

## НЕЙТРОНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ В19'-МАРТЕНСИТА СПЛАВА Ti-50.0 ат.%Ni ПРИ ИЗМЕНЕНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ И НАПРЯЖЕНИЯ

Коротницкий А. В.<sup>1)</sup>, Прокошкин С. Д.<sup>1)</sup>, Тамонов А. В.<sup>2)</sup>,  
Хмелевская И. Ю.<sup>1)</sup>, Карцева Е. А.<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> Московский Институт Стали и Сплавов, г. Москва, Россия  
[akorotitskiy@fromru.com](mailto:akorotitskiy@fromru.com), [prokoshkin@tmo.misis.ru](mailto:prokoshkin@tmo.misis.ru)

<sup>2)</sup> Объединенный Институт Ядерных Исследований, г. Дубна, Россия  
[tamonov@nf.jinr.ru](mailto:tamonov@nf.jinr.ru)

Методом времяпролетной нейтронографии *in situ* исследовано изменение межплоскостных расстояний  $d_{hkl}$  в решетке В19'-мартенсита закаленного сплава Ti-50.0 ат.%Ni при нагреве и охлаждении, в т.ч. в интервале прямого - обратного мартенситного превращения, в отсутствие и под воздействием растягивающего и сжимающего напряжения. Параметры решетки В19'-мартенсита закаленного эквивалентного сплава Ti-Ni, определенные нейтронографически и рентгенографически в отсутствие внешней нагрузки, совпадают и ведут себя одинаково (в пределах погрешности) при нагреве, включая область обратного мартенситного превращения, и в ходе охлаждения после цикла фазового наклепа. При этом после цикла фазового наклепа, наблюдается "недовозврат"  $d_{hkl}$  и рассчитанных по ним "кажущихся" параметров решетки мартенсита к значениям, соответствующим исходному закаленному состоянию. Наличие растягивающего напряжения значимо не изменяет закономерностей изменения  $d_{hkl}$  при нагреве, но увеличивает "недовозврат" значений  $d_{hkl}$  перпендикулярных оси растяжения.

При рентгенографическом исследовании *in situ* бинарного сплава Ti-50.0 ат.%Ni с памятью формы было обнаружено различие параметров кристаллической решетки В19'-мартенсита (ПРМ), образовавшегося из деформационно- или фазонаклепанной высокотемпературной фазы, и мартенсита, образовавшегося из рекристаллизованной высокотемпературной фазы [1-3]. В [3] предположено, что это различие может быть обусловлено влиянием внутренних напряжений, связанных с присутствием развитой дислокационной субструктуры в наклепанном аустените. Кроме того, в [4] показано, что при рентгенографической съемке от взаимно перпендикулярных плоскостей одного семейства  $(hkl)_{В19'}$  деформированного сплава Ti-50.0 ат.%Ni межплоскостное расстояние одноименных плоскостей  $d_{hkl}$  не только разное, но и может иметь разнонаправленные температурные изменения. В качестве причины этого различия также рассматриваются внутренние напряжения. Эти результаты ставят под сомнение истинность величин ПРМ, рассчитываемых по данным дифракционных методов в наклепанных сплавах Ti-Ni.

В этой связи представлялось целесообразным провести прямое экспериментальное исследование влияния внешнего напряжения на дифракционную картину В19'-мартенсита (в том числе, и при изменении температуры) – в сравнении с ненапряженным состоянием. В качестве метода исследования выбрали времяпролетную нейтронографию, позволяющую одновременно получить наборы межплоскостных расстояний  $d_{hkl}$  от двух взаимноперпендикулярных плоскостей образца (например, ориентированных перпендикулярно и параллельно оси растяжения). Указанную технику уже использовали при исследовании сплавов Ti-Ni [5-7], но не в контексте изучения изменений

ПРМ. Кроме того, важно было проверить, совпадают ли параметры решетки мартенсита и закономерности их температурных изменений, получаемые по данным исследований поверхностного слоя закаленных образцов в [1-3] (рентгенографически) и во всем их объеме (нейтронографически).

Исследовали сплав Ti-50.0 ат.%Ni (номинального состава, как один из сплавов в [1-3], но другой плавки). Характеристические температуры мартенситных превращений после закалки от 700°C, 30 мин по данным dilatометрического анализа составили:  $M_S = 70^\circ\text{C}$ ,  $M_f = 25^\circ\text{C}$ ,  $A_S = 90^\circ\text{C}$ ,  $A_f = 130^\circ\text{C}$ . Признаков R-превращений не наблюдали.

