

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.295'71:539.374

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЗАКАЛКИ НА СТАБИЛЬНОСТЬ β-ТВЕРДОГО РАСТВОРА В ВЫСОКОПРОЧНОМ ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ

© 2019 г. А. Г. Илларионов^{a, b, *}, И. В. Нарыгина^a, С. М. Илларионова^a, М. С. Карабаналов^a

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

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

*e-mail: illarionovag@mail.ru

Поступила в редакцию 03.10.2018 г.

После доработки 09.10.2018 г.

Принята к публикации 04.12.2018 г.

Методами оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного фазового, микрорентгеноспектрального, термического и дюрOMETрического анализов изучено изменение структуры и фазового состава в высокопрочном титановом сплаве Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr при закалке в воде и на воздухе с температур нагрева, соответствующих β-области (в диапазоне 860–1000°C), и при последующем непрерывном нагреве. Показано, что температура нагрева в значительной степени влияет на структуру сплава Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr после охлаждения. При значительном перегреве выше температуры полиморфного превращения $T_{\text{пп}} + 100\text{--}150^\circ\text{C}$ в сплаве увеличивается число вакансий, активизирующих диффузионные процессы и способствующих появлению при закалке на воздухе “выделений” в виде одиночных или пересекающихся пакетов толщиной 3–5 мкм тончайших пластин, имеющих ОЦК-решетку, как у β-матрицы, и обогащенных Al, Mo, Cr. Это приводит при последующем непрерывном нагреве к торможению распада метастабильного матричного β-твердого раствора с образованием промежуточных фаз по гомогенному механизму и активизирует по сравнению с закалкой в воду диффузионное β → α-превращение по гетерогенному механизму распада.

Ключевые слова: титановый сплав Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr, закалка, термический анализ, расслоение, распад, структура, фазовый состав, твердость

DOI: 10.1134/S001532301905005X

ВВЕДЕНИЕ

Титановый сплав Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr (VST5553), разработанный ПАО “Корпорация ВСМПО-АВИСМА” [1] находит все более широкое применение для изготовления штампованных поволоков шасси самолетов [2] за счет повышенной прочности после упрочняющей термической обработки по сравнению со сплавом Ti–10V–2Fe–3Al [3], высокой сопротивляемости развитию трещин после обработки по режиму BASCA [4, 5]. В процессе производства изделия сплав может подвергаться обработке на метастабильный β-твердый раствор с нагревом в β-область и последующей закалкой как в воде, так и на воздухе, благодаря высокой прокаливаемости [6]. Однако к настоящему моменту данные о формируемом фазовом составе в сплаве при закалке и последующем нагреве не являются полными, поскольку преимущественно получены после закалки в воду [7–9] и в среды с более высокой скоро-

стью охлаждения по сравнению с воздухом [10]. Практически отсутствуют исследования по формированию структуры сплава VST5553 в результате мягкой закалки на воздухе и процессов последующего распада фиксируемого метастабильного β-твердого раствора при нагреве. В связи с этим в настоящей работе проведено изучение влияния параметров закалки (температура нагрева, время выдержки, среда охлаждения (вода/воздух)) на стабильность β-твердого раствора в сплаве Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr к распаду как в ходе закалки, так и при последующем непрерывном нагреве.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ

Материалом исследования служил сплав Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr, имеющий температуру полиморфного α + β-β-превращения ($T_{\text{пп}}$) 855°C. Образцы размером 15 × 20 × 20 мм, вырезали из

