НИИ МЕДИЦИНСКИХ МАТЕРИАЛОВ И ИМПЛАНТАТОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ
Сибирского физико-технического института при Томском государственном университете

МАТЕРИАЛЫ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ И НОВЫЕ МЕДИЦИНСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Под редакцией
заслуженного деятеля науки РФ, профессора
Виктора Эдуардовича Гюнтера

Томск
2010

ния и охлаждения. При этом положение максимумов демпфирования на температурной зависимости не меняется.

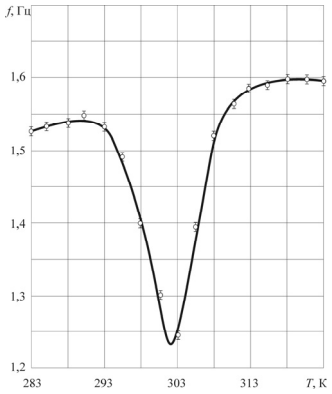


Рис. 2. Температурная зависимость частоты свободных колебаний образца сплава ТН-10

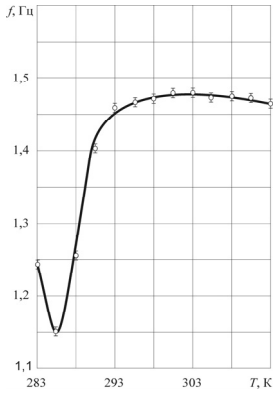


Рис. 3. Температурная зависимость частоты свободных колебаний образца сплава ТН-ХЭ

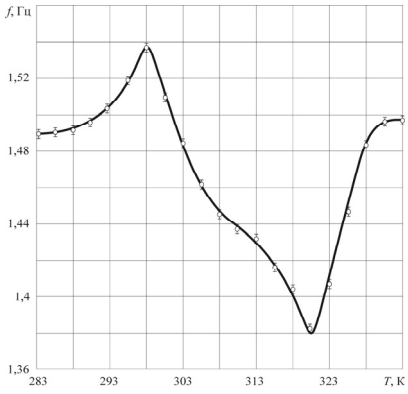


Рис. 4. Температурная зависимость частоты свободныхколебаний образца сплава ТН-20

Полученные экспериментальные закономерности коррелируют с работами специалистов в этой области и литературными данными. Можно отметить, что в мартенситном состоянии и в процессе превращения поглощение энергии колебаний обусловлено движением легкоподвижных границ раздела различного происхождения (межфазных, двойниковых и т.п.). Это приводит к резкому увеличению внутреннего трения в мартенситном и особенно в двухфазных состояниях. Значительное возрастание декремента колебаний в интервале превращений обусловлено влиянием внешних и внутренних напряжений на температуры образования и исчезновения различных вариантов мартенсита.

Таким образом, сплавы на основе никелида титана характеризуются высоким уровнем демпфирования. Причем демпфирование связано с изменением формы гистерезисной кривой от числа циклов при циклическом воздействии. В свою очередь, форма гистерезисной кривой зависит от ряда параметров, включающих геометрию образца, способа знакопеременного воздействия, уровня напряжения и частоты. В прикладных задачах необходимо учитывать данные параметры, для того чтобы найти лучшее соответствие между знакопеременным воздействием и уровнем демпфирования материала. Особое значение имеют процессы саморазогрева материала, пренебрегать которыми нельзя при частоте свыше ~ 0,5 Гц.

Литература

1 *Гюнтер В.Э., Ходоренко В.Н., Ясенчук Ю.Ф. и др.* Никелид титана. Медицинский материал нового поколения. Томск: Изд-во МИЦ. 2006. 296 с.

2 *Colluzi B., Biscarini A., Campanella R. et al.* Effect of thermal cycling through the martensitic transition on the internal friction // J. Alloys Comp. Vol. 310. 2000. P. 300–305.

3 *Eggler G., Hornbogen E., Yawn A. et al.* Structural and functional fatigue of NiTi shape memory alloys // Mat. Sci. Eng. Vol. 378. 2004. P. 24–33.

4 *Humbeek Van J.* Damping capacity of thermoelastic martensite in shape memory alloys // J. Alloys Comp. V. 355. 2003. pp. 58–64.

