

УДК 538.911

Мартенситные превращения в никелиде титана через промежуточную фазу с ГЦК-решеткой

Л.И. Квеглис¹, Ф.М. Носков¹, М.Н. Волочаев², А.В. Джес³¹ Сибирский федеральный университет, Красноярск, 660041, Россия² Институт физики СО РАН им. Киренского, Красноярск, 660036, Россия³ Восточно-Казахстанский государственный технический университет, Усть-Каменогорск, 070004, Казахстан

В работе рассматриваются процессы структурообразования в массивных образцах сплава $\text{Ni}_{51}\text{Ti}_{49}$, подвергнутых растягивающей нагрузке. Методами электронной микроскопии и дифракции электронов показана возможность существования фазы с ГЦК-решеткой в никелиде титана. Обнаружено, что межплоскостные расстояния ОЦК₁₁₀, ГЦК₁₁₁ и ГПУ₀₀₂ в исследованном сплаве имеют близкие значения, что свидетельствует о возможности их взаимного полиморфного превращения. С позиции модульной самоорганизации предложена схема мартенситных превращений в никелиде титана из структуры В2 (ОЦК-решетка) в структуру В19' (ГПУ-решетка) через промежуточную фазу с ГЦК-решеткой.

Ключевые слова: никелид титана, пластическая деформация, мартенситное превращение, дифракция электронов, кристаллические структуры, кластеры

Martensitic transformations in titanium nickelide through an intermediate phase with fcc lattice

L.I. Kveglis¹, F.M. Noskov¹, M.N. Volochaev², and A.V. Dzhes³¹ Siberian Federal University, Krasnoyarsk, 660041, Russia² Kirensky Institute of Physics, Krasnoyarsk, 660036, Russia³ D. Serikbayev East Kazakhstan State Technical University, Ust-Kamenogorsk, 070004, Kazakhstan

Structure formation in bulk $\text{Ni}_{51}\text{Ti}_{49}$ alloy specimens under tensile loading is studied. Electron microscopy and electron diffraction methods are applied to show that a phase with fcc lattice can be present in titanium nickelide. It is found that interplanar spacings bcc_{110} , fcc_{111} and hcp_{002} in the studied alloy have close values, which demonstrates the possibility of their mutual polymorphic transformation. A scheme of $\text{B2} \rightarrow \text{B19}'$ ($\text{bcc} \rightarrow \text{hcp}$) martensitic transformation through an intermediate phase with fcc lattice is proposed for titanium nickelide from the standpoint of modular self-organization.

Keywords: titanium nickelide, plastic deformation, martensitic transformation, electron diffraction, crystal structures, clusters

1. Введение

Структурным превращениям в сплавах на основе никелида титана посвящено достаточно много работ и обзоров [1–5]. Однако полученные в них результаты носят противоречивый характер.

По устоявшимся представлениям, в бинарных и легированных сплавах никелида титана мартенситное превращение происходит в две стадии. Аустенит с кубической структурой типа В2 переходит в фазу с тригональной ромбоэдрической структурой R. Затем R-структура переходит в фазу с моноклинной В19'-структурой [6].

Устоявшимся является также представление о механическом двойниковании при мартенситных превращениях, инициированных нагрузкой [2, 7]. Сам факт двойникования в многочисленных плоскостях со сложными индексами свидетельствует о структурной неустойчивости фаз. Экспериментальное обнаружение в В2-фазе TiNi-сплавов двойников деформации не удается описать достаточно простыми и физически обоснованными дислокационными механизмами [7].

Авторы [8] указывают, что в случае макрооднородных по концентрации сплавов, обладающих фазовым превращением со сменой кристаллографической моди-

фикации (ОЦК-ГЦК, ОЦК-ГПУ и др.), обнаружено существование микроскопических областей с различными направлениями атомных смещений в них, так называемых микродоменов. При таких смещениях кристаллическая решетка исходной фазы в локальных местах теряет свою устойчивость и характеризуется ближним порядком атомных смещений.

В работе [9] показано, как в процессе мартенситного перехода угол между базисными векторами мартенситной фазы меняется с изменением температуры. Все это говорит о структурной нестабильности при мартенситных превращениях.

В общей схеме мартенситных превращений в сплавах на основе никелида титана часто используется представление о так называемом предмартенситном состоянии, которое связывают с ближним порядком смещений атомов [8]. По мнению авторов работы, в В2-фазе могут возникать как минимум два типа ближнего порядка в предмартенситном состоянии: один предшествует фазе В19, другой — R-фазе. Обе фазы В19 и R затем должны переходить в фазу В19'. Однако есть мнение [10], что особенностью мартенситных превращений является отсутствие инкубационного периода превращения, что противоречит концепции предмартенситных фаз.