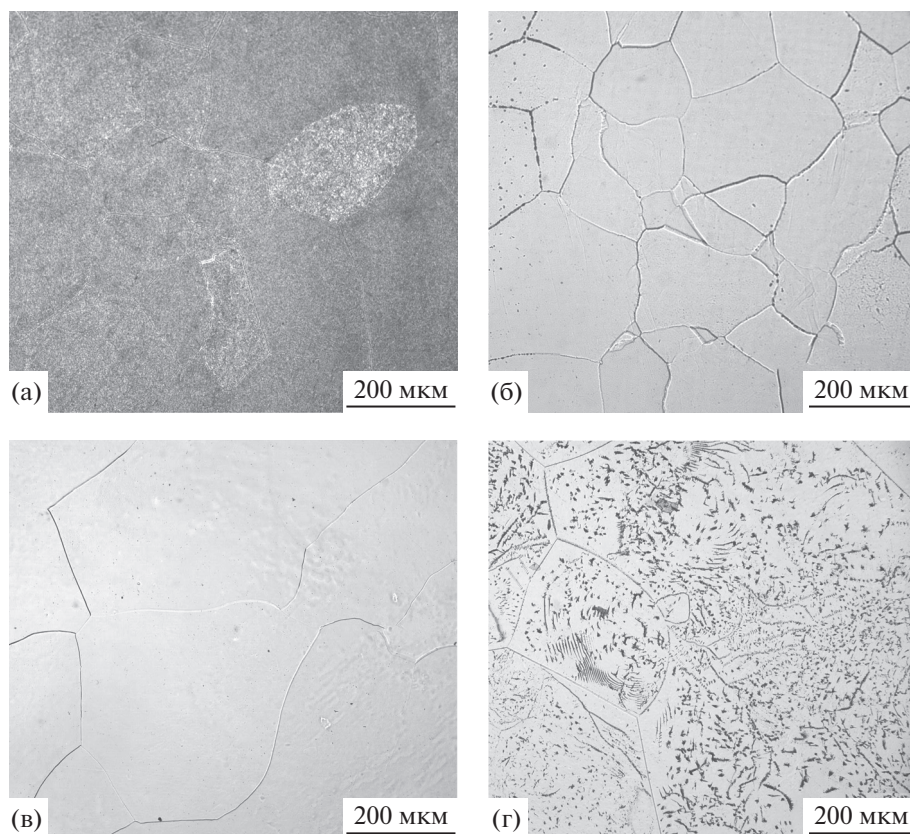


Рис. 1. Структура сплава Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr в исходном состоянии (а) и после закалки (б–г) в воде (б, в) и на воздухе (г), б – $T_H = 860^\circ\text{C}$, в, г – $T_H = 950^\circ\text{C}$ (выдержка при $T_H - 30$ мин).

штампованной заготовки. Заготовка получена деформацией в β -области, охлаждена на воздухе и состарена при температуре 600°C . Операция закалки включала нагрев в β -область до 860 , 880 , 900 , 950 и 1000°C , выдержку при этих температурах в течение 30 мин или 2 ч, затем охлаждение в воде или на воздухе.

Исследование проведено методами оптической (ОМ), растровой (РЭМ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), рентгеноструктурного фазового (РСФА), микрорентгено-спектрального (МРСА), термического и дюриметрического анализов. Для металлографического анализа структуры использовали оптический микроскоп Olympus JX51 при увеличениях до 1000 крат. Размер β -зерна и объемную долю выделений определяли методами секущих и сеток [11] соответственно. РЭМ проводили на приборе JSM6490LV с использованием специализированной приставки Oxford Inca для МРСА локального химического состава образцов. ПЭМ осуществляли на микроскопе JEM-2100 при ускоряющем напряжении 160 кВ. Фазовый состав образцов определяли на дифрактометре Bruker Advance-D8 в $\text{CuK}\alpha$ -излучении в диапазоне углов $2\theta = 33^\circ - 67^\circ$. Термиче-

ский анализ проводили на приборе STA 449 C Jupiter фирмы Netzsch с записью термограмм в интервале от 20 до 1000°C со скоростью нагрева $20^\circ\text{C}/\text{мин}$ в проточной атмосфере высокочистого аргона. Твердость по Роквеллу (HRC) определяли на твердомере Wilson (5 измерений на образец).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Анализ микроструктуры сплава в исходном состоянии показал, что деформация в β -области с последующим охлаждением на воздухе обеспечивает развитие рекристаллизационных процессов и формирование близких к равноосным β -зерен (рис. 1а) со средним размером 230 ± 20 мкм.

Старение при 600°C способствует протеканию процессов распада метастабильного β -твердого раствора, фиксируемого в ходе охлаждения с температур деформации, и образованию в теле β -зерен дисперсных α -частиц, что обуславливает получение характерной для этой температуры старения сплава твердости на уровне 42 HRC [12]. По данным РСФА определены периоды кристаллических решеток для α -фазы ($a = 0.292$ нм, $c = 0.466$ нм, $c/a = 1.59$) и β -фазы ($a = 0.321$ нм). Та-