5 Shape memory materials / Otsuka K., Wayman C.M. Cambridge University press. Cambridge. 1998. P. 280.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ СТРУКТУРЫ НИКЕЛИДА ТИТАНА

В.Н. Ходоренко, М.И. Солдатова, В.Э. Гюнтер

В поликристаллических материалах, где реализуются фазовые переходы, на параметры мартенситных превращений (характеристические температуры, интервалы и гистерезис превращения) оказывают влияние и факторы внешнего воздействия, температура и химический состав и сформированная структура, величина зерна исходной и мартенситной фазы сплава. Очевидно, что по мере изменения размера кристаллитов и одновременно объемной плотности межкристаллитных границ, будут

изменяться как условия зарождения мартенситных кристаллов, так и характер распространения мартенситного превращения в сформированном поликристаллическом ансамбле. Кроме того, на мартенситные превращения будут оказывать влияние тип образующегося мартенсита и структурные особенности исходной фазы. Известно, что уменьшение величины зерен поликристалла ниже определенного значения приводит к снижению температуры начала мартенситного превращения, изменению других характеристических температур и гистерезиса превращения [8]. Существует некоторый критический размер зерна, как правило, свой для каждого типа сплава, ниже которого мартенситное превращение не происходит даже при охлаждении до температур значительно более низких, чем обычная для данного сплава температура начала мартенситного превращения. Это явление было названо стабилизацией исходной фазы [9]. Взаимосвязь величины зерна, структурных характеристик исходной фазы и параметров мартенситного превращения была установлена в отдельных работах, где изучали различные малоразмерные объекты. В ряде работ приводятся конкретные значения изменения температуры начала мартенситного превращения при уменьшении размера зерен исходной фазы в сплавах Fe-Ni, Fe-Ni-C, Fe-Mn-C, Cu-Fe. Эти изменения зависят также не только от величины размера зерна, но и от состава сплавов и способов получения структуры исходной фазы.

Известно также, что зарождение кристаллов мартенсита чаще всего происходит на границах зерен. Обусловлено это прежде всего тем, что границы зерен в силу своего атомного строения обладают повышенной энергией по сравнению с объемом зерна. Понижение межзеренной энергии является стимулом к преимущественному образованию зародышей мартенсита на границах зерен и потому свободная энергия образования критического зародыша на границах зерен понижена по сравнению с объемом зерна.

Границы зерен могут выступать не только местами преимущественного зарождения кристаллов мартенсита, но и служить препятствием для их дальнейшего роста.

Необходимо отметить, что в поликристаллах, где реализуются фазовые переходы, существенное влияние на зарождение и рост мартенситных кристаллов оказывает не только размер зерна, но и состояние границ зерен, которое характеризуется их энергией. С энергетической точки зрения границы зерен делят на границы общего и специального типов. Соотношение типов границ зерен в поликристаллическом ансамбле может определять преимущество зарождения и распространения мартенситных кристаллов. Формирование ансамбля границ зерен в металлах зависит от многих факторов: текстуры и степени деформации перед термообработкой, режима термообработки (температуры и длительности отжига), наличия легирующих элементов.

Соотношение типов границ зерен в отожженных поликристаллических материалах зависит от размера зерна. Так, для поликристаллического кремния доля специальных границ составляет 50% для зерен размером 20 мкм и 100% для границ зерен размером 2 мкм. Легирующие элементы также меняют соотношение границ специального и общего типов в структуре материалов. Тип границ зерен в силу их различного энергетического состояния также должен оказывать влияние на процесс зарождения и распространения мартенситных кристаллов.

Критический анализ опубликованных к настоящему времени результатов показывает отсутствие систематических и целенаправленных исследований, посвященных анализу зернограничного ансамбля и его влияния на мартенситные превращения в целом для сплавов на основе никелида титана. Учитывая широкое применение сплавов на основе никелида титана в медицине и технике, исследование влияния состава сплавов на основе никелида титана на формирование зернограничного ансамбля, размер зерна, тип границ зерен является актуальной задачей.

Данная работа посвящена изучению макро- и микроструктуры сплавов никелида титана разного состава, исследованию влияния состава сплава на величину размера зерна и формирование зернограничного ансамбля.

Материалы и методы исследования. Исследования проведены на сплавах никелида титана разного состава (табл.1) – стехиометрического состава, обогащенные по титану и по никелю, а также технологичные сплавы с добавками молибдена типа ТН-10,ТН-20, ХЭ.

