

Структурные изменения в естественно состаренных сплавах на основе никелида титанаЕ. А. Бровкина^{1,*}, Т. Ю. Киселева¹, В. В. Снегирев², А. Г. Хунджуа^{1†}*Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова, физический факультет*¹*кафедра физики твердого тела,*²*кафедра общей физики и физики конденсированного состояния
Россия, 119991, Москва, Ленинские горы, д. 1, стр. 2*

(Поступила в редакцию 27.04.2026; подписана в печать 01.05.2026)

Методом рентгеноанализа поликристаллов исследовалось влияние длительного естественного старения на структуру и характеристики мартенситных превращений в трехкомпонентных сплавах на основе никелида титана, легированных ниобием, ванадием, кремнием и медью. Изделия из никелида титана используются в медицине в качестве имплантов и вживляются в организм человека на многие годы и десятилетия, что влечет за собой требование к неизменности характеристик материала на протяжении длительного срока эксплуатации во избежание трагических последствий. Установлено, что увеличение длительности изотермического старения при комнатной температуре с 3–6 лет до 45 лет оказало влияние на структурно-фазовое состояние каждого исследованного сплава. Сплавы $Ti_{46}Ni_{46}Cu_8$, $Ni_{51}Ti_{45}Si_4$, $Ti_{46}Ni_{46}Nb_8$, $Ti_{44}Ni_{44}Nb_{12}$ обнаруживают достаточно слабое изменение кристаллического состояния. Сплавы системы $TiNi-V(Ti_{48}Ni_{48}V_4$ и $Ti_{46}Ni_{46}V_8)$ в естественным образом стареющих образцах демонстрируют наибольшую нестабильность на уровне кристаллической структуры, что ставит вопрос о предельном внимании к безопасности применения изделий из никелида титана и сплавов на его основе в медицинских целях.

PACS: 81.30.Kf

УДК: 538.9

Ключевые слова: твердые растворы на основе никелида титана, мартенситные превращения, эффект памяти формы, естественное старение металлических сплавов.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время изделия из сплавов с эффектами памяти формы (ЭПФ) находят широкое применение в современной технике и медицине. Наиболее перспективным для практического применения является никелид титана и сплавы на его основе благодаря комплексу уникальных физико-химических и механических свойств. Этот материал нашел широкое применение в медицине (в том числе, в сердечно-сосудистой хирургии) именно благодаря ЭПФ и биосовместимости [1, 2].

Изделия из никелида титана вживляются в организм человека на многие годы и десятилетия, что влечет за собой требование к неизменности характеристик материала на протяжении длительного срока эксплуатации во избежание трагических последствий. Литературных данных о влиянии естественного старения на свойства сплавов на основе никелида титана немного. Так, в работе [3] при исследовании мартенситных превращений (МП) в сплавах $Ni_{50.8}Ti_{49.2}$ и $Ni_{50.6}Ti_{49.4}$, полученных закалкой от 1270 К и дальнейшей выдержкой при комнатной температуре от нескольких часов до полугода выявлено изменение характеристик МП — температуры начала превращения и количества превращенного мартенсита достаточно сильно снижаются при естественном старении. Авторы приходят к выводу, что

классическое представление о стабильности характеристик мартенситного превращения сплавов системы Ni–Ti при комнатной температуре имеет лишь ограниченную обоснованность. Закалка сплавов с повышенным содержанием никеля при температурах, несколько превышающих обычные, приводит к существенно влиянию старения при комнатной температуре на характеристики превращения: этого эффекта следует избегать при практическом применении».

По этим причинам крайне ценной является возможность структурных исследований одних и тех же образцов, продолжительность естественного старения которых более 40 лет.