В работе [2] также предполагается, что возникновение предмартенситного состояния связано с формированием мартенситных зародышей. Автор описывает образование элементарных объемов превращенных фаз по механизму кластеризации мартенситных зародышей.

В теории [11, 12] используется концепция кооперативных тепловых колебаний протяженных двумерных объектов (плотнупакованных плоскостей) в кристаллах никелида титана. В соответствии с этой теорией атомные перестройки в процессе ОЦК-ГЦК и ОЦК-ГПУ превращений являются комбинациями сдвигов плотноупакованных плоскостей ОЦК-решетки.

Многочисленные концепции, основанные на представлениях о двумерных сдвигах в атомных сетках при фазовых превращениях, как видно, сталкиваются со значительными трудностями. Происходящие при мартенситных переходах процессы на практике оказываются более сложными, чем это представлено в существующих ориентационных схемах мартенситных превращений, и требуют привлечения других концепций (например предмартенситных состояний, кластерных моделей структурообразования или др.).

Существует давно известная и широко распространенная в литературе модель Бейна, которая рассматривает мартенситный переход в сталях в трехмерном представлении. Однако модель Бейна может быть применена для решения очень ограниченного круга задач. Известно [10], что даже при максимальной насыщенности углеродом мартенсита в стали предельное отношение параметров кристаллической решетки c/a не превы-

шает 1.08. Это положение прямо противоречит соотношению Бейна [13], в котором $c/a = 1.41$.

Одной из активно развивающихся концепций является концепция кластерного моделирования трехмерных структур. Суть метода заключается в том, что полиморфное мартенситное превращение описывается не как относительное смещение плоских атомных сеток, а как реконструкция трехмерных координационных полиэдров, составляющих кристаллические структуры фаз-партнеров по фазовому превращению [14–16].

В работе [17] была предложена кластерная модель образования мартенсита из аустенита в стали. В соответствии с предложенной моделью полиморфное превращение в железе выполняется образованием особых двойников в ГЦК-решетке и их «раздвоением» в ОЦК-структуру. В работе [16] тем же автором предложена модель кристаллической структуры мартенситной R-фазы в системе Ni-Ti, основанная на представлении о мартенситном превращении как реконструкции координационных полиэдров исходной и конечной фаз: ромбододекаэдр исходной ОЦК-структуры превращается в конечный кубооктаэдр через промежуточные конфигурации кластера особой фазы и икосаэдра. Заметим, что кубооктаэдр можно получить из кристаллических модулей ГЦК-решетки.

Есть данные, что при пластической деформации ГЦК-решетки возможен переход в ромбоэдрическую фазу и обратно в фазу с ГЦК-решеткой. В [18] было показано, что при пластической деформации золота, наряду с фазой, имеющей ГЦК-решетку, обнаружена узкая полоса ромбоэдрической 9-R-фазы, которая получается из ГЦК. Результаты расчета, проведенные методом молекулярной динамики, хорошо согласуются с данными электронной микроскопии высокого разрешения.

В работе [19] была показана возможность формирования титана с ГЦК-решеткой в тонкопленочных образцах. Эпитаксиальные пленки титана были получены вакуумным осаждением на подложку монокристалла LiF при температуре 180–200 °С. При толщине до 40 нм пленки имели структуру с ГЦК-решеткой. С увеличением толщины до 70 нм в пленках появлялась фаза титана с ГПУ-решеткой. Обе решетки были когерентно связаны между собой, причем плоскость $(111)_{\text{ГЦК}} \parallel (0001)_{\text{ГПУ}}$, что соответствует соотношениям Нишиямы [14].

В другой нашей работе была показана возможность появления ГЦК-решетки в массивных образцах никелида титана после растяжения [20]. На основании расшифровки дифракционных картин нами было показано, что процесс мартенситного превращения структуры В2 может проходить по схеме Курдюмова–Закса.

Описание превращений в обеих работах было сделано при помощи моделей относительных смещений

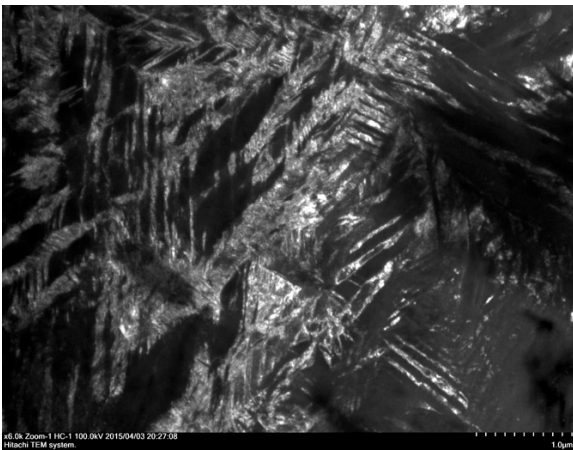


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение области шейки растянутого образца $\text{Ni}_{51}\text{Ti}_{49}$