Таблица 1

Сплавы никелида титана разного состава после отжига при Т=850 ^{o}С, 1ч, вакуум

Сплав	$Ti_{50,5}Ni_{49,5}$	$Ti_{50}Ni_{49-x+1\%Fe}$	$Ti_{50}Ni_{50}$	$Ti_{49,5}Ni_{50,5-x}$	$Ti_{49}Ni_{51-x}$	$Ti_{49}Ni_{51}$	$Ti_{48,5}Ni_{51,5-x}$	$Ti_{48,5}Ni_{51,5}$
M_s, ^{o}C	69°	5°	55°	0°	-30°	-50°	-70°	-85°

Состояние	Мартенсит	Rфаза	Мартенсит	B2	B2	B2, Rфаза	Rфаза	B2

Сплавы с добавками молибдена $Ti_{48,5}Ni_{51,5-x}$, $Ti_{49}Ni_{51-x}$, $Ti_{49,5}Ni_{50,5-x,}$ $Ti_{50}Ni_{49-x-1\%Fe}$ были выплавлены в индукционной печи в атмосфере аргона. Сплавы $Ti_{48,5}Ni_{51,5}$, $Ti_{49}Ni_{51}$, $Ti_{50}Ni_{50,}$ $Ti_{51}Ni_{49}$ (без молибдена) получены путем шестикратной электроннодуговой плавкой в атмосфере аргона. Слитки сплавов были прокатаны в пластины толщиной 1 мм с промежуточными отжигами на воздухе при температуре T=500 ^{o}C.

Для формирования зеренной структуры образцы были отожжены при температуре 850 ^{o}C в течение 1 ч в вакууме 10^{-4} мм. рт.ст. с последующим медленным охлаждением в печи до комнатной температуры. Для исследования микроструктуры готовили стандартным образом шлифы, затем поверхность полировали [10, 11]. Для выявления зеренной микроструктуры образцы травили в растворе кислот 1-HNO_3, 3-HF, 2-H_2O. Исследование макроструктуры проводили на металлографическом микроскопе Olympys CX-71 методом отражения и ДИК анализа.

Микроструктуру сплавов изучали на растровом электронном микроскопе Philips SEM 513. Фазовый состав и структурные параметры сплавов определяли с помощью микрорентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализов на дифрактометре XRD-600. Для выявления границ зерен разного типа использовали метод травимости, применяя один и тот же травитель для всех сплавов.

Проведено качественное и количественное описание зеренной структуры. Размер зерна определяли методом секущих, строили гистограммы распределения зерен по размерам. Оценены доли каждого типа границ в ансамбле границ зерен.

Тип границ зерен выявляли методом оптической металлографии по их травимости и морфологическим признакам. Известно, что в металлах границы общего типа в большинстве электролитов растравливаются сильнее, чем специальные границы. По морфологическим признакам к границам общего типа относили все ярко протравленные криволинейные и прямолинейные границы. К специальным границам относили слабо протравленные прямолинейные, двойниковые и фасетированные границы.

Структура сплавов на основе никелида титана разного состава. Исследования макро- и микроструктуры, образцов никелида титана разного состава после термической обработки показали, что для всех сплавов главной особенностью структуры является наличие фаз разных размеров по всему объему образца. Частицы расположены как по границам зерен, так и в теле зерна в виде отдельных мелких выделений, а также локальных скоплений. Однако преимущественное распределение частиц наблюдается в теле зерна, отдельные границы полностью свободны от выделений (рис.1).

Обнаружены выделения фаз различного размера от 0,1-4,2 мкм. Характерной особенностью мелких выделений является правильная круглая форма. Наряду с одиночными мелкими выделениями обнаружены более крупные размером от 2,8 до 4,2 мкм различной геометрической формы. Существуют выделения, сформированные в цепочки, состоящие из отдельных мелких выделений и локальных скоплений (рис. 2).

Необходимо отметить, что на поверхности образцов наблюдали участки с различной плотностью распределения выделений от 0,1 до 0,5.