Использование никелида титана в качестве имплантационного материала требует расширения температурного интервала реализации ЭПФ, чего можно добиться, например, легированием d-переходными элементами. Известно, что увеличение концентрации растворенного элемента стабилизирует высокотемпературную фазу, что проявляется в снижении температуры начала прямого мартенситного превращения M_H [4, 5]. Однако возможности легирования никелида титана d-переходными элементами ограничиваются их незначительной растворимостью в твердом состоянии. Так, при легировании по разрезу $Ti_{50-x}Ni_{50-x}Me_{2x}$ предельная растворимость V, Nb и Cu составляет около 4 ат.% [5]. Увеличение содержания указанных элементов до 8 ат.% приводит к двухфазности закаленных сплавов. Для повышения растворимости может быть использована сверхбыстрая кристаллизация (СБК) — закалка из жидкого состояния со скоростью порядка $10^5 - 10^6$ К/с. Данная скорость охлаждения недоста-

* el-brov@yandex.ru

† khundjua@mail.ru

точна для аморфизации, но позволяет существенно повысить растворимость легирующих элементов. Полученные таким образом неравновесные, с сильным пересыщением В2-твердые растворы на основе никелида титана должны распадаться в процессе естественного старения.

Ранее в наших исследованиях были обнаружены изменения в характеристиках МП в трехкомпонентных сплавах на основе никелида титана, легированных ниобием, ванадием, кремнием и медью после трех и шести лет естественного старения [6–8]. Целью настоящей работы является изучение структурных изменений тех же образцов сплавов при естественном старении в течение 45 лет.

1. ОБРАЗЦЫ И МЕТОДИКА РЕНТГЕНАНАЛИЗА ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

Для исследования влияния естественного старения на структуру и характеристики мартенситных превращений были выбраны сплавы из трех групп:

1. $Ti_{46}Ni_{46}Cu_8$, $Ni_{51}Ti_{45}Si_4$ с подавленным МП;
2. $Ti_{46}Ni_{46}Nb_8$, $Ti_{44}Ni_{44}Nb_{12}$ с МП $B2 \rightarrow B19'$;
3. $Ti_{48}Ni_{48}V_4$, $Ti_{46}Ni_{46}V_8$ с МП $B2 \rightarrow R$, $B2 \rightarrow B19'$ и $R \rightarrow B19'$

Все сплавы были исследованы после 3 видов термообработки:

1. закаленные из твердого состояния после кристаллизации (ЗТС);
2. после сверхбыстрой кристаллизации (СБК);
3. естественно состаренные СБК сплавы.

Сплавы изготовлены из иодидного титана 99.99% чистоты, электролитического никеля 99.99%, ниобия, ванадия, кремния и меди чистоты не ниже 99.99% в дуговой печи с нерасходуемым вольфрамовым электродом в атмосфере очищенного аргона с шестикратной переплавкой с целью повышения однородности слитков.

Контроль состава проводился гравиметрически, однородность слитков контролировалась металлографическим методом и измерением микротвердости.

Для повышения растворимости легирующих элементов применялась сверхбыстрая кристаллизация: части слитков массой 15–20 г расплавлялись в высокочастотном индукторе с последующей закалкой расплава на наружной поверхности вращающегося медного «цилиндра-холодильника». Скорость охлаждения оценивалась по толщине фольги и составляла $5 \times 10^5 - 10^6$ К/с. Полученные ленты (обрывки лент) представляли собой готовые объекты для проведения рентгеноструктурного анализа поликристаллов.

Изучение фазового состава и структурных параметров образцов проводилось на дифрактометре Rigaku Geigerflex на K_α -излучении Co.

Известно, что в бинарных и легированных сплавах никелида титана высокотемпературная фаза имеет ОЦК решетку, упорядоченную по типу В2 (CsCl) с параметром $a \approx 0.3$ нм [9, 10]. Два независимых МП протекают в узкой области концентраций вблизи эквивалентного состава, выстраивая одно- или двустадийную последовательность. В первом случае формируется моноклинный мартенсит $B19'$, во втором — кроме мартенсита $B19'$ формируется ромбоэдрический R-мартенсит, при этом точка T_R перехода в R-мартенсит может лежать выше или ниже точки M_H — температуры начала превращения в мартенсит $B19'$ (наблюдались разные последовательности МП при охлаждении).

Наличие мартенситных фаз в сплавах определялось по дифракционным спектрам образцов, при этом достаточно было ограничиться съемкой окрестности линии $(110)_{B2}$, содержащей наиболее интенсивные линии мартенситов R и $B19'$.