плоских сеток. Как и авторы многочисленных других работ, посвященных особенностям структурных превращений при мартенситных переходах, мы столкнулись с трудностью описания эволюции структуры. Затруднения связаны с различными обозначениями атомных плоскостей и векторов прямой и обратной решеток для структур с различной симметрией. В работе [15] предложен метод моделирования кооперативного движения атомов в симметричных системах с сохранением их связности. Метод основан на представлении каждого структурного состояния в виде комбинации элементарных кристаллических кластеров.

Целью настоящей работы является исследование возможности структурных переходов при мартенситных превращениях в никелиде титана через промежуточную фазу с ГЦК-решеткой.

Задачи работы:

1. Методами электронной микроскопии исследовать микроструктуру утоненных массивных образцов сплава $\text{Ni}_{51}\text{Ti}_{49}$, подвергнутых растягивающей нагрузке на испытательной машине.

2. Методами дифракции электронов исследовать структурно-фазовые превращения при пластической деформации в области шейки растянутого образца.

3. Объяснить с позиции кластерной самоорганизации возможность протекания мартенситных превращений, инициированных деформацией в никелиде титана через промежуточную фазу с ГЦК-решеткой.

2. Методика эксперимента

Исходные прутки сплава $\text{Ni}_{51}\text{Ti}_{49}$ подвергали прокатке в калибрах при температуре 800 °С. Методом электроискровой резки вырезали образцы для механических испытаний на растяжение в форме двойных лопаток. Отжиг и закалку образцов для изучения изменений в структуре проводили в камерной электропечи.

Образцы помещали в печь после ее предварительного нагрева. Нагрев образцов проводился до температуры отжига 950 ± 20 °С с выдержкой в течение 1 ч и охлаждением до комнатной температуры в печи. Закалка отожженных образцов с температуры 850 °С с предварительной выдержкой в печи в течение 1 ч осуществлялась в воду. Образцы после металлографической обработки были подвергнуты статическому растяжению до разрыва. Растянутые образцы в области шейки утонялись с помощью установки FIB. Исследована микроструктура методом просвечивающей электронной микроскопии и микродифракции на микроскопе Hitachi 7700.

3. Экспериментальные результаты

На рис. 1 приведено электронно-микроскопическое изображение утоненного образца $\text{Ni}_{51}\text{Ti}_{49}$, в области шейки растянутого до разрыва. Наблюдается сильная разориентация полос скольжения. Эта картина типична для микроструктуры сплавов NiTi, подвергнутых сильным растягивающим нагрузкам в зоне отрыва [21].

Картина дифракции электронов, полученная для этого участка, приведена на рис. 2, а. Схема расшифровки полученной дифракционной картины показана на рис. 2, б, данные сведены в табл. 1. Из расшифровки дифракционной картины следует, что в образце наряду с фазами, имеющими структуры B2 (ОЦК) и B19' (ГПУ), обнаружены рефлексы ГЦК-фазы, параметр решетки которой $a = 0.42$ нм. Кроме основных рефлексов этой фазы наблюдаются сверхструктурные рефлексы 110^* , $3/2\ 3/2\ 0^*$, $1/2\ 1/2\ 0^*$.

Наряду с рефлексами ОЦК-, ГЦК- и ГПУ-фаз NiTi обнаружены рефлексы, соответствующие сильным линиям фазы Ti_2Ni (карта ASTM № 18-0898) [21]. В столбце, соответствующем Ti_2Ni , слева приведены миллеровские индексы, а справа (в круглых скобках) — расхождения величины межплоскостных расстояний в нашем эксперименте с табличными данными.

Подобные эксперименты опубликованы в работе [22]. Мы провели анализ дифракционной картины, полученной при растяжении образца сплава $\text{Ni}_{50.6}\text{Ti}_{49.4}$ в [22] (рис. 3). Из расшифровки дифракционной картины (рис. 3 и табл. 2) следует, что в образце наряду с фазами, имеющими структуры B2 (ОЦК) и B19' (ГПУ), на наш взгляд, могут быть рефлексы ГЦК-фазы с параметром решетки $a = 0.41$ нм. ГЦК-титан с таким же параметром решетки и сплав NiTi со структурой ГЦК с параметром $a = 0.41$ нм были обнаружены в [19, 20]. Кроме основных рефлексов ГЦК-фазы наблюдаются сверхструктурные рефлексы 211^* , $1/2\ 1/2\ 1/2^*$.