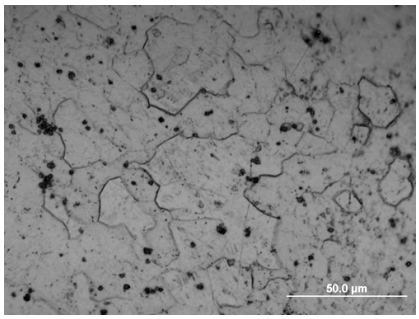


Рис. 1. Макроструктура сплава никелида титана $Ti_{49}Ni_{51}$ после отжига при температуре T=850 ºC, t=1 ч, вакуум

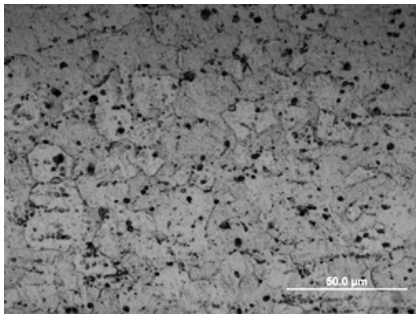


Рис. 2. Макроструктура сплава никелида титана после отжига при температуре T=850 ºC, t=1ч, вакуум; сплав $Ti_{49}Ni_{51}$, крупные выделения различной геометрической формы

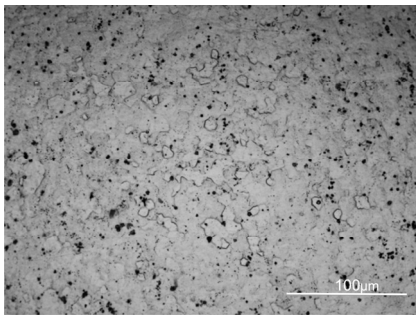


Рис. 3. Макроструктура сплавов никелида титана после отжига при T=850 ºC, t=1ч, вакуум; сплав $Ti_{50,5}Ni_{49,5}$ – однородная структура

Добавки Mo в сплавы на основе никелида титана привели к формированию в них более однородной структуры. В указанных сплавах с добавками молибдена (табл. 1) наблюдали в основном мелкие точечные выделения, равномерно распределенные по объему образца. Лишь в отдельных местах матрицы наряду с мелкими одиночными выделениями в малом количестве наблюдали и более крупные различной геометрической формы. Как и в сплавах без легирования частицы в основном распределены в теле зерна, большинство границ свободно от выделений (рис. 3).

Проведенный локальный микроанализ показал, что указанные фазы – это частицы, обогащенные по титану типа Ti_2Ni. Исходя из диаграммы состояния систем TiNi, образование этих фаз происходит во время кристаллизации по перитектической реакции. Из-за наличия вакантных мест в решетке фаза TiNi обладает способностью растворять O, N, C, что может приводить к образованию оксикарбонитридов, имеющих состав типа Ti_4Ni_2(O, N, C). Фаза Ti_4Ni_2O изоморфна Ti_2Ni и по величине параметра решетки практически не отличается от нее (a=11,3236 нм). Прокатка сплава с промежуточными отжигами также может приводить к дополнительному выделению фаз Ti_4Ni_2O за счет активного внедрения кислорода и взаимодействия его с титаном.

Рис. 4. Микроструктура сплавов никелида титана $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$ после отжига при T=850 ºC, t=1ч, вакуум; фазы, обогащенные по титану

Данные рентгеноструктурного анализа для всех сплавов независимо от состава подтвердили наличие кроме фазы TiNi в двух состояниях B2 и B19$^{/}$, фазы Ti_2Ni, Ti_4Ni_2O, $TiNi_3$ во всех образцах.

Исследования микроструктуры сплавов на растровом электронном микроскопе показали, что оксиды титана Ti_4Ni_2O имеют пластинчатую, круглую, либо правильную ромбическую форму (рис. 4). Необходимо подчеркнуть, что в сплавах, обогащенных по титану, наблюдали частицы, обогащенные по титану типа Ti_2Ni более крупных размеров и с большей плотностью выделений, чем в сплавах, обогащенных по никелю.

Кроме того, при исследовании микроструктуры сплавов, помимо выделений Ti_2Ni были обнаружены мелкие фазы в виде светлых выделений в основном круглой и пластинчатой формы. Проведенный микрорентгеноспектральный анализ показал, что это фазы, обогащенные по никелю – типа $TiNi_3$. Частицы данной фазы мелкодисперсные размером от 0,1 мкм и менее имеют когерентное сопряжение с матрицей. Они могут располагаться как по границам зерен, так и в теле зерна (рис. 5).

Данные рентгеноструктурного анализа также подтвердили наличие фаз $TiNi_3$, причем объемная доля фаз, обогащенных по никелю, в сплавах гораздо меньше, чем фаз, обогащенных по титану.