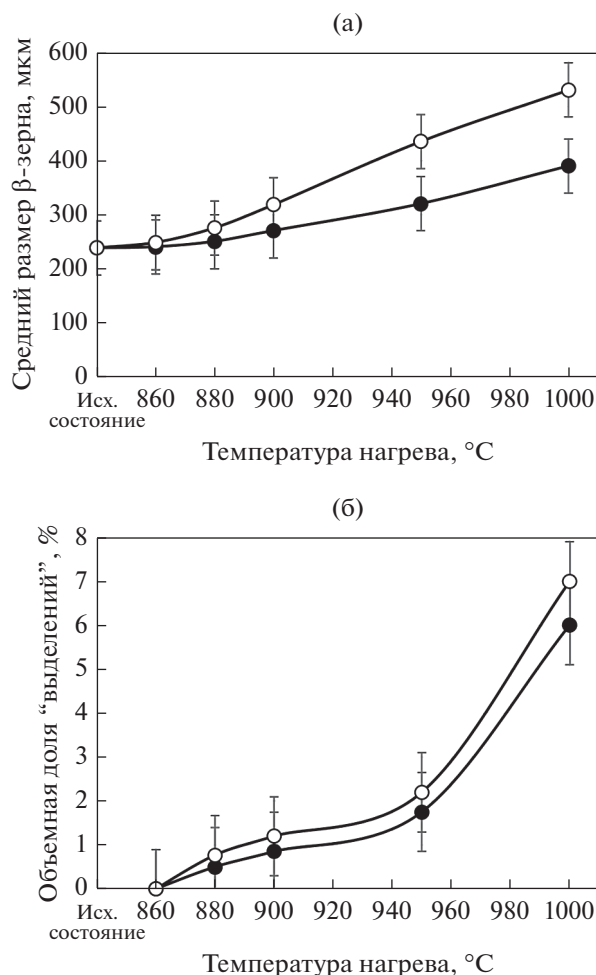


Рис. 2. Влияние температуры нагрева и времени выдержки на средний размер β -зерна (а) и объемную долю "выделений" (б) в сплаве Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr при охлаждении на воздухе: —●— выдержка 30 мин, —○— выдержка 2 ч.

кой же период решетки β -фазы получен после старения сплава при 600°C в работе [5].

Закалка сплава от температур нагрева выше $T_{пп}$ в исследуемом интервале 860–1000°C приводит к укрупнению исходных β -зерен в образцах тем активнее, чем выше температура нагрева (рис. 1б, 1в) и больше время выдержки (рис. 2а).

Размер исходного β -зерна после 2-часовой выдержки при 1000°C увеличивается с 230 до 530 мкм, то есть практически в 2.5 раза (рис. 2а). Смена среды охлаждения при закалке с воды на воздух не приводит к значимому изменению размера β -зерна при аналогичных температурах нагрева и времени выдержки, но при этом наблюдаются отличия во внутризеренной структуре (рис. 1в, 1г).

После закалки в воде в β -зернах отсутствуют выделения второй фазы (рис. 1в). Закалка сплава на воздухе приводит к появлению в β -зернах вы-

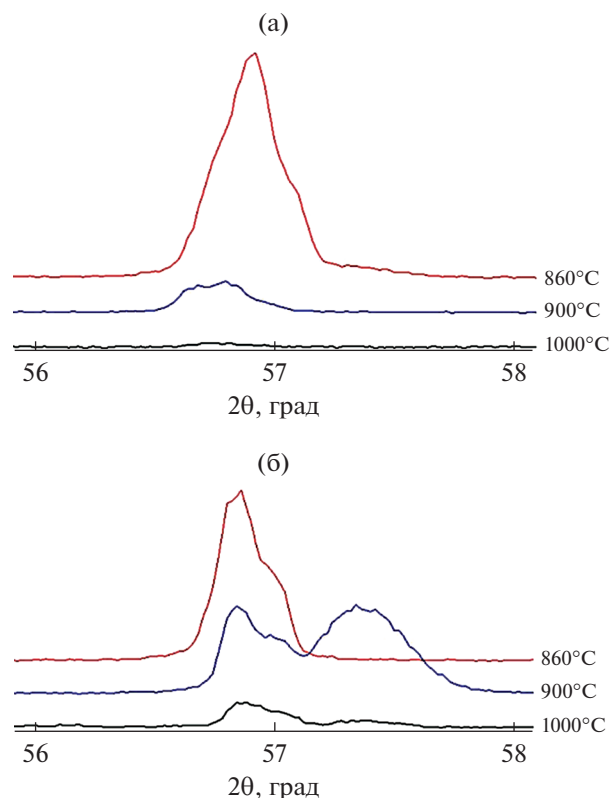


Рис. 3 Дифрактограммы сплава Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr после охлаждения от различных температур (выдержка 30 мин) в воду (а) и на воздухе (б). Участок вблизи линии (200) β .

делений второй фазы (рис. 1г). Фиксируемые выделения имеют неравномерное распределение по β -зернам: встречаются зерна как с большим их количеством, так и практически без них. При увеличении температуры нагрева и времени выдержки при закалке на воздухе в сплаве возрастает объемная доля выделений, фиксируемых в большем количестве β -зерен (рис. 2б).

На дифрактограммах образцов, охлажденных как в воде, так и на воздухе, линий других фаз кроме β -твердого раствора не обнаружено (рис. 3). Но после охлаждения на воздухе линии β -фазы начинают раздваиваться, очевидно, в результате формирования двух β -твердых растворов разного химического состава (рис. 3б). По данным РСФА был проведен расчет периодов решетки фиксируемых β -твердых растворов (рис. 4).