Из горячекатаных пластин сплава вырезали образцы в виде плоских гантелей общей длиной 150 мм, длиной рабочей части 70 мм, шириной рабочей части 10 мм и концов под захваты 25 мм. Образцы закаливали от 700°C, 30 мин в воде. Окисленный поверхностный слой удаляли химическим травлением.

Нейтронографическое исследование проводили на времяпролетном дифрактометре высокого разрешения ФСД [9], который является специализированным дифрактометром для изучения внутренних напряжений методом нейтронной дифракции. В качестве источника нейтронов использовали высокопоточный импульсный реактор ИБР-2 (ОИЯИ, г. Дубна). Дифрактометр оборудован нагрузочной машиной для одноосного растяжения и нагревательной печью для проведения съемок *in situ*. Два закаленных образца, сложенных плоскими поверхностями друг к другу (для увеличения рассеивающего объема), помещали в захваты установки для растяжения на дифрактометре. Ось растяжения была ориентирована таким образом, чтобы одновременно получать отдельные спектры  $d_{hkl}$ , формируемые отражениями от плоскостей ( $hkl$ ), перпендикулярных и параллельных оси растяжения. Рассеивающий объем составлял  $4 \times 10 \times 10$  мм. В первой серии экспериментов съемки проводили в свободном состоянии, не нагружая образцы, последовательно при температурах 15°C, 80°C (структура сплава – B19'-мартенсит), 105°C (мартенсит и B2-аустенит в примерно равных количествах); затем образцы нагревали до 160°C (выше  $A_f$ ), охлаждали до 15°C, и при этой температуре проводили съемку.

Затем образцы перезакаливали от 700°C, 30 мин и после удаления окисного слоя химическим травлением проводили вторую серию съемок: при 15°C без нагружения, затем под напряжением 300 МПа, далее под напряжением 300 МПа при 80°C (езде - мартенсит) и 140°C<sup>1)</sup> (мартенсит и примерно 30% аустенита), затем под этим же напряжением образцы нагревали в аустенитную область и охлаждали до температуры 15°C, при которой поддерживали напряжение 160 МПа и проводили заключительную съемку. Точность определения межплоскостного расстояния  $d_{hkl}$  составляла  $\pm (0.0001 \div 0.0002)$  нм для разных линий.

Рентгенографическое исследование проводили при комнатной температуре на установке ДРОИ-2.0 в  $\text{Fe}_{\alpha_1}$ -излучении. Образец размером  $2 \times 10 \times 15$  мм вырезали из прокатанной полосы, закаливали от 700°C, 30 мин, после чего механической шлифовкой и химическим травлением удаляли окисный слой 0.2 мм.

Параметры моноклинной решетки B19'-мартенсита: периоды  $a$ ,  $b$  и  $c$  и угол моноклинности  $\beta$  рассчитывали методом наименьших квадратов по разному количеству линий аналогично [1-3].

<sup>1)</sup> Расширение интервала обратного превращения, очевидно, обусловлено стабилизацией мартенсита вследствие локальной пластической деформации при подлужении образцов для поддержания  $\sigma = 300$  МПа в ходе нагрева.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Рассмотрим сначала результаты исследования ненагруженных образцов<sup>2)</sup>

Величины  $d_{hkl}$ , определенные из нейтронограммы, снятой при  $T_{\text{комн}}$  непосредственно после закалки, хорошо совпадают с рассчитанными из рентгенограммы в этом же состоянии. Соответственно и все рассчитанные для обоих случаев ПРМ<sup>3)</sup> в пределах ошибки совпадают (Рис.1), так же, как и ПРМ, рассчитанные по данным нейтронографических съемок от двух взаимноперпендикулярных плоскостей образца<sup>4)</sup> (Рис. 2). Следовательно съемки кристаллической структуры поверхностного слоя (рентгенографические) точно описывают истинную структуру в объеме образца (определяемому нейтронографически). Естественно, сказанное относится к изотропным образцам. Отметим, что ПРМ в исследуемом сплаве близки по величине к ПРМ доэквиатомного и эквиатомного сплавов Ti-Ni, исследованных ранее рентгенографически [1-3].