При формировании моноклинного мартенсита $B19'$ в окрестности линии высокотемпературной фазы $(110)_{B2}$ появляются четыре дополнительные линии мартенсита $B19'$: $(020)_{B19'}$, $(\bar{1}11)_{B19'}$, $(111)_{B19'}$, $(002)_{B19'}$.

МП $B2 \rightarrow R$ идентифицируется по трансформации той же линии $(110)_{B2}$, которая в процессе превращения уширяется и расщепляется на две линии примерно равной интенсивности. По угловым положениям этих линий R-фазы можно определить угол α решетки ромбоэдрического мартенсита $\cos \alpha \approx \frac{d_1^2 - d_2^2}{2d_1 d_2}$, где d_1 , d_2 — межплоскостные расстояния, соответствующие максимумам дублета.

2. СПЛАВЫ $Ti_{46}Ni_{46}Cu_8$ и $Ni_{51}Ti_{45}Si_4$

Сплавы указанного состава лежат вне области гомогенности В2-фазы. После ЗТС они содержат в незначительном количестве вторую фазу — соединения $TiNiCu$ или Ti_3Ni_2Si соответственно.

СБК сплавов позволила получить однофазные пересыщенные В2-твердые растворы на основе никелида титана с параметром решетки $a \approx 0.3$ нм [11]. Естественное старение в течение трех и шести лет не выявило ни формирования избыточных фаз $TiNiCu$ и Ti_3Ni_2Si соответственно, ни тенденции к расслоению В2-твердого раствора в СБК сплавах [6].

На рис. 1 представлены фрагменты дифрактограмм СБК сплавов $Ti_{46}Ni_{46}Cu_8$ и $Ni_{51}Ti_{45}Si_4$ после естественного старения в течение 45 лет, снятые при комнатной температуре ~ 290 К (рис. 1, а) и охлаждении до температуры ~ 100 К (рис. 1, б). Присутствие одной дифракционной линии В2 фазы указывает на то, что избыточные фазы не выделяются, а В2-фаза остается стабильной в указанном температурном интервале. Сдвиг дифракционных максимумов в сторону больших углов при охлаждении сплавов связан с уменьшением параметра решетки в результате существенного понижения температуры образца. При этом сплав, легиро-

ванный кремнием, демонстрирует большее изменение параметра решетки при охлаждении ($\Delta a = 0.5 \cdot 10^{-3}$ нм) по сравнению со сплавом с медью ($\Delta a = 0.2 \cdot 10^{-3}$ нм). Кроме того, обращает на себя внимание изменение формы линии $(110)_{B2}$ сплава $Ni_{51}Ti_{45}Si_4$: при сохранении величины интегральной интенсивности линии до и после охлаждения пиковая интенсивность во втором случае заметно уменьшается.

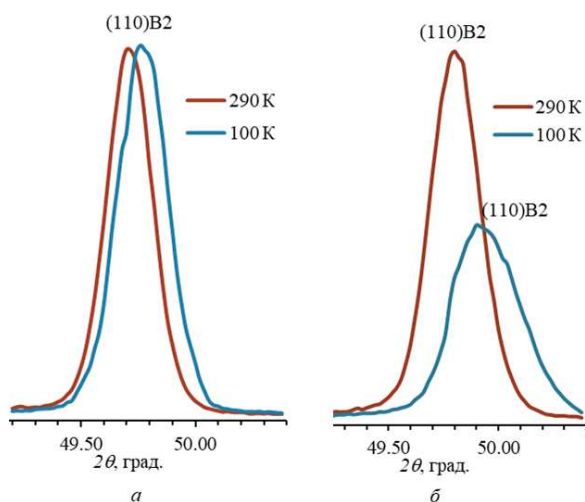


Рис. 1. Фрагменты дифрактограмм СБК сплавов $Ti_{46}Ni_{46}Cu_8$ (а) и $Ni_{51}Ti_{45}Si_4$ (б) после 45 лет естественного старения, полученных при температуре 290 К и охлаждении до 100 К

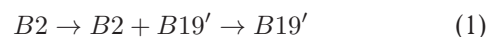
Таким образом, по данным низкотемпературной рентгеновской дифрактометрии сплавов $Ti_{46}Ni_{46}Cu_8$ и $Ni_{51}Ti_{45}Si_4$, полученных СБК, ОЦК В2-фаза остается стабильной при охлаждении до 100 К, и 45-летнее естественное старение не влияет на состояние сплава на уровне фазового состава. При этом можно говорить о начале структурных изменениях в сплаве $Ni_{51}Ti_{45}Si_4$, произошедших за этот период: например, о некотором расслоении твердого раствора по концентрации или по степени дальнего порядка, на что указывает уширение дифракционной линии.