После закалки в воду период кристаллической решетки метастабильной β -фазы остается практически неизменным в исследованном интервале температур нагрева (рис. 4), очевидно, из-за идентичности химического состава β -фазы при нагреве в β -область и после охлаждения вследствие подавления развития диффузионных процессов в сплаве. Для сплава после мягкой закалки на воздухе были

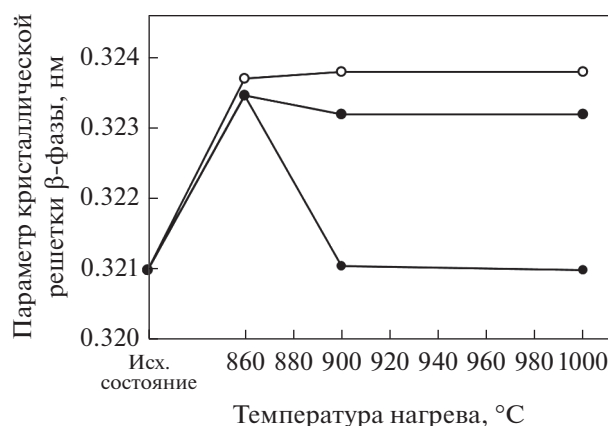


Рис. 4. Периоды кристаллической решетки β -фазы в зависимости от температурно-скоростных параметров закалки сплава Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr (время выдержки 30 минут при температуре нагрева): —●— — охлаждение на воздухе, —○— — охлаждение в воде.

рассчитаны периоды кристаллической решетки для двух β -твердых растворов, исходя из раздвоения линий β -фазы на дифрактограммах (рис. 4).

Раздвоение линий свидетельствует о формировании концентрационного изоструктурного расслоения в β -твердом растворе за счет развития диффузионных процессов при замедленном охлаждении. На основании этого мы считаем, что обнаруженные в структуре выделения являются областями β -твердого раствора, имеющими отличный от матричной β -фазы химический состав вследствие реализации в ней процессов расслоения легирующих элементов. Ранее процессы расслоения β -твердого раствора при охлаждении фиксировали в сплавах систем Ti–Al–V [13], Ti–Al–Cr–V [14], Ti–Al–Mo [15], Ti–Al–Mo–V–Cr–

Таблица 1. Химический состав областей, указанных цифрами на рис. 5а (данные МРСА)

Химический элемент	Содержание, мас. %				
	“выделения”			β -матрица	
	1	2	3	4	5
Al	6.5	7.0	6.1	5.6	5.8
Ti	78.9	78.3	78.9	80.2	80.1
V	5.1	5.2	5.2	5.6	5.8
Cr	3.4	3.3	3.7	3.0	3.0
Fe	0.4	0.5	0.5	0.4	0.4
Mo	5.7	5.7	5.6	5.2	4.9
Всего:	100.0	100.00	100.00	100.00	100.00

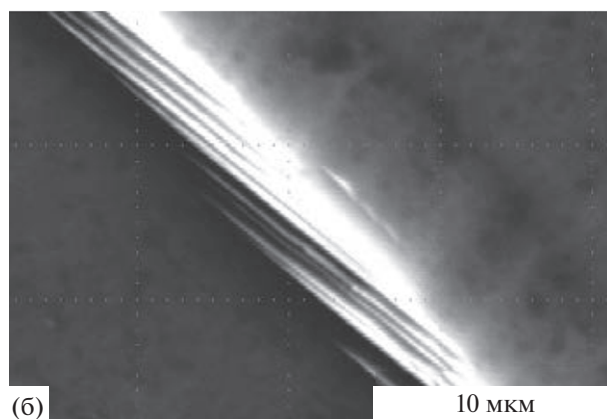
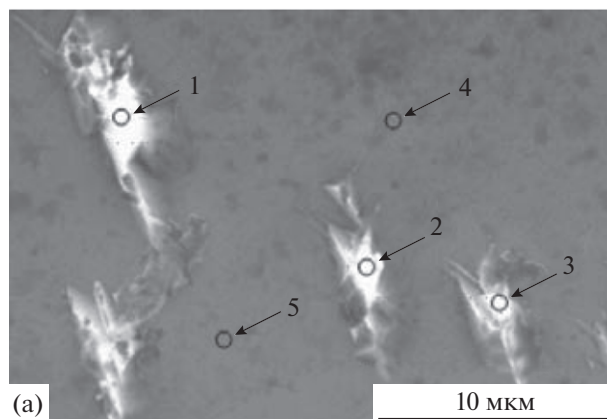


Рис. 5. Структура сплава Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr с выделениями после нагрева на 1000°C, выдержки 2 ч (охлаждение на воздухе): а — одиночные пластины, б — пакеты пластин.

Fe [16] как промежуточную стадию перед образованием вторых фаз с отличной от β -фазы кристаллической решеткой.