Нагрев ненагруженного образца в области существования мартенсита и далее в области его частичного обратного превращения приводит к закономерным анизотропным изменениям  $d_{hkl}$ <sup>5)</sup> и соответственно ПРМ (Рис.3,б, 4, а,1,2). Изменения  $d_{hkl}$  совпадают по знаку с изменениями соответствующим  $d_{hkl}$ , определенными ранее в эквиатомном сплаве рентгенографически в [1-3] (Рис.3, а), и близки к ним по абсолютной величине.

Такой же вывод следует и из сравнения поведения при нагреве ПРМ, определенных двумя методами (см. рис. 1, 2 и [1-3]). Расчет ПРМ по отражениям от плоскостей ненагруженного образца, перпендикулярных и параллельных оси растяжения, дает близкие результаты (см. рис.2).

Таким образом, изменения ПРМ закаленных бинарных сплавов Ti-Ni при нагреве, фиксируемые рентгенографически [1-3,8], подтверждаются и нейтронографически на объемном образце.

После выхода в чисто аустенитную область и последующего охлаждения до комнатной температуры при рентгенографическом исследовании наблюдали “недовозврат” рентгеновских линий в их исходные позиции, которые они занимали перед нагревом, и соответствующий недовозврат параметров решетки (связываемый с влиянием фазового наклепа, возникающего в аустените)[1-3]. Подобный “недовозврат”  $d_{hkl}$  и ПРМ наблюдается и при нейтронографическом исследовании (см. рис.1, 2, 3,б, 4,а), хотя не везде так явно в связи с меньшей точностью нейтронографического эксперимента. Так, недовозврат значим для параметра  $\beta$  и только в некоторых случаях для  $v$  и  $c$  (см. рис.1, 2).

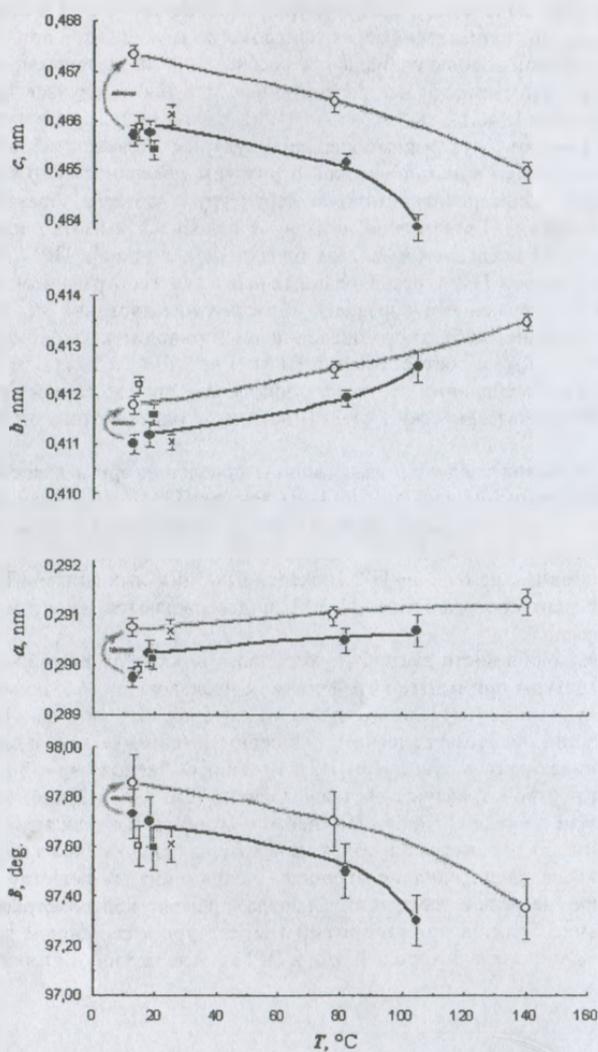
Далее исследовали влияние внешнего напряжения на решетку мартенсита и ее изменение при нагреве-охлаждении. Сначала провели нейтронографическую съемку перезакаленных образцов при комнатной температуре в свободном состоянии. Повторяемость съемок оказалась хорошей:  $d_{hkl}$  и ПРМ после первой и второй закалок хорошо совпадали (см. рис.1).

<sup>2)</sup> Расчет по 15 линиям ((001), (100), (10 $\bar{1}$ ), (111), (10 $\bar{2}$ ), (021), (11 $\bar{2}$ ), (102), (120), (12 $\bar{1}$ ), (112), (003), (013), (031), (032)) и 12 линиями (исключая (100), (10 $\bar{1}$ ) и (021)) дает значения ПРМ, не различающиеся в пределах погрешности.