3. СПЛАВЫ СИСТЕМЫ $TiNi - Nb$

Поскольку предельная растворимость ниобия в сплавах, закаленных из твердого состояния, не превышает 2–4 ат.%, твердые растворы $Ti_{46}Ni_{46}Nb_8$ и $Ti_{44}Ni_{44}Nb_{12}$ можно отнести к метастабильным с существенным пресыщением. Сплавам, относящимся к разрезу $Ti_{50-x}Ni_{50-x}Nb$, присуще одностадийное мартенситное превращение В2-фазы в моноклинный мартенсит $B19'$ [4, 5]. Легирование никелида титана d-элементами в большинстве случаев приводит к стабилизации В2-фазы, что проявляется в снижении

M_H с увеличением концентрации легирующего элемента [5, 11].

Исследование ЗТС сплавов $Ti_{46}Ni_{46}Nb_8$ и $Ti_{44}Ni_{44}Nb_{12}$ обнаружило следующую последовательность фазовых превращений при охлаждении [12]



Температура начала прямого МП составляла 263 К для сплава $Ti_{46}Ni_{46}Nb_8$. Увеличение концентрации легирующего элемента до 12 ат.% не изменило последовательность превращений (1), но понизило на 10 К температуру M_H .

В СБК сплавах $Ti_{46}Ni_{46}Nb_8$ и $Ti_{44}Ni_{44}Nb_{12}$ охлаждение до 5 К не привело к МП как непосредственно после СБК, так и после 6 лет естественного старения.

После 45 лет старения сплавов на дифрактограммах существенно увеличилась интегральная ширина дифракционной линии $(110)_{B2}$, что свидетельствует об изменении структурного состояния сплава. Кроме того, для состаренного сплава появилась дублетность линии $(110)_{B2}$ на рентгенограммах, снятых при 290 К и 100 К (рис. 2).

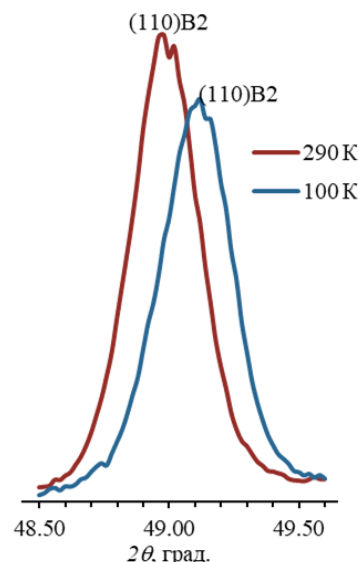


Рис. 2. Фрагменты дифрактограмм СБК сплава $Ti_{44}Ni_{44}Nb_{12}$ после 45 лет естественного старения, полученных при температуре 290 К и охлаждении до 100 К

Причина уширения линий и формирования дублета, возможно, связана с диффузионными процессами при естественном старении — расслоением В2-пересыщенного твердого раствора на два изоморфных с разницей в параметрах решетки $\Delta a = 0.2 \times 10^{-3}$ нм. Другая возможность — ромбоэдрическое искажение кубической решетки аустенита, связанное с началом перехода в R-мартенсит, представляется невозможной,

т.к. в этом случае должно наблюдаться постепенное уширение линии с понижением температуры.

4. СПЛАВЫ СИСТЕМЫ TiNi – V

4.1. Структура сплавов непосредственно после ЗТС и СБК

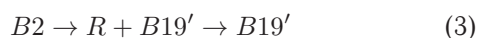
Сплавам TiNi-V присущи два МП — в ромбоэдрическую R- и моноклинную B19'-фазы. В большинстве тройных сплавов на основе никелида титана R-мартенсит существует в узком температурном интервале, а при понижении температуры превращается в мартенсит B19' через двухфазное R + B19' состояние [4, 5].