Исследование обнаруженных изоструктурных β -выделений методом РЭМ показало, что они могут быть ориентированы определенным образом в теле зерна и представлять собой либо одиночные пластины (рис. 5а), либо пакеты толщиной 3–5 мкм тончайших пластин (рис. 5б).

МРСА (табл. 1) показал, что для химического состава микрообластей с многокомпонентными выделениями (обозначены стрелками 1, 2, 3 на рис. 5а), характерно обогащение по α -стабилизатору — алюминию и β -стабилизаторам — молибдену, хрому (частично по железу), и обеднение по ванадию по сравнению с химическим составом β -матрицы (обозначена стрелками 4, 5 на рис. 5а). Совместное обогащение областей β -твердого раствора алюминием и β -стабилизаторами наблюдали в сплаве ВТ22И с близкой системой легирования по отношению к Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr в работе [17]. Авторы [17] связывали данное

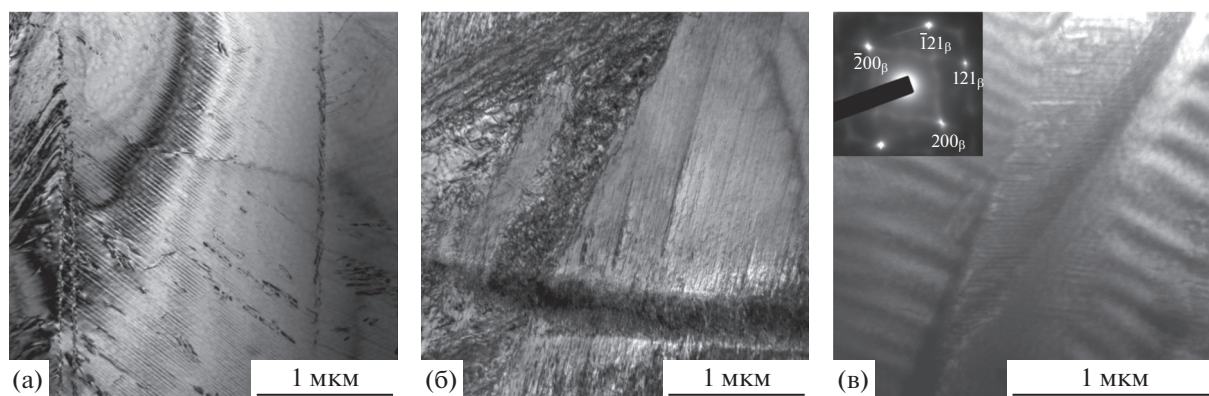


Рис. 6. Структура сплава Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr, охлажденного после выдержки 2 ч при 1000°C в воду (а), на воздухе (б, в).

явление с зафиксированным методом ПЭМ процессом упорядочения в β -твердом растворе по типу A_7B , где A — это атомы титана, а B — алюминий и β -стабилизаторы. В настоящей работе на полученных методом ПЭМ электронограммах с β -твердого раствора сверхструктурных рефлексов, указывающих на упорядочение не обнаружено (рис. 6). Наблюдаемые в структуре сплавов VT22И и VST5553 различия, по-видимому, связаны с более высоким содержанием алюминия в сплаве VST5553 по сравнению с VT22И, что не позволяет получить необходимый для упорядочения стехиометрический состав в микрообъемах выделений, образующихся при расслоении.

Анализ данных ПЭМ (рис. 6) подтвердил данные РСФА, что в сплавах, охлажденных как в воде, так и на воздухе, присутствует только β -твердый раствор с ОЦК-решеткой. В β -матрице наблюдаются относительно равномерно распределенные единичные дислокации в форме петель и небольшое количество дислокационных скоплений в виде “полос” при охлаждении в воду (рис. 6а), тогда как при охлаждении на воздухе количество дислокационных скоплений такой формы резко возрастает, причем множество полос пересекаются между собой (рис. 6б, 6в). Особенностью электронограмм, снятых с таких участков, явилось диффузное рассеяние вдоль направлений $\langle 112 \rangle_\beta$, проявляющееся в виде тяжей (рис. 6в). Согласно данным работ [18, 19] наблюдаемая конфигурация тяжей связана с возникновением в β -матрице ближнего порядка смещений атомов, приводящих к образованию конфигураций атомов, симметрия которых характерна для ГПУ-решетки α -выделений.

Средние значения твердости после различных режимов закалки практически не изменяются и составляют ~ 31 – 32 HRC — типичные значения

для сплава Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr, закаленного из β -области [12].