<sup>3)</sup> При расчете ПРМ по рентгенограмме использовали линии (110), (002), (11 $\bar{1}$ ), (020) и (111).

<sup>4)</sup> В этом случае ПРМ рассчитывали по 10 линиям: (011), (100), (111), (11 $\bar{2}$ ), (120), (12 $\bar{1}$ ), (112), (003), (013) и (032).

<sup>5)</sup>  $d_{hkl}$  плоскостей: (011), (100), (111), (021), (102), (120), (12 $\bar{1}$ ), (112), (031) и (032) – увеличиваются, а  $d_{hkl}$  плоскостей: (10 $\bar{1}$ ), (10 $\bar{2}$ ), (11 $\bar{2}$ ), (003) и (013) – уменьшаются.



**Рис. 1.** Температурные зависимости параметров решётки V19'-мартенсита (от плоскостей перпендикулярных оси растяжения)

(●, ■) - без нагрузки

(○, □) - под растягивающим напряжением 300 МПа

(●, ○) - при нагреве

(■, □) - после цикла "обратное-прямое превращение".

X - по данным рентгенограммы.

— - уровни отсчета недовозвратов ПРМ под напряжением 160 МПа.

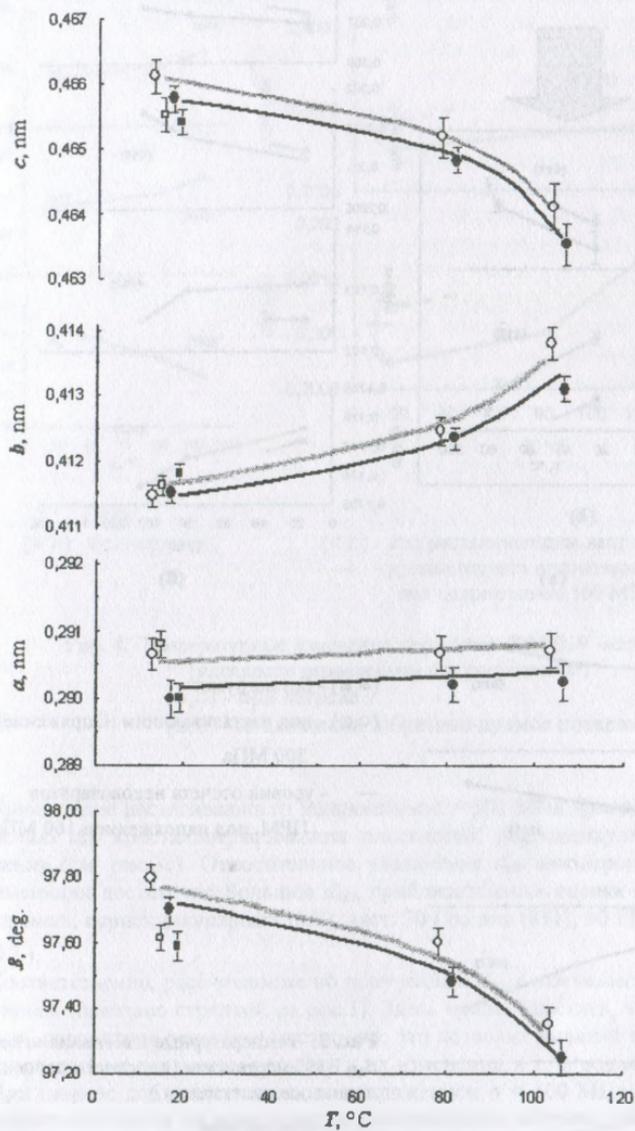


Рис. 2. Сравнительные температурные зависимости параметров решётки B19'-мартенсита без внешней нагрузки (полученные от взаимно перпендикулярных плоскостей)