В таблице представлены характеристики МП для ЗТС и СБК сплавов $Ti_{48}Ni_{48}V_4$ и $Ti_{46}Ni_{46}V_8$. В сплаве $Ti_{48}Ni_{48}V_4$, закаленном из твердого состояния, последовательность превращений при охлаждении имела вид



с температурами $T_R = 283$ К, $M_H = 288 \pm 10$ К.

Увеличение концентрации ванадия в сплаве $Ti_{46}Ni_{46}V_8$ способствует стабилизации B2-фазы, что выражается в существенном понижении температур M_H и T_R . При этом меняется порядок превращений при охлаждении — оба мартенсита начинают формироваться при близких температурах и в результате исчезает однофазная область существования R-фазы



В СБК сплаве $Ti_{48}Ni_{48}V_4$ сохраняется последовательность фазовых превращений (2), но наблюдается существенное понижение температуры начала МП при охлаждении: $T_R = 245$ К, $M_H = 225 \pm 10$ К.

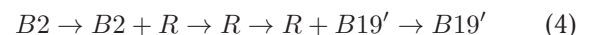
Сверхбыстрая кристаллизация сплава $Ti_{46}Ni_{46}V_8$ существенно влияет на последовательность МП — при охлаждении до 4 К выявлено единственное фазовое превращение B2→R с температурой $T_R = 235$ К.

Таким образом, анализ характеристик МП в сплавах системы TiNi-V обнаруживает ряд особенностей, присущих сплавам после СБК в сравнении с ЗТС сплавами. СБК приводит к стабилизации высокотемпературной B2-фазы по отношению к ромбоэдрическому R-мартенситу, что выражается в снижении температур T_R . Еще сильнее стабилизация проявляется по отношению к МП B2→B19', температура начала которого M_H в сплаве $Ti_{48}Ni_{48}V_4$ после СБК на 60 К ниже по сравнению с ЗТС сплавом того же состава. В сплаве $Ti_{46}Ni_{46}V_8$ СБК подавляет МП в B19'-фазу вплоть до 5 К. Снижение точек перехода M_H и T_R в сплавах с ванадием после СБК можно объяснить все тем же повышением растворимости легирующего элемента в никелиде титана.

4.2. Влияние естественного старения на свойства СБК сплавов $Ti_{48}Ni_{48}V_4$ и $Ti_{46}Ni_{46}V_8$

Естественное старение сплава $Ti_{48}Ni_{48}V_4$ в течение трех и шести лет приводит к изменению характеристик МП — точки начала переходов постепенно повышаются до $T_R = 270$ К (3 года старения) и $T_R = 285$ К (6 лет), $M_H = 235$ К и 240 К соответственно [7]. Небольшое повышение температуры превращений M_H и T_R с увеличением времени старения свидетельствует о распаде пересыщенного B2-твердого раствора с выделением фаз, связывающих ванадий.

Кроме того, меняется и сама последовательность МП:



Из (4) видно, что 3–6-летнее естественное старение СБК сплавов приводит, во-первых, к появлению области сосуществования фаз B2- и R- и, во-вторых, к конечному однофазному состоянию B19'. По-видимому, повышение температурных мартенситных точек, позволяет достичь завершенности перехода R→B19' в состаренном сплаве $Ti_{48}Ni_{48}V_4$.

Одновременное присутствие B2- и R-фаз в широком температурном интервале (~50 К) в естественно состаренных сплавах можно объяснить изменениями в кристаллической структуре высокотемпературной B2-фазы, а именно с её расслоением в процессе старения на два изоморфных твёрдых раствора B2 и B2, отличающихся, например, составом или степенью дальнего порядка.