Во многих местах матрицы сплава сильно обогащенного по никелю наблюдали более крупные пластинчатые выделения длиной от 0,4-0,5 мкм, шириной около 0,1 мкм. По аналогии с литературными данными можно полагать, что это могут быть частицы типа Ti_2Ni_3. Так как известно, что в матрице в процессе отжига кроме фаз $TiNi_3$ могут образовываться промежуточные метастабильные фазы, обогащенные по никелю, более крупные пластинчатые выделения Ti_2Ni_3, линзовидные частицы Ti_3Ni_4, $Ti_{11}Ni_{14}$ [28].

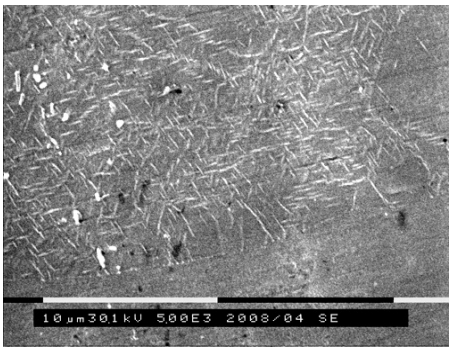


Рис. 5. Микроструктура сплавов никелида титана после отжига при T=850 ^{0}C, t=1ч., вакуум, фазы, обогащенные по никелю; круглой, пластинчатой формы, в виде сеток

В сплавах, обогащенных по никелю, в отдельных местах матрицы обнаружена высокая плотность выделений частиц $TiNi_3$ в форме сеток (рис. 5). Указанные частицы могут образовываться в сплаве как в процессе деформационно-термической обработки, так и в процессе отжига при T=850 ºC в течение 1 ч с последующим охлаждением с печью.

Таким образом, показано, что сплавах на основе никелида титана разного состава формируются идентичные структуры с некоторыми особенностями в плотности распределения, размеров выделившихся фаз, а также их скоплений. В сплавах, легированных молибденом наблюдается более однородная структура с преимущественным распределением частиц в теле зерна.

Данные рентгеноструктурного и микрорентгеноспек-

трального анализов показали, что в сплавах указанных составов образуются в основном интерметаллические соединения – фаза TiNi, Ti_2Ni, Ti_4Ni_2O, $TiNi_3$.

Особенности зернограничного ансамбля в сплавах на основе никелида титана разного состава. Формирование ансамбля границ зерен в металлах и сплавах зависит от многих факторов: температуры и степени деформации перед термообработкой, режима термообработки (температуры и длительности отжига), энергии дефекта упаковки, наличия легирующих и примесных элементов [20–22, 24, 27].

Изучение зернограничного ансамбля в сплавах на основе никелида титана разного состава проводили с помощью оптической металлографии и растровой электронной микроскопии. Выполнено качественное и количественное описание зеренной структуры.

Определение типа границ зерен проводили, используя метод разной травимости границ [10, 11]. Степень растравленности границ при травлении определяется их энергией. Так как границы общего типа имеют большую энергию, чем границы специального типа, то в большинстве электролитов они растравливаются сильнее [18, 23, 25].

В сплавах никелида титана разного состава после отжига при температуре T=850 ^oC в течение часа формируется зернограничная структура с размером зерна, величина которого представлена в табл. 2, 3.

Таблица 2

Средний размер зерна сплавов никелида титана

Сплав	$Ti_{50,5}Ni_{49,5}$	$Ti_{50}Ni_{50}$	$Ti_{49}Ni_{51}$	$Ti_{48,5}Ni_{51,5}$
d, мкм	35	30	23	9

Таблица 3

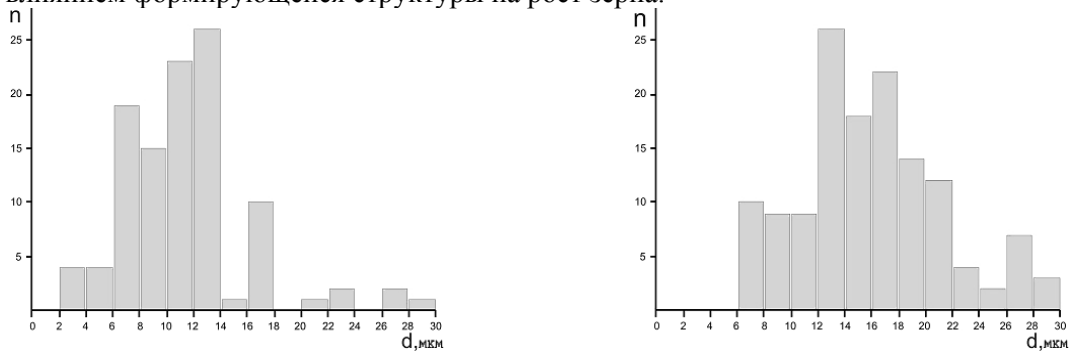
Средний размер зерна сплавов никелида титана легированных Mo