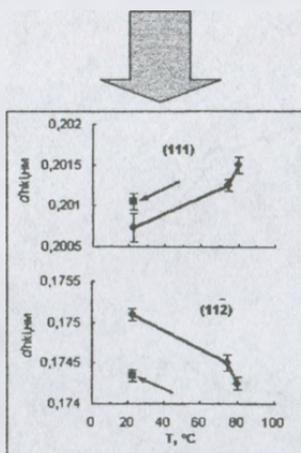
(●, ■) – от плоскостей поперек образца

(○, □) – от плоскостей вдоль образца

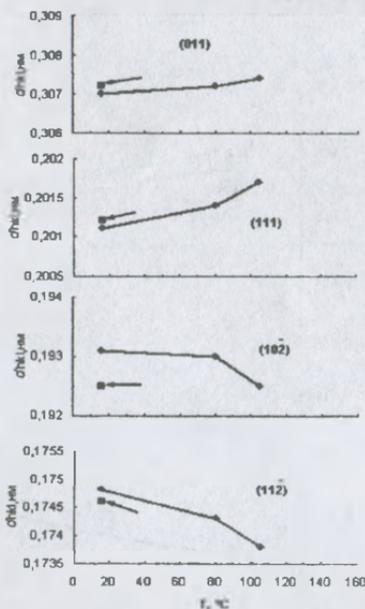
(●, ○) – при нагреве

(■, □) – после цикла "обратное-прямое превращение"

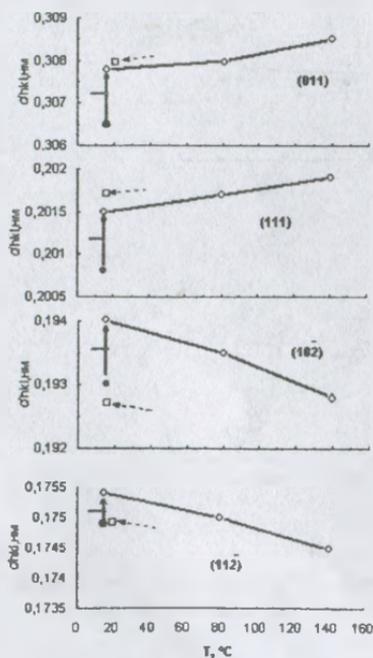
Данные ритмического исследования



(а)



(б)

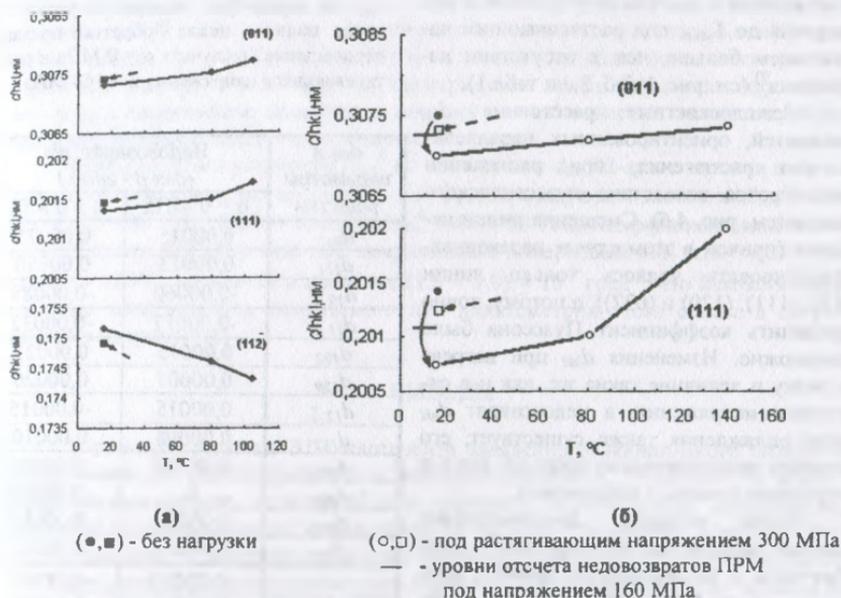


(с)

(●, ■) - без нагрузки  
 (○, □) - под растягивающим напряжением 300 МПа  
 — - уровни отсчета недовозвратов ПРМ под напряжением 160 МПа

Рис. 3. Температурные изменения некоторых  $d_{hkl}$  В19'-мартенсита (плоскости перпендикулярны оси растяжения)

(●, ○) - при нагреве  
 (■, □) - после цикла "обратное-прямое превращение"



**Рис. 4.** Температурные изменения некоторых  $d_{hkl}$  В19'-мартенсита (плоскости параллельны оси растяжения)

(●, ○) - при нагреве

(■, □) - после цикла "обратное-прямое превращение"

Приложение растягивающего напряжения  $\sigma = 300$  МПа приводит к естественному увеличению  $d_{hkl}$  кристаллографических плоскостей, перпендикулярных направлению растяжения (см. рис.3с). Относительное увеличение  $d_{hkl}$  анизотропно: для плоскостей  $(hkl)$ , имеющих достаточно большое  $d_{hkl}$ , приблизительная оценка модуля упругости в направлениях, перпендикулярных  $(hkl)$ , даст: 70 ГПа для (011), 90 ГПа для (111), 60 ГПа для  $(10\bar{2})$ .