Наряду с рефлексами ОЦК-, ГЦК- и ГПУ-фаз NiTi обнаружены рефлексы, соответствующие сильным линиям фазы Ni_4Ti_3 (карта ASTM № 39-1113) [23]. В столбце, соответствующем Ni_4Ti_3 , слева приведены миллеровские индексы, а справа (в круглых скобках) — расхождения с табличными данными.

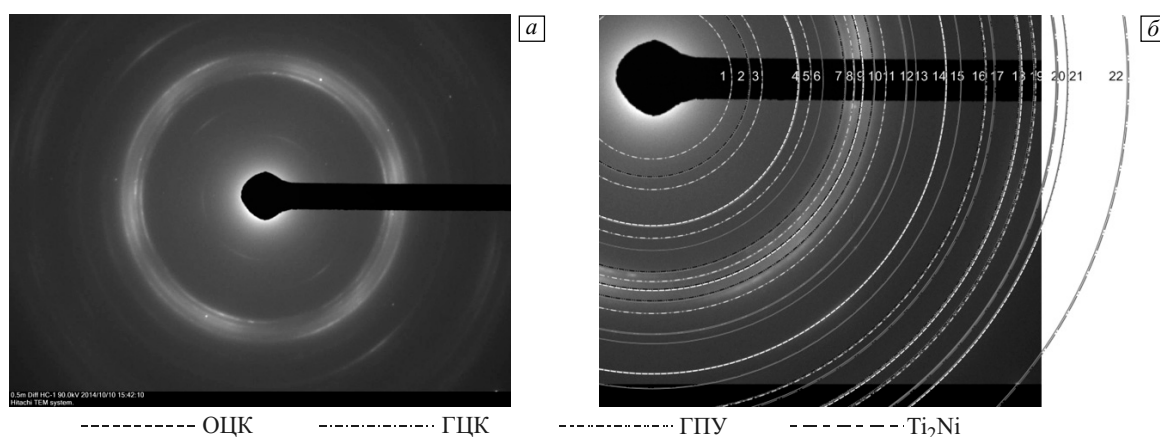


Рис. 2. Картина дифракции электронов, полученная для участка в области шейки растянутого образца $\text{Ni}_{51}\text{Ti}_{49}$ (а); схема расшифровки (б), см. также табл. 1

4. Обсуждение полученных результатов

В литературе известны переходы из фазы со структурой В2 в фазу со структурой В19' через промежуточную структуру с ромбоэдрической решеткой [8].

Данные о структуре ромбоэдрической фазы неоднозначны и противоречивы [1–5].

На основании анализа дифракционных картин, полученных в данной работе, а также в наших предыдущих

Таблица 1

Результаты расшифровки дифракционной картины, приведенной на рис. 2

Номер линии	d , нм	ОЦК, hkl	ГЦК, hkl	ГПУ, hkl	Ti_2Ni , hkl / (Δd , нм) [22]
1	0.616		$1/21/20^*$		
2	0.502			$1/200^*$	
3	0.445		$3/23/20^*$		
4	0.336	100^*			
5	0.309		110^*		
6	0.287				$400 / (-0.005)$
7	0.254			100	$331 / (+0.004)$
8	0.243		111		
9	0.233	110		002	$422 / (-0.003)$
10	0.221			101	$511 / (-0.004)$
11	0.210		200		
12	0.193				$531 / (-0.003)$
13	0.186				$442 / (+0.002)$
14	0.167	200			$622 / (+0.003)$
15	0.159				$551 / (-0.001)$
16	0.147		220	110	$553 / (0.000)$
17	0.143				$800 / (-0.002)$
18	0.133	211		103	$660 / (0.000)$
19	0.128		311	200	$662 / (+0.001)$
20	0.121				$842 / (+0.002)$
21	0.118	220			$931 / (0.000)$
22	0.103				$1111 / (-0.001)$

Примечание. Числа в скобках показывают расхождение полученных экспериментальных данных с табличными данными. Звездочками помечены сверхструктурные рефлексы.

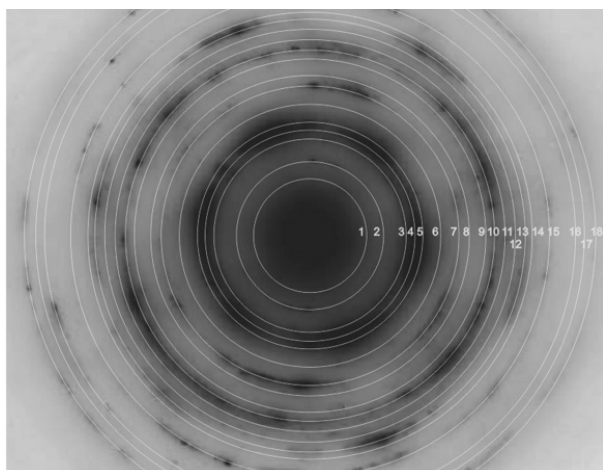


Рис. 3. Картина дифракции электронов крупнозернистого сплава $\text{Ni}_{50.6}\text{Ti}_{49.4}$ после растяжения в шейке [22]