Сплав	$Ti_{50}Ni_{49-x}$	$Ti_{49,5}Ni_{50,5-x}$	$Ti_{49}Ni_{51-x}$	$Ti_{48,5}Ni_{51,5-x}$
d, мкм	12	17	23	23

Установлено, что средний размер зерна в сплавах при увеличении концентрации никеля уменьшается от 35 до 9 мкм (табл. 2). Этот факт может быть связан с тем, что в указанных сплавах, как было показано выше, выделяются когерентные фазы, обогащенные по никелю - типа $TiNi_3$. Эти фазы в силу своей мелкодисперсности и когерентного сопряжения с матрицей создают внутренние напряжения в материале и препятствуют росту зерна. Влияние легирующего элемента Mo приводит, как было показано, к выравниванию микроструктуры материала и, следовательно, способствует более равномерному росту зерен (табл. 3).

На (рис. 6) представлены гистограммы распределения зерен по размерам для различных сплавов.

Анализ гистограмм показывает, что для всех сплавов характерно нормальное распределение зерен по размерам. Выражена неоднородность распределения зерен по размерам, наряду с мелким зерном характерно наличие крупного зерна. Это связано с внутренним состоянием материала при кристаллизации и влиянием формирующейся структуры на рост зерна.



а *б*

Рис. 6. Гистограммы распределения зерен по размерам сплавов никелида титана; *а* – $Ti_{49,5}Ni_{50,5-x}$; *б* – $Ti_{49}Ni_{51}$

Проведена аттестация границ зерен по морфологическим признакам с выделением границ общего и специального типов. В процессе исследования были выделены прямолинейные, криволинейные,

двойниковые и фасетированные границы. Фасетки – плоские участки, образующие резкие изломы следа границы на шлифе, располагаются по кристаллографически определенным плоскостям, обеспечивающим наилучшее сопряжение решеток при заданной разориентировке [1, 2, 13, 18, 26].

В сплавах разного состава при одной и той же термообработке формируется различный зернограничный ансамбль, границы общего типа могут быть как криволинейные, так и прямолинейные, специального типа – прямолинейные фасетированные, двойниковые (рис. 7).

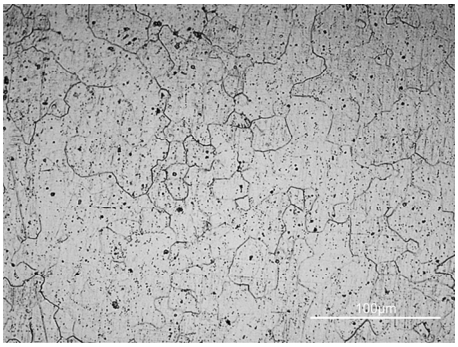


Рис. 7. Макроструктура сплава никелида титана $Ti_{48,5}Ni_{51,5}$ после отжига при T=850 °C, t=1ч, вакуум; границы общего и специального типов

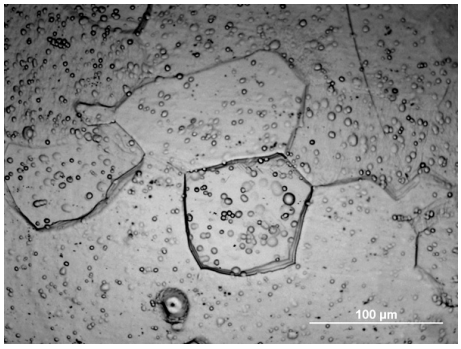


Рис. 8. Макроструктура сплава никелида титана $Ti_{48,5}Ni_{51,5}$ после отжига при T=850 °C , t=1ч, вакуум; миграция границ зерен

Известно, что образование специальных границ зерен определяется миграционной способностью границ общего типа и интенсивностью рекристаллизационных процессов, вследствие расщепления