Соответственно, рассчитанные по полученным  $d_{hkl}$  «кажущиеся»<sup>6)</sup> ПРМ  $a$ ,  $b$ ,  $c$  и  $\omega$  увеличились (показано стрелкой на рис.1). Здесь нужно заметить, что определение «кажущихся» параметров решетки уместно, т.к. это позволит выявить влияние напряжений на рассчитываемые параметры решетки и их изменения, в т. ч. недовозврат.

При нагреве под растягивающим напряжением  $\sigma = 300$  МПа  $d_{hkl}$  изменяются, повторяя закономерности их изменения в ненапряженном образце (см. рис.3,б и 3,с). Величины изменений разных  $d_{hkl}$  под напряжением и в его отсутствие в среднем при сравнении всех принятых во внимание  $(hkl)$  одинаковы. Поэтому одинаковы и изменения рассчитанных по  $d_{hkl}$  ПРМ при нагреве под напряжением и без него (см. рис.1).

<sup>6)</sup> Рассчитанные ПРМ в этом случае – кажущиеся, т.к. они не соответствуют «средней» решетке поскольку схема напряженного состояния анизотропна, по-разному ориентированные кристаллы мартенсита претерпевают разную упругую деформацию, а измеряемые нами  $d_{hkl}$  соответствуют только тем кристаллам, в которых отражающие плоскости  $(hkl)$  перпендикулярны оси растяжения.

В то же время недоовзрат  $d_{hkl}$  и ПРМ после выхода в аустенитную область и охлаждения до  $T_{\text{удм}}$  под растягивающим напряжением больше, чем в отсутствии напряжения<sup>7)</sup> (см. рис. 1, 3,б, 3,с и табл. 1).

Межплоскостные расстояния  $d_{hkl}$  плоскостей, ориентированных параллельно оси растяжения, при растяжении уменьшаются вследствие Пуассоновского сжатия (см. рис. 4,б). Смещения линии невелики (причем в этом случае надежно зарегистрировать удалось только линии (011), (111), (120) и (032)), а потому, точно определить коэффициент Пуассона было невозможно. Изменения  $d_{hkl}$  при нагреве по знаку и величине такие же, как и в отсутствие напряжения, а недоовзрат  $d_{hkl}$  после охлаждения также существует, его величина приблизительно такая же, как и в отсутствие внешнего напряжения.

Таким образом, дополнительное внешнее напряжение, действующее в ходе обратного и последующего прямого мартенситных превращений, приводит к дополнительным анизотропным отклонениям  $d_{hkl}$  и рассчитываемых по ним кажущихся параметров решетки В19'-мартенсита, образовавшегося во втором цикле "обратное-прямое превращения", от их величин в исходном закаленном состоянии. Эти дополнительные смещения совпадают по направлениям со смещениями  $d_{hkl}$  и рассчитанных по ним параметров решетки В19'-мартенсита, образовавшегося из аустенита, находившегося в состоянии деформационного или фазового наклепа (см. [1-3]).

Следовательно вероятной причиной отличия  $d_{hkl}$  и параметров решетки мартенсита, образовавшегося из наклепанного аустенита, от соответствующих параметров закаленного мартенсита являются поля напряжений от дислокационной субструктуры и/или остаточных напряжений другого происхождения в исходном аустените. Причины же такого влияния напряжений нуждаются в дальнейших исследованиях. Следует подчеркнуть, что имеется в виду не прямое влияние напряжений на решетку мартенсита через ее искажение из-за анизотропии модуля упругости  $E_{hkl}$ , поскольку в условиях внешнего растяжения  $d_{hkl}$  некоторых плоскостей ( $hkl$ ), перпендикулярных оси растяжения, например,  $(10\bar{2})$ ,  $(11\bar{2})$ , (003), (013), оказываются после цикла фазового наклепа под напряжением меньшими, чем в исходном нагруженном состоянии (см. "недоовзрат"  $d_{hkl}$  со стороны меньших значений, рис. 3,с). Непосредственное же воздействие растяжения увеличивает все  $d_{hkl}$  (см. рис. 3,с).