работах [19, 20] и в работе [21], предложена гипотеза, что переход из фазы В2 в фазу В19' может происходить через промежуточную фазу, имеющую ГЦК-решетку. Основанием для такой гипотезы служит тот факт, что межплоскостные расстояния ОЦК₁₁₀, ГПУ₀₀₂ и ГЦК₁₁₁ очень близки (см. табл. 1, 2). Такой факт говорит в пользу модели модульной самоорганизации при фазо-

вых превращениях из фазы с ОЦК-решеткой в фазу с ГПУ-решеткой.

В работе [14] структура ОЦК-решетки описана как система, состоящая из шести неправильных октаэдров (рис. 4, а). Такой октаэдр имеет высоту, равную ребру куба ОЦК-решетки a , и две другие высоты, равные $\sqrt{2}a$. Шесть неправильных октаэдров составляют додекаэдр с двенадцатью гранями, имеющими форму ромбов (ромбододекаэдр). Одна высота ромба равна ребру куба ОЦК-решетки a , другая высота равна $\sqrt{2}a$. Таким образом, описанный неправильный октаэдр может представляться как элементарный кластер ОЦК-решетки.

Согласно [15], ГЦК-решетка может быть представлена как комбинация одного правильного октаэдра, окруженного правильными тетраэдрами, связанными общими треугольными гранями (рис. 4, б). Гексагональная плотноупакованная решетка может быть представлена как комбинация связанных между собой пар правильных октаэдров, чередующихся с парами правильных тетраэдров (рис. 4, в). Таким образом, элементарными кластерами ГЦК- и ГПУ-решеток являются правильный октаэдр (все высоты которого равны ребру куба a и ребра равны $a/\sqrt{2}$) и правильный тетраэдр (все высоты которого равны $a/\sqrt{3}$ и ребра равны $a/\sqrt{2}$) [15].

Таблица 2

Результаты расшифровки дифракционной картины, приведенной на рис. 3

Номер линии	d , нм	ОЦК, hkl	ГЦК, hkl	ГПУ, hkl	Ni_4Ti_3 , $hkl / (\Delta d, \text{нм})$ [23]
1	0.470	$1/2 1/2 0^*$	$1/2 1/2 1/2^*$	001*	
2	0.362	660			$3/2 1/2 2^*$
3	0.278	$1 1/2 0^*$			
4	0.255			100	
5	0.237	110	111	002	$131 / (+0.001)$
6	0.205		200		$122 / (+0.004)$
7	0.180				$312 / (+0.004)$
8	0.169	200	211^*	102	$232 / (-0.002)$
9	0.153	210^*			
10	0.146		220		$422 / (+0.002)$
11	0.138	211			
12	0.131			103	
13	0.125		311	201	
14	0.122	220	222	004	$532 / (0.000)$
15	0.113			201	
16	0.102	310	400		
17	0.099	222			
18	0.095		331		

Примечание. Числа в скобках показывают расхождение полученных экспериментальных данных с табличными данными. Звездочками помечены сверхструктурные рефлексы.

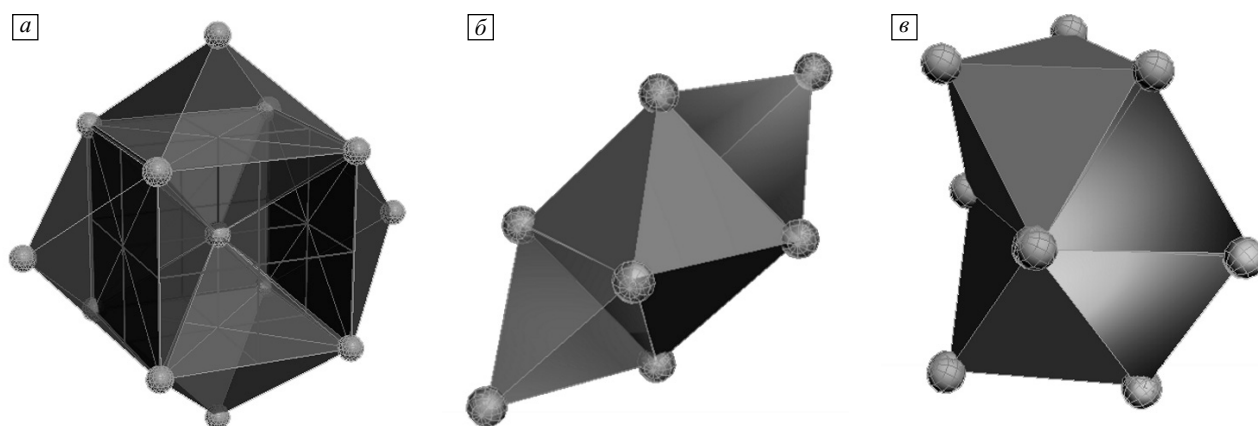


Рис. 4. Модульное представление кристаллических структур, имеющих ОЦК- [14] (а), ГЦК- [15] (б) и ГПУ-решетку [14, 15] (в)