Сопоставление представленных данных, полученных различными методами структурного и химического анализа, показывает, что зафиксированные выделения являются изоструктурной β -фазой, имеющей ОЦК-решетку, как и у β -матрицы, но обогащенной легирующими элементами (Al, Mo, Cr). Исходя из этого, мы считаем, что эти выделения представляют собой новую изоструктурную фазу на основе β -твердого раствора, появившуюся вследствие его расслоения по легирующим элементам при мягкой закалке на воздухе. При этом процесс расслоения идет тем активнее, чем выше температура нагрева в β -область. В качестве объяснения этого предлагаем следующее. Повышение температуры нагрева под закалку, как известно [20], способствует образованию большего числа равновесных вакансий в сплаве, что активизирует развитие диффузионных процессов распада в β -твердом растворе при охлаждении, обеспечивая образование большей объемной доли фиксируемых выделений (рис. 2б). Из-за определяющей роли вакансий в образовании выделений они практически отсутствуют вблизи границ зерен, которые служат эффективными стоками вакансий (рис. 1г).

По известной концентрационной зависимости равновесных вакансий от температуры [20]: $C = \exp(-E/kT)$, где C — концентрация вакансий в сплаве, E — энергия, необходимая для образования 1 моля вакансий в сплаве, k — константа Больцмана (8.617×10^{-5} эВ/К), T — температура нагрева в Кельвинах, было оценено, во сколько раз увеличивается концентрация вакансий при повышении температуры закалки с 860 до 1000°C.

Оказалось, что при характерных для титановых сплавов на основе β -фазы значениях $E = 1.35$ – 2.70 эВ [21], отношение C_{1000}/C_{860} лежит в

интервале 13–164. Т.е. с повышением температуры закалки от 860 до 1000°C концентрация вакансий увеличивается на 1–2 порядка и это сказывается при охлаждении на воздухе на скорости развития процессов расслоения с образованием фиксируемых выделений.

Для оценки влияния метастабильного состояния после закалки на процессы последующего распада методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) была изучена стадийность превращений матричного метастабильного β -твердого раствора в образцах, закаленных с 1000°C в воде и на воздухе, при их непрерывном нагреве (рис. 7).

На термограммах нагрева были обнаружены два экзотермических эффекта в температурных интервалах ~ 140 – 300°C , и ~ 360 – 680°C . Исходя из анализа литературных данных о процессах распада метастабильного β -твердого раствора в сплавах титана при нагреве [15, 22], низкотемпературный экзотермический эффект в интервале ~ 140 – 300°C обусловлен формированием в β -матрице предвыделений промежуточных фаз ω (V_ω) или низкотемпературной α_n -фазы (V_{α_n}). В нашем случае, по данным электронной микроскопии (рис. 6), свидетельствующим о наличии в закаленных сплавах α -образных смещений, это могут быть предвыделения α_n -фазы (V_{α_n}). Известно [22], что формирование предвыделений V_{α_n} происходит по гомогенному механизму распада. Поэтому большую роль в этом процессе должна играть концентрация вакансий, созданная в материале до воздействия на данный материал непрерывного нагрева. Так как при мягкой закалке образцов на воздухе процессы, направленные на образование предвыделений, уже имели место, то при последующем нагреве они получают меньшее развитие, чем в закаленных в воду образцах, где эти процессы были “заморожены”, но при этом сохранилось большее количество неравновесных вакансий. Вследствие этого интенсивность низкотемпературного эффекта выше в образцах, закаленных в воду (см. рис. 7).

Экзотермический эффект в интервале ~ 360 – 680°C имеет сложный вид, обусловленный наложением друг на друга двух экзотермических эффектов — одного, протекающего в интервале ~ 360 – 520°C , и второго — при более высоких температурах вплоть до 680°C . Экзотермический эффект, фиксируемый в диапазоне ~ 360 – 520°C , в соответствии с данными работ по сплавам аналогичного класса [22, 23], связан с развитием распада β -твердого раствора с образованием низкотемпературной α_n (α_{iso})-фазы с ромбической решеткой по промежуточному механизму, имеющему черты сдвигового и диффузионного превращений. Этот экзотермический эффект плавно сменяется