Таблица 1. Сравнение "недоовзрата"  $d_{hkl}$  и параметров решетки мартенсита после полного цикла "обратное-прямое превращение" в случаях  $\sigma = 0$  МПа и растягивающего напряжения  $\sigma = 160$  МПа.

$d_{hkl}$ и параметры решетки	Недоовзрат, нм (для $\beta$ - град.)	
	$\sigma = 0$ МПа	$\sigma \neq 0$ МПа
$d_{011}$	0,00015	0,00075
$d_{111}$	0,00013	0,00050
$d_{10\bar{2}}$	-0,00060	-0,00085
$d_{11\bar{2}}$	-0,00017	-0,00032
$d_{102}$	0,00015	0,00025
$d_{120}$	0,00007	0,00020
$d_{12\bar{2}}$	0,00015	-0,00015
$d_{112}$	0,00008	0,00010
$d_{003}$	-0,00008	-0,00005
$d_{013}$	0	-0,00008
$d_{031}$	0,00009	0,00017
$d_{032}$	0,00010	0,00012
$c$	-0,00045	-0,00065
$b$	0,00040	0,00070
$a$	-0,00005	-0,00035
$\beta$	-0,15	-0,30

<sup>7)</sup> При определении недоовзрата под напряжением в результате охлаждения после выхода в аустенитную область учитывали, что напряжение при этом составляло не 300, а 160 МПа. Поэтому точкой отсчета для каждого недоовзрата  $d_{hkl}$  и параметра решетки служило значение величины, смещение от исходного положения при  $\sigma = 0$  на 8/15 смещения, наблюдаемого при 300 МПа; уровень отсчета показан горизонтальными черточками на рис 1,3б.

Отметим, что в рентгеновских экспериментах [1-3] одинаковые по направлениям смещения линий относительно их положений в закаленном состоянии наблюдали в случаях изотропного фазового наклепа и частичного возврата после анизотропной холодной деформации. В последнем случае отражение давали только плоскости (hkl), параллельные направлению прокатки, и поэтому рассчитанные по соответствующим  $d_{hkl}$  параметры на самом деле – «кажущиеся».

Оценка модулей упругости  $E_{hkl}^A$  по изменениям  $d_{hkl}$  В2-аустенита под напряжением (при температурах в интервале 65 – 160°C) дает следующие значения:  $E_{100}^A = 30 \div 40$  ГПа,  $E_{110}^A = 65$  ГПа,  $E_{111}^A = 80$  ГПа,  $E_{210}^A = 40 \div 50$  ГПа. Коэффициент линейного теплового расширения аустенита под напряжением, измеренный для этих <hkl> в интервале 65 – 160°C, находится в пределах  $(1.3 \div 1.9) \times 10^{-5}$  град<sup>-1</sup>, что близко к среднему значению коэффициента, получаемого при дилатометрии этого сплава в отсутствии внешнего напряжения.

## ВЫВОДЫ

▪ Параметры решетки В19'-мартенсита закаленного экваторного сплава Ti-Ni, определенные рентгенографически и нейтронографически, совпадают и ведут себя одинаково при нагреве, включая область обратного мартенситного превращения, и в результате охлаждения после цикла фазового наклепа в отсутствии внешней нагрузки. Иными словами, в изотропном случае рентгенографическая съемка поверхностного слоя точно описывает кристаллическую структуру мартенсита в объеме образца (определяемую нейтронографически).

▪ Растягивающее напряжение не изменяет значимо закономерностей изменения  $d_{hkl}$  при нагреве, но увеличивает «недовозврат» значений межплоскостных расстояний  $d_{hkl}$  плоскостей, перпендикулярных оси растяжения, и рассчитанных по ним «кажущихся» параметров решетки мартенсита после цикла фазового наклепа к их значениям, соответствующим исходному закаленному мартенситу. Поэтому вероятной причиной отличия рассчитываемых по отражениям от параллельных плоскостей с разными (hkl) параметров решетки мартенсита, образовавшегося из наклепанного аустенита, от соответствующих параметров закаленного мартенсита, образовавшегося из рекристаллизованного аустенита, является влияние полей напряжений от дислокационной субструктуры и/или остаточных напряжений другого происхождения в исходном аустените. Это влияние не состоит в прямом искажении решетки вследствие анизотропии модулей упругости.