Отличие между ГЦК- и ГПУ-решетками заключается в порядке расположения тетраэдров и октаэдров. Таким образом, межплоскостное расстояние d_{002} ГПУ-решетки равно d_{111} ГЦК-решетки, т.е. в местах локализации напряжений одна решетка может легко переходить в другую в результате незначительных смещений отдельных атомов. Максимальная величина таких смещений составляет $a/\sqrt{6}$.

Известно, что плотность заполнения пространства атомами в ГЦК- и ГПУ-решетках одинакова и составляет 0.74. Сеточная модель кристаллических структур предполагает расположение треугольных сеток в ГЦК-решетке по системе $ABCABC$, в ГПУ-решетке — по системе $ABABAB$. Таким образом, чтобы перейти из ГЦК-решетки в ГПУ-решетку, достаточно переместить одну плоскую треугольную сетку C из ряда ABC на величину $a/\sqrt{6}$. Однако в реальности проведение такой операции невозможно, в то время как смещение отдельных атомов под воздействием пластической деформации вполне вероятно.

В литературе известно множество примеров переходов из ГПУ в ГЦК при повышении температуры, это можно легко объяснить [15]. Переход из ОЦК в ГПУ объясняется неоднозначно [1–9, 16].

По нашему мнению, если подвергнуть кристалл с ОЦК-решеткой внешней нагрузке, то в зоне локализации напряжений может произойти смещение атомов ОЦК-решетки на расстояние, равное $0.15a$ ГЦК-решетки (это расстояние показано стрелками вверх и вниз на рис. 5).

При больших напряжениях длины всех межатомных связей стремятся к «выравниванию», что легко связать с энергией отталкивания, обычно описываемой потенциалами B/r^n , где r — межатомное расстояние; n — натуральный ряд чисел; B — константа [24]. Автор [24] показал, что отталкивание в симметричных структурах, например в кластерах ГЦК-решетки, играет значитель-

но меньшую роль. При высоких давлениях, когда энергия системы определяется главным образом силами отталкивания, наиболее стабильными оказываются те структуры, в которых все связи имеют примерно одинаковую длину [24].

Таким образом, в областях локализации напряжения может происходить переход из несимметричных кластеров ОЦК-решетки в симметричные кластеры ГЦК-решетки, как это показано на рис. 5. В свою очередь, кластеры ГЦК-решетки могут перейти в кластеры ГПУ-решетки за счет дальнейшего смещения отдельных атомов в локализованных областях.

Согласно теории [25], в зонах локальных растягивающих нормальных напряжений создается увеличенный молярный объем (в нашем случае относительно ОЦК-фазы), в котором может происходить локальная структурная трансформация. Действие в этих зонах моментных напряжений создает локальную кривизну кристаллической решетки и приводит к сильно возбужденному неравновесному состоянию материала в зоне

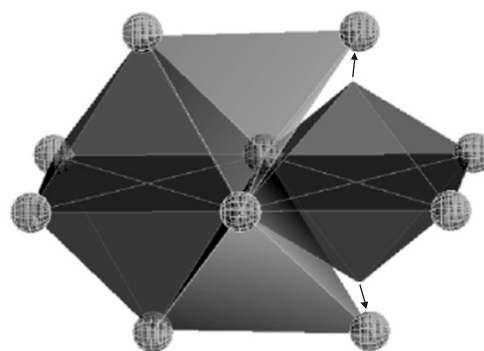


Рис. 5. Образование ГЦК-решетки из октаэдрического кластера ОЦК-решетки (стрелками помечено смещение атомов ОЦК в позицию атомов ГЦК)

кривизны, где возникают новые разрешенные структурные состояния типа ближнего порядка смещений, имеющих собственную полосу энергетических состояний в электронно-энергетическом спектре [25].

