. V. 346. P. 19–28.
26. *Illarionov A.G., Grib S.V., Popov A.A.* Phase transformations in the quenched alloy based on orthorhombic titanium aluminide during heating // *Solid State Phenomena.* 2021. V. 316. P. 473–478.
27. *Демаков С.Л., Водлазский Ф.В., Рыжков М.А., Степанов С.И., Гадеев Д.В.* Термокинетические диаграммы превращения β -фазы сплава ВТ8М // *Титан.* 2012. № 2. С. 29–34.
28. *Zavodov A.V., Nochovnaya N.A., Lyakhov A.A., Filonova E.V.* Effect of deformation band on the strength of a rolled plate of intermetallic titanium alloy based on Ti-22Al-25Nb system // *Mater. Characterization.* 2021. V. 180. P. 111438.
29. *Колачев Б.А., Егорова Ю.Б., Белова С.Б.* О связи температуры $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ -перехода промышленных титановых сплавов с их химическим составом // *Металловедение и термич. обр. металлов.* 2008. № 8. С. 10–14.
30. *Александров В.К., Аношкин А.Ф., Белозеров А.П., Бочвар Г.А., Брун М.Я., Гельман А.А., Данилкин В.А., Дьяконов Ю.А., Евменов О.П., Ерманок М.З., Илларионов Э.И., Исаев А.А., Казаков К.А., Королева А.И., Корякин С.С., Кушакевич С.А., Ледер О.Р., Ловцов В.М., Локшин М.З., Микляев П.Г., Павлов С.В., Перцовский Н.З., Пилипенко А.Л., Плотников Т.П., Полькин И.С., Русанов Н.В., Сигалов Ю.М., Слобцов П.И., Согришин Ю.П., Соболев Ю.П., Тетюхин В.В., Тимофеева Л.Н., Усова В.В., Цапалова Н.К., Шамраев В.Н., Шаханова Г.В., Шилин О.К.* Полуфабрикаты из титановых сплавов / Под ред. А.Ф. Аношкина, М.З. Ерманока. М.: ВИЛС, 1996. 581 с.
31. *Хаджиева О.Г., Илларионов А.Г., Попов А.А.* Влияние старения на структуру и свойства закаленного сплава на основе орторомбического алюминида титана (Ti₂AlNb) // *ФММ.* 2014. Т. 115. № 1. С. 14–22.
32. *Kestner-Weykamp H.T., Ward C.H., Broderick T.F., Kaufman M.J.* Microstructures and phase relationships in the Ti₃Al + Nb system // *Scripta Metal.* 1989. V. 23. P. 1697–1702.
33. *Tretyachenko L.* Aluminium–Niobium–Titanium, in: Landolt-Bornstein, "Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology (New Series), Group IV: Physical Chemistry. Ed.W. Martensen, "Ternary Alloy Systems. Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data Critically Evaluated by MSIT". G. Effenberg, S. Ilyenko (Eds.). Springer-Verlag. 2005. V. 11A3. P. 334–379.
34. *Окишев К.Ю.* Кристаллохимия и дефекты кристаллического строения. Учебное пособие. Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2007. 97 с.
35. *Попов А.А., Илларионов А.Г., Гриб С.В., Демаков С.Л., Карабанов М.С., Елкина О.А.* Фазовые

- и структурные превращения в сплаве на основе орторомбического алюминид титана // ФММ. 2008. Т. 106. № 4. С. 414–425.
36. Попов А.А., Гадеев Д.В., Илларионов А.Г., Демаков С.Л. Способ определения температуры полного полиморфного превращения жаропрочных двухфазных титановых сплавов (альфа+бета)-мартенситного класса Патент на изобретение RU2498280C1, 10.11.2013. Заявка № 2012120737/28 от 18.05.2012.
37. Демаков С.Л., Водолазский Ф.В. Исследование влияния температуры закалки на структуру и свойства сплава Ti – 19,6Al – 12,4Nb – 1,5V – 0,9Zr – 0,6Mo // Металловедение и термич. обр. металлов. 2018. № 5. С. 35–41.
38. Demakov S., Kylosova I., Stepanov S., Bönisch M. A General model for the crystal structure of orthorhombic martensite in ti alloys // Acta Crystallographica Section B: Structural Science, Crystal Engineering and Materials. 2021. T. 77. № 2. С. 749–762.
39. Demakov S.L., Stepanov L.S., Popov A.A. Phase transformations in an α_2 titanium superalloy: I. Effects of the quenching temperature and time at quenching temperature on the phase composition and structure of the alloy // Phys. Met. Metal. 1998. T. 86. № 5. С. 497–502.
40. Лившиц Б.Г., Крапошин В.С., Линецкий Я.Л. Физические свойства металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1980. 320 с.
41. Zhou Y.H., Wang D.W., Song L.J., Mukhtar A., Huang D.N., Yang C., Yan M. Effect of Heat Treatments on the Microstructure and Mechanical Properties of Ti2AlNb Intermetallic Fabricated by Selective Laser Melting // Mater. Sci. Eng. A. 2021. V. 817. P. 141352.
42. Демаков С.Л., Водолазский Ф.В., Илларионов А.Г., Шабанов М.А. Влияние условий охлаждения на структуру и свойства сплава ВТИ-4 // Металловедение и термич. обр. металлов. 2022. № 8. С. 34–39.