Можно предположить и расслоение B2-фазы в результате диффузионных процессов на области, упорядоченные по типу B2 (CsCl), и области B2(M) с модулированной по концентрации структурой (как явление, сопровождающее спинодальный распад) [13]. При этом МП протекают независимо — в областях с упорядочением по типу CsCl МП реализуется по схеме B2→B19', а в областях с модулированной структурой — по схеме B2(M)→R→B19'. Таким образом в состаренном сплаве $Ni_{48}Ti_{48}V_4$ имеет место суперпозиция двух последовательностей превращений для твердых растворов B2 и B2:



В сплаве $Ti_{46}Ni_{46}V_8$ естественное старение в течение трех и шести лет привело к повышению температурной точки T_R с 235 К до 255 К и 270 К соответственно. При этом в системе реализуется второе мартенситное превращение R→B19' с точкой $M_H = 210 - 220$ К, которое не наблюдалось в СБК сплаве (рис. 3, а и рис. 3, б). Таким образом, последовательность фазовых превращений приобретает вид, существенно отличный от (3) в несостаренном СБК сплаве:

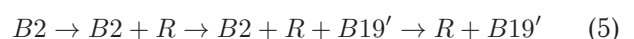


Таблица. Характеристики мартенситных превращений в сплавах TiNi-V

Состав сплава	Термообработка и продолжительность естественного старения	M_H (K)	T_R (K)	Последовательность мартенситных превращений
Ti ₄₈ Ni ₄₈ V ₄	непосредственно после ЗТС	283	288	B2→R→R+B19'
Ti ₄₈ Ni ₄₈ V ₄	непосредственно после СБК	225	245	B2→R→R+B19'
Ti ₄₈ Ni ₄₈ V ₄	3 года старения после СБК	235	270	B2→B2+R→R+B19'→ B19'
Ti ₄₈ Ni ₄₈ V ₄	6 лет старения после СБК	240	285	B2→B2+R→R+B19'→ B19'
Ti ₄₆ Ni ₄₆ V ₈	непосредственно после ЗТС	258	258	B2→R+B19'→B19'
Ti ₄₆ Ni ₄₆ V ₈	непосредственно после СБК	-	235	B2→R
Ti ₄₆ Ni ₄₆ V ₈	3 года старения после СБК	210	255	B2→B2+R→ B2+R+B19'→R+B19'
Ti ₄₆ Ni ₄₆ V ₈	6 лет старения после СБК	220	270	B2→B2+R→ B2+R+B19'→R+B19'