Отсюда следует, что рассмотренные выше смещения атомов при кластерных трансформациях (например на величины $a/\sqrt{6}$ или $0.15a$ ГЦК-решетки) возможны и, по-видимому, имеют предельные значения. На практике реализуются существенно меньшие значения смещений. В табл. 1 пик ГЦК₁₁₁ (линия 8) смещается относительно линий ОЦК₁₁₀ и ГПУ₀₀₂ (линия 9) на величину 0.01 нм. Возможность смещения атомов при мартенситных переходах экспериментально показана в работе [26], где атомы железа могут смещаться из своих позиций на величину до 0.02 нм.

Анализ табл. 1 показывает, что смещение атомов в отдельных зонах при неоднородных нагрузках не превышает 0.015 нм. Например, рефлекс ОЦК₂₀₀ равен 0.167 нм (табл. 1), а рефлекс ОЦК₁₀₀, который в равновесных условиях должен составлять $0.167 \cdot 2 = 0.334$ нм, в нашем случае составляет 0.336 нм. Смещение линий дифрактограммы в кристаллах, испытывающих кривизну, достаточно хорошо исследовано в работе [27]. Изогнутые кристаллы можно видеть на электронно-микроскопическом изображении (рис. 1). Искривлением кристаллических решеток можно объяснить несовпадение межплоскостных расстояний d соответствующих рефлексов при сравнении табл. 1 и 2.

Относительно появления на дифракционных картинах рефлексов фаз Ti₂Ni и Ni₄Ti₃ есть мнение, что в широком температурном интервале однофазной области соединения NiTi не существует, а происходит распад на смесь двух фаз Ti₂Ni + TiNi₃ [28]. Отклонение в межплоскостных расстояниях выявленных фаз относительно табличных значений (см. данные в скобках в последних столбцах табл. 1 и 2) также можно объяснить искривлением кристаллических решеток этих фаз.

5. Выводы

Методами электронной микроскопии и дифракции электронов исследована микроструктура утоненных образцов сплава Ni₅₁Ti₄₉, подвергнутых растягивающей нагрузке.

Показана возможность существования фазы с ГЦК-решеткой в никелиде титана. Обнаружено, что межплоскостные расстояния ОЦК₁₁₀, ГЦК₁₁₁ и ГПУ₀₀₂ в исследованном сплаве имеют близкие значения, что свидетельствует о возможности их взаимного полиморфного превращения.

С позиции модульной самоорганизации предложена схема мартенситных превращений в никелиде титана из структуры В2 (ОЦК-решетка) в структуру В19'

(ГПУ-решетка) через промежуточную фазу с ГЦК-решеткой.

Литература

1. Лихачев В.А., Кузьмин С.Л., Каменцова З.П. Эффект памяти формы. – Л.: ЛГУ, 1987. – 216 с.
2. Малыгин Г.А. Размытые мартенситные переходы и пластичность кристаллов с эффектом памяти формы // УФН. – 2001. – Т. 171. – № 2. – С. 187.
3. Потекаев А.И., Клопотов А.А., Козлов Э.В. и др. Слабоустойчивые предпереходные структуры в никелиде титана. – Томск: Изд. НТЛ, 2004. – 296 с.
4. Otsuka K., Ren X. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys // Progr. Mat. Sci. – 2005. – V. 50. – P. 511–678.
5. Гюнтер В.Э., Ходоренко В.Н., Ясенчук Ю.Ф. и др. Никелид титана. Медицинский материал нового поколения. – Томск: МИЦ, 2006. – 296 с.
6. Fan G., Zhou Y., Chen W., Yanga S., Rena X., Otsuka K. Precipitation kinetics of Ti₃Ni₄ in polycrystalline Ni-rich TiNi alloys and its relation to abnormal multi-stage transformation behavior // Mater. Sci. Eng. A. – 2006. – V. 438–440. – P. 622–626.
7. Томенцев А.Н., Сурикова Н.С., Лысенко О.В., Литовченко И.Ю. Закономерности и механизмы механического двойникового в сплавах на основе никелида титана // Физ. мезомех. – 2007. – Т. 10. – № 3. – С. 53–66.
8. Золотухин Ю.С., Сурикова Н.С., Клопотов А.А. Фазовые переходы в В2-соединениях на основе никелида титана. Мартенситное превращение В2-В19. Термодинамический потенциал // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2007. – Т. 4. – № 4. – С. 73–78.
9. Sitepu I H., Schmahll W.W., Stalick J.K. Correction of intensities for preferred orientation in neutron-diffraction data of NiTi shape-memory alloy using the generalized spherical-harmonic description // Appl. Phys. A. – 2002. – V. 74 [Suppl.]. – P. S1719–S1721.
10. Биронт В.С. Теория термической обработки металлов. Закалка, старение и отпуск: учеб. пособ. – Красноярск: ГАЦМиЗ, 1998. – 172 с.
11. Кассан-Озлы Ф.А., Найш В.Е., Сагарадзе И.В. Диффузное рассеяние в металлах с ОЦК-решеткой и кристаллометрия мартенситных фазовых переходов ОЦК-ГЦК и ОЦК-ГПУ // ФММ. – 1988. – Т. 65. – № 3. – С. 481–492.
12. Лекстон З., Найш В.Е., Новоселова Т.В., Сагарадзе И.В. Структура и симметрия тригональной R-фазы никелида титана // ФММ. – 1999. – Т. 87. – № 3. – С. 5–12.
13. Лободюк В.А., Коваль Ю.Н., Пушин В.Г. Кристаллоструктурные особенности предпереходных явлений и термоупругих мартенситных превращений в сплавах цветных металлов // ФММ. – 2011. – Т. 111. – № 2. – С. 169–194.
14. Лирсон У. Кристаллохимия и физика металлов и сплавов. – М.: Мир, 1977. – Т. 2. – 471 с.
15. Бульенков Н.А., Тьтик Д.Л. Модульный дизайн икосаэдрических металллических кластеров // Изв. АН. Сер хим. – 2001. – № 1. – С. 1–8.
16. Крапошин В.С., Нгуен Ван Тхуан. Модель кристаллической структуры R-мартенсита в сплавах с эффектом памяти формы на основе NiTi // Наука и образование: электронное научно-техническое издание. – 2007. – № 6.
17. Крапошин В.С. Новый механизм растворения углерода в решетке аустенита при цементации стали и его поведение при мартенситном и перлитном превращениях аустенита // Наука и образование: электронное научно-техническое издание. – 2011. – № 11. – С. 1–12.
18. Кузнецов А.Р., Горностырев Ю.Н. Структурные превращения на границах зерен // Фазовые и структурные превращения в сталях: Сб. науч. тр. – Магнитогорск, 2003. – Вып. 3. – 576 с.