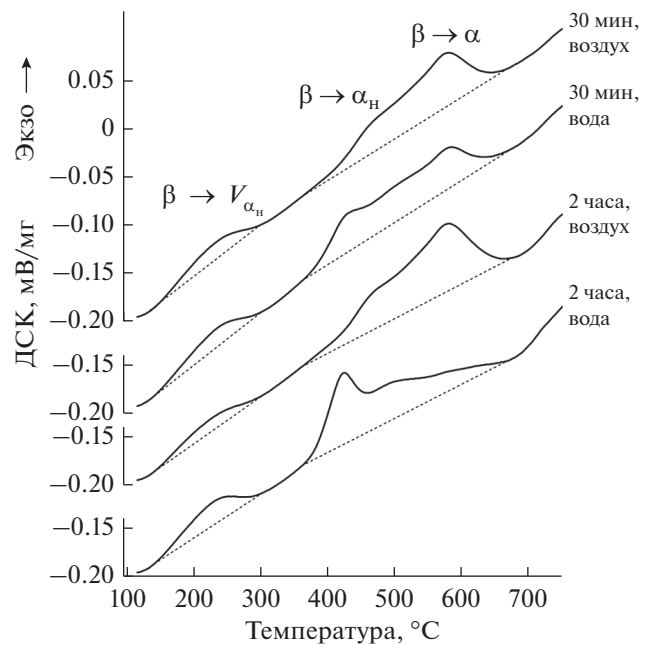


Рис. 7. Термограммы нагрева сплава Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr, охлажденного с температуры 1000°C по различным режимам.

вторым более высокотемпературным экзотермическим эффектом, характеризующим, в соответствии с данными работы [23], протекание диффузионного $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения с образованием равновесной α -фазы с ГПУ-решеткой по гетерогенному механизму зарождения на дислокациях и границах зерен. В этом интервале также может происходить либо растворение ранее выделившейся неравновесной α_n -фазы, либо ее преобразование в равновесную α -фазу. Сохранение большей концентрации неравновесных вакансий после резкой закалки в воду объясняет большую интегральную интенсивность экзотермического эффекта, связанного с промежуточным превращением по гомогенному механизму, по сравнению с величиной эффекта от диффузионного превращения по гетерогенному механизму при мягкой закалке на воздухе (см. рис. 7).

Увеличение времени выдержки с 30 мин до 2 ч при закалке в воду, по-видимому, способствует сохранению большего количества закалочных вакансий за счет уменьшения протяженности границ β -зерен, служащих стоками для вакансий, в фиксируемом более крупном зерне (рис. 2а). В результате после 2-часовой выдержки наиболее полно проходит промежуточное $\beta \rightarrow \alpha_n$ -превращение по гомогенному механизму при температурах ~ 360 – 520°C и менее активно диффузионное $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение по гетерогенному механизму.

му при более высоких температурах нагрева, а после 30-минутной выдержки – наоборот (рис. 7).

Изменение времени выдержки при 1000°C от 30 мин до 2 ч для образцов, охлажденных на воздухе, способствует уменьшению интенсивности низкотемпературного экзоэффекта в интервале ~140–300°C и увеличению величины экзоэффекта в интервале температур ~360–680°C. Причину такого изменения соотношения экзоэффектов мы связываем с различной фиксируемой концентрацией вакансий при мягкой закалке на воздухе после выдержки 30 мин и 2 ч. Как было установлено ранее (рис. 2б), количество наблюдаемых выделений после 2-часовой выдержки больше, чем после 30-минутной, соответственно, концентрация неравновесных вакансий, сохранившихся при охлаждении с 30-минутной выдержки, выше, чем после 2-часовой. Поэтому низкотемпературное превращение после 30-минутной выдержки идет активнее, а высокотемпературное, напротив, несколько тормозится, и это проявляется в соотношении эффектов.

Исходя из представленных данных, присутствие обнаруженных после мягкой закалки на воздухе в сплаве Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr выделений (рис. 1, 2) и, очевидно, меньшее количество сохранившихся неравновесных закалочных вакансий в структуре тормозит при последующем нагреве процессы распада β -твердого раствора в низкотемпературной области по гомогенному механизму и активизирует $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение по гетерогенному механизму.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Показано, что температура нагрева в β -области в значительной степени влияет на структуру сплава Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr после закалки. При значительном перегреве на $T_{\text{мн}} + (100–150^\circ\text{C})$ в сплаве резко увеличивается число вакансий, активизирующих диффузионные процессы, которые становятся причиной появления при закалке на воздухе изоструктурных β -выделений, не формирующих собственной кристаллической решетки при распаде β -матрицы, в виде одиночных или пересекающихся пакетов толщиной 3–5 мкм тончайших пластин. Это приводит при последующем непрерывном нагреве мягко закаленного сплава по сравнению со сплавом после закалки в воду к торможению процессов распада β -твердого раствора в низкотемпературной области по гомогенному механизму и активизации $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения по гетерогенному механизму распада.