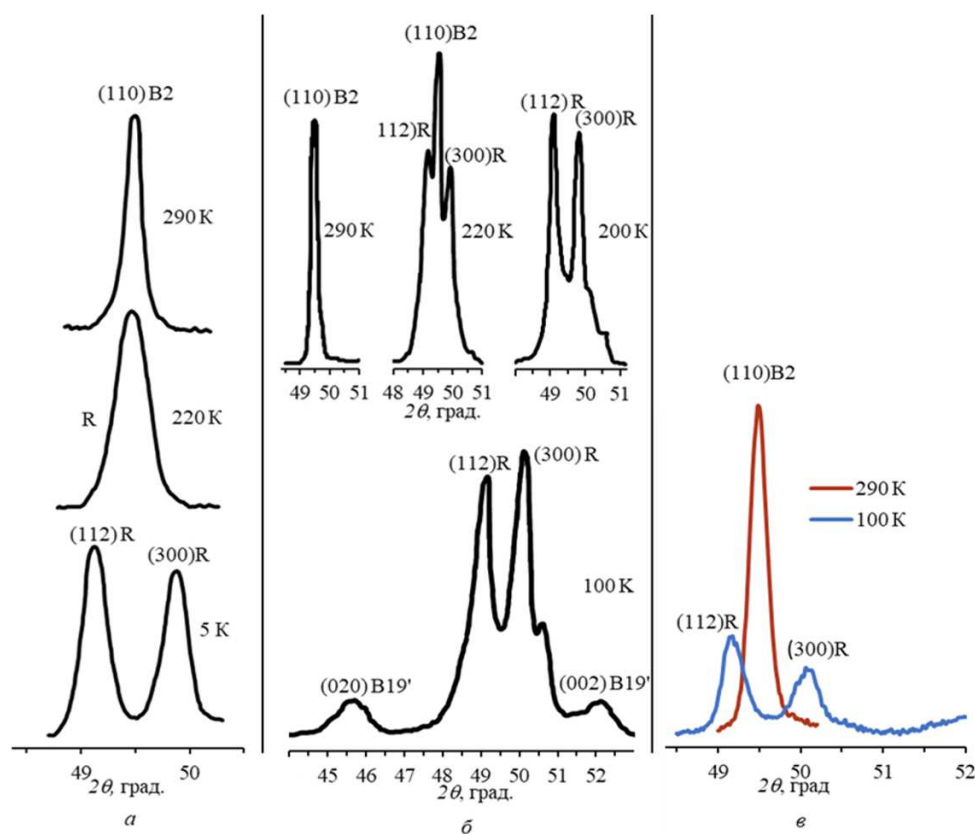


Рис. 3. Фрагмент дифрактограммы в окрестности линии $(110)_{B2}$ сплава $Ti_{46}Ni_{46}V_8$ после различной термообработки: *a* — непосредственно после СБК; *б* — после 3 лет естественного старения (процесс охлаждения); *в* — после 45 лет естественного старения (съемка при 290 K и охлаждении до 100 K)

После 45 лет естественного старения сплавов $Ti_{48}Ni_{48}V_4$ и $Ti_{46}Ni_{46}V_8$ расслоение B2-твердого раствора на два изоморфных исходному не обнаруживается. Этот вывод можно сделать из сравнения дифрактограмм, полученных при охлаждении до 100 K сплава $Ti_{46}Ni_{46}V_8$ после 3 и 45 лет естественного старения, представленных на рис. 3, *б* и 3, *в* соответственно. На

дифрактограмме состаренного в течение 45 лет сплава (рис. 3, *в*) отсутствуют линии, характерные для фазы B19'.

В то же время B2 твердый раствор испытывает при охлаждении превращение B2→R (рис. 3, *в*). При этом угол ромбоэдрического искажения (отклонение от 90°) составляет $\delta \approx 1.0^\circ$, что в пределах точности экспери-

мента совпадает со значением для несостаренного СБК сплава.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследование естественносостаренных СБК сплавов на основе никелида титана с легирующими элементами Cu, Si, Nb и V обнаружило различную кинетику изменения структурных состояний в образцах. Анализ экспериментальных данных показывает, что уже трехлетнее старение при комнатной температуре приводит к существенной трансформации характеристик мартенситных превращений в быстрозакаленных сплавах $Ti_{48}Ni_{48}V_4$ и $Ti_{46}Ni_{46}V_8$. При этом меняются не только температуры мартенситных точек, но и сама последовательность фазовых превращений, происходит расслоение аустенитной В2-фазы на два изоморфных твердых раствора.

Остальные сплавы, легированные атомами Cu, Si и Nb, не испытывают структурных изменений в 3-6 летний период.

Увеличение длительности естественного старения сплавов до 45 лет оказало разной степени влияние на структурно-фазовое состояние всей группы исследо-

ванных образцов. Сплавы с ванадием демонстрируют, по-прежнему, наибольшую нестабильность на уровне кристаллической структуры, но расслоения В2 фазы на данном этапе уже не наблюдается. Выявленная особенность требует более тщательного исследования динамики мартенситных превращений в более широкой области температур в процессе охлаждения сплава.

Сплавы $Ti_{46}Ni_{46}Cu_8$, $Ni_{51}Ti_{45}Si_4$, $Ti_{46}Ni_{46}Nb_8$, $Ti_{44}Ni_{44}Nb_{12}$ обнаруживают достаточно слабое изменение кристаллической структуры, что можно связать с крайне медленным распадом пересыщенного В2-твердого раствора, его расслоением на начальном этапе на две изоструктурные фазы и последующим выделением избыточной фазы.

Таким образом, можно сделать вывод о достаточно высокой скорости процессов на уровне кристаллической структуры в естественно стареющих образцах системы TiNi-V, что ставит вопрос о предельном внимании к безопасности применения изделий из никелида титана и сплавов на его основе в медицинских целях.

Исследование выполнено в рамках государственного задания МГУ имени М.В. Ломоносова.