19. Квеглис Л.И., Пынько В.Г., Корчмарь В.С. Эпитаксильный рост пленок Ti, Mn, Cr, V на подложках LiF и MgO // ФТТ. – 1971. – Т. 13. – № 11. – С. 3343.
20. Абылкалыкова Р.Б., Тажигаева Г.Б., Носков Ф.М., Квеглис Л.И. Особенности мартенситного превращения в никелиде титана // Изв. РАН. Физика. – 2009. – Т. 73. – № 11. – С. 1642–1644.
21. Дударев Е.Ф., Валиев Р.З., Колобов Ю.Р., Лотков А.И., Пушин В.Г., Бакач Г.П., Гундеров Д.В., Дюжин А.П., Куранова Н.Н. О природе аномально высокой пластичности высокопрочных сплавов никелида титана с эффектами памяти формы. II. Особенности механизмов пластической деформации при изотермическом нагружении // ФММ. – 2009. – Т. 107. – № 3. – С. 316–330.
22. Yurko G.A., Barton J.W., Parr J.G. The crystal structure of Ti₂Ni // Acta Cryst. – 1959. – V. 12. – P. 909–911.
23. Saburi T. Private Communication. – Osaka: Osaka University, 1987.
24. Бердетт Дж. Химическая связь. – М.: Мир, 2008. – 245 с.
25. Папин В.Е., Егорушкин В.Е. Солитоны кривизны как обобщенные волновые структурные носители пластической деформации и разрушения // Физ. мезомех. – 2013. – Т. 16. – № 3. – С. 7–26.
26. Lipson H., Parker A.M.B. Structure of martensite // Iron Steel Inst. – 1944. – V. 149. – P. 123–141.
27. Kolosov V.Yu., Tholen A.R. Transmission electron microscopy studies of the specific structure of crystals formed by phase transition in iron oxide amorphous films // Acta Mater. – 2000. – V. 48. – P. 1829.
28. Клопотов А.А., Клопотов В.Д., Потехаев А.И., Гюнтер В.Э., Джалолов Ш.А., Марченко Е.С., Калачева Е.В., Козлов Э.В. Кристаллогеометрия структур в системах Ti-Ni, Ti-Nb и Ti-Ni-Nb // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2010. – Т. 7. – № 3. – С. 83–89.

Поступила в редакцию
03.07.2015 г.

Сведения об авторах

Квеглис Людмила Иосифовна, д.ф.-м.н., проф. СФУ, kveglis@list.ru
Носков Федор Михайлович, к.т.н., доц. СФУ, yesoono@yandex.ru
Волочаев Михаил Николаевич, инж.-иссл. ИФ СО РАН им Л.В.Киренского, volochaev91@mail.ru
Джес Алексей Владимирович, инж.-иссл. ЛИП «ИРГЕТАС» ВКГТУ им. Д.Серикбаева, alexjess@mail.ru