Работа выполнена при финансовой поддержке постановления № 211 Правительства Российской Федерации, контракт № 02.A03.21.0006 и госзада-

ния в рамках базовой темы № 11.8386.2017/8.9 Министерства образования и науки РФ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Тетюхин В.В., Захаров Ю.И., Левин И.В. Сплав на основе титана и способ термической обработки крупногабаритных полуфабрикатов из этого сплава: Патент № 2169204 РФ: Заявл. 19.07.00; опубл. 20.06.01, 2 с.
2. Cotton J.D., Briggs R.D., Boyer R.R., Tamirisakandala S., Russo P., Shchetnikov N., Fanning J.C. State of the Art in Beta Titanium Alloys for Airframe Applications// JOM. 2015. V. 67. № 6. P. 1281–1303.
3. Тетюхин В.В., Левин И.В., Волков А.В. Новые титановые сплавы корпорации ВСМПО-АВИСМА / Материалы 1-ой российской конференции “Кузнцы Урала–2005”, Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2005. С. 412–417.
4. Briggs R.D. Tough, high-strength titanium alloys; methods of heat treating titanium alloys / Патент США № 7785429, 2010.
5. Демаков С.Л., Гадеев Д.В., Илларионов А.Г., Ивасишин О.М. Влияние термической обработки на структуру и характер разрушения титанового сплава VST5553 // Металл. 2015. № 8. С. 26–31.
6. Fanning J.C. Properties of TIMETAL 555 (Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr–0.6Fe) // JMEPEG. 2005. V. 14. P. 788–791.
7. Nag S., Banerjee R., Srinivasan R., Hwang J.Y., Harper M., Fraser H.L. ω -Assisted nucleation and growth of a precipitates in the Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr–0.5Fe β titanium alloy // Acta Mater. 2009. V. 57. P. 2136–2147.
8. Clement N., Lenain A., Jacques P.J. Mechanical Property Optimization via Microstructural Control of New Metastable Beta Titanium Alloys // JOM. 2007. V. 59. P. 50–53.
9. Быков В.А., Куликова Т.В., Ведмидь Л.Б., Фишман А.Я., Шуняев К.Ю., Таренкова Н.Ю. Теплофизические свойства титанового сплава Ti–5Al–5V–5Mo–3Cr–1Zr // ФММ. 2014. Т. 115. № 7. С. 751–755.
10. Jones N.G., Dashwood R.J., Jackson M., Dye D. β Phase decomposition in Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr // Acta Mater. 2009. V. 57. P. 3830–3839.
11. Вассерман А.М., Данилкин В.А., Коробов О.С., Кудряшов В.Г., Наумов Н.М., Поляков В.М., Синяевский В.С., Фридман Г.И., Хаюров С.С. Методы контроля и исследования легких сплавов: Справочник. М.: Металлургия. 1985. 510 с.
12. Wain N., Hao X.J., Ravi G.A., Wu X. The influence of carbon on precipitation of α in Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr // Mater. Sci. Eng. A. 2010. V. 527. P. 7673–7683.
13. Harmon E.L., Troiano A.R. β -transformation characteristics of Ti alloyed with V and Al // Trans. ASM. 1961. V. 53. P. 43–53.
14. Narayanan G.H., Archbold T.F. Decomposition of the metastable β -phase in all-beta-alloy TiV13Cr11Al3 // Met. Trans. 1970. № 1. P. 2281–2290.
15. Цвиккер У. Титан и его сплавы. М.: Мир, 1979. 512 с.

16. *Водолазский Ф.В., Илларионов А.Г., Попов А.А., Ле-дер М.О., Жлоба А.В., Скидан А.В.* Исследование процессов изотермического распада β -твердого раствора в титановом сплаве VST2 // МИТОМ. 2015. № 8. С. 11–16.
17. *Илларионов А.Г., Корелин А.В., Попов А.А., Илларионова С.М., Елкина О.А.* Формирование структуры, фазового состава и свойств в титановом сплаве VT22И при изотермической и термомеханической обработке // ФММ 2018. Т. 119. № 8. С. 827–835.
18. *Лясоцкий И.В., Лясоцкая В.С., Красноянцева Л.С., Феоктистова Е.А.* Структурные изменения при нагреве сложнолегированного титанового сплава // ФММ. 1980. Т. 49. Вып. 6. С. 1307–1311.
19. *Тяпкин Ю.Д.* Электронография (применение метода диффузного рассеяния электронов в физическом металловедении) / Сб. “Итоги науки и техники”, серия “Металловедение и термическая обработка”. 1977. Т. 11. С. 113–152.
20. *Штремель М.А.* Прочность сплавов. Ч. 1. Дефекты решетки. М. МИСиС, 1999. 384 с.
21. *Смитлз К.Дж.* Металлы. Справочник. М.: Металлургия, 1980. 447 с.
22. *Попов А.А., Анисимова Л.И., Кибальник В.Д.* Исследование распада метастабильной β -фазы при непрерывном нагреве титановых сплавов // ФММ. 1981. Т. 52. Вып. 4. С. 829–837.
23. *Pere Barriobero-Vila, Guillermo Requena, Sabine Schwarz, Fernando Warchomicka, Thomas Buslaps* Influence of phase transformation kinetics on the formation of α in a β -quenched Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr–1Zr alloy // Acta Mater. 2015. V. 95. P. 90–101.