- [1] Под ред. Гюнтера В.Э. Медицинские материалы и имплантаты с памятью формы. Т.4 Томск, 2012.
- [2] Auricchio F., Boatti E., Conti M. *et al.* Shape Memory Alloys: 3D Constitutive Modeling and Biomedical Device Investigation. Pavia, 2021.
- [3] Kustov S., Mas B., Salas D. *et al.* // Scripta Materialia. **103**. 10 (2015).
- [4] Otsuka K., Ren X. // Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys. **50**. 511 (2005).
- [5] Лободюк В.А., Эстрин Э.И. Мартенситные превращения. М., 2009.
- [6] Хунджиа А.Г. // Материаловедение. 2000. №8. С. 28.
- [7] Илюшин А.С., Хунджиа А.Г., Муслим М.Н. // Вестн. Моск. ун-та. Физ. Астрон. **35**, № 3. 28 (1994).
- [8] Хунджиа А. Г. Структурная физика сплавов с эффектом памяти формы. М., 2023.
- [9] Otsuka K., Wayman C.M. Shape Memory Materials. Cambridge, 1998.
- [10] Пушин В.Г., Прокошкин С.Д., Валиев Р.З. и др. Сплавы никелида титана с памятью формы. Ч. I. Структура, фазовые превращения и свойства. Екатеринбург, 2006.
- [11] Захарова М.И., Хунджиа А.Г., Осипов Э.К., Ковнеристый Ю.К. // Металлы. № 5. 143 (1984).
- [12] Хунджиа А.Г., Захарова М.И. // Вестн. Моск. ун-та. Физ. Астрон. **28**, № 1. 74 (1987).
- [13] Lotkov A.I., Grishkov V.N., Kuznetsov A.V., Kuklov S.N. // Phys. Stat. Sol. (a). **75**, №2. 373 (1983).

Structural changes in naturally aged titanium nickelide based alloys

E.A. Brovkina^{1,a}, T.Yu. Kiseleva¹, V.V. Snegirev², A.G. Khundjua^{1,b}

¹Department of Solid State Physics, Faculty of Physics, Lomonosov Moscow State University. Moscow 119991, Russia

²Department of General Physics and Condensed Matter, Faculty of Physics, Lomonosov Moscow State University. Moscow 119991, Russia

E-mail: ^ael-brov@yandex.ru, ^bkhundjua@mail.ru

The effect of prolonged natural aging on the structure and characteristics of martensitic transformations in three-component titanium nickelide alloys doped with niobium, vanadium, silicon and copper was studied by X-ray analysis of polycrystals. Titanium nickelide products are used in medicine as implants and are implanted into the human body for many years and decades, which entails the requirement for the immutability of the material's characteristics over a long period of operation in order to avoid tragic consequences. It was found that an increase in the duration of isothermal aging of alloys at room temperature from 3 to 6 years to 45 years had an effect on the structural and phase state of each alloy studied. Alloys $Ti_{46}Ni_{46}Cu_8$, $Ni_{51}Ti_{45}Si_4$, $Ti_{46}Ni_{46}Nb_8$, $Ti_{44}Ni_{44}Nb_{12}$ exhibit a rather weak change

in the crystalline state. The alloys of the TiNi-V system ($\text{Ti}_{48}\text{Ni}_{48}\text{V}_4$ and $\text{Ti}_{46}\text{Ni}_{46}\text{V}_8$) in naturally aging samples exhibit the greatest instability at the crystal structure level, which raises the question of the utmost attention to the safety of using titanium nickelide products and alloys based on it for medical purposes.

PACS: 81.30.Ki

Keywords: solid solutions based on titanium nickelide, martensitic transformations, shape memory effect, natural aging of metal alloys.

Received 27 April 2026.

Сведения об авторах

1. Бровкина Елена Анатольевна — канд. физ.-мат. наук, доцент; тел.: (495) 939-10-73, e-mail: el-brov@yandex.ru
2. Киселева Татьяна Юрьевна — доктор физ.-мат наук, доцент; тел.: (495) 939-12-26, e-mail: kiseleva.tyu@gmail.com
3. Снегирев Вячеслав Владимирович — канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотрудник; тел.: (495) 939-39-18, e-mail: vvs@plms.ru
4. Хунджуа Андрей Георгиевич — доктор физ.-мат наук, профессор; тел.: (495) 939-23-87, e-mail: khundjua@mail.ru