## Список литературы

1. Prokoshkin S.D., Brailovski V., Turenne S., Khmelevskaya I. Yu., Korotitskiy A.V., Trubitsyna I.B. // Concentration, temperature and deformation dependences of martensite lattice parameters in binary Ti-Ni shape memory alloys. Journal de Physique IV, 2003, V.112. October. P. 651-654.
2. Коротицкий А.В., Трубицина И.Б., Прокошкин С.Д., Хмелевская И.Ю., Браиловский В., Тюренн С. // Параметры решетки мартенсита в бинарных сплавах Ti-Ni с памятью формы. Структура и свойства перспективных металлов и сплавов, труды LX Межд. семин. «Актуальные проблемы прочности», 30 09-04.10.2002, Вел. Новгород, НГУ, 2003. С. 103-107
3. Прокошкин С.Д., Браиловский В., Тюренн С., Хмелевская И.Ю., Коротицкий А.В., Трубицина И.Б. // О параметрах решетки В19'-мартенсита в бинарных сплавах Ti-Ni с памятью формы. ФММ, 2003. Т. 86. №1. С. 62-71.
4. Gundyrev V.M., Zeldovich V.I., Sobyagina G.A. // Texture and thermal expansion anomalies of В19'-martensite in tensile deformed TiNi shape memory alloys Textures and Microstructures, 1999. V. 30. P. 71-81

5. Golestaneh A.A., Carpenter J.M. // Study of the martensitic transformation in shape memory nitinol alloy by time-of-flight neutron diffraction techniques. *Acta Met. et Mater.*, 1990. V. 38. №7. P. 1291-1305.
6. Sittner P., Novak V., Lukas P., Ludovyy D., Neov D., Tovar M. // Load partition in Ti-Ni shape memory alloy polycrystals investigated by *in-situ* neutron diffraction and micromechanics modeling. *Mater. Sci. Forum.*, 2002. V. 404-407. P. 829-834.
7. Lukas P., Sittner P., Neov D., Novak V., Ludovyy D., Tovar M. // R-phase phenomena in neutron diffraction investigation of thermomechanically loaded NiTi polycrystals. *Mater. Sci. Forum.*, 2002. V. 404-407. P. 835-840.
8. Миронов Ю.И., Кульков С.Н. // Исследование мартенситного превращения в TiNi методом рентгенодифракционного кино. *Изв. ВУЗов. Физика*, 1994. Т.37. №8. С.49-54.
9. Bokuchava G.D., Aksenov V.L., Balagurov A.M., Zhuravlev V.V., Kuzmin E.S., Bulkin A.P., Kudryashov V.A., Trounov V.A. // Neutron Fourier diffractometer FSD for internal stress analysis: first results. *Applied Physics A*, 2002. V. 75, P.75.

УДК 539.37:539.22

## ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ УПОРЯДОЧИВАЮЩИХСЯ СПЛАВОВ

Старенченко С. В., Замятина И. П., Старенченко В. А.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
Томск, Россия  
star@tsuab.ru*

Пластическая деформация существенно изменяет структурное состояние упорядоченных сплавов, уменьшает степень дальнего порядка и даже может привести к его полному разрушению. К настоящему времени опубликовано не много работ содержащих данные, свидетельствующие о разрушении дальнего порядка при деформации сплавов с различными сверхструктурами. Однако основное внимание в этих исследованиях уделялось не структурным изменениям, а изменениям механических, электрических, магнитных и др. свойств сплавов. Непосредственно деформационное разупорядочение было предметом изучения лишь небольшого числа исследований, не создающих единого и целостного взгляда на причины и механизмы этого явления. Для выявления закономерностей и понимания механизмов деформационного разупорядочения необходимы систематические экспериментальные исследования изменения структурных характеристик и параметра дальнего порядка при деформации.

В связи с этим в настоящей работе методами рентгеноструктурного анализа проведено изучение изменения структурных характеристик и параметра дальнего порядка при пластической деформации сплавов со сверхструктурами  $L1_2$  и  $L1_2(M)$ . Сплавы с этими сверхструктурами представляются наиболее подходящими для данного исследования, поскольку особенности деформации, а также закономерности термических фазовых переходов порядок-беспорядок в них хорошо изучены.

В сплавах, выбранных для изучения –  $Au_3Cu$ ,  $Cu_3Pt$ ,  $Ni_3Fe$ ,  $Ni_3Al$ ,  $Cu_3Pd$ , термической обработкой сформировано упорядоченное состояние с максимально возможной степенью порядка. Структурные параметры изменяются достаточно широко (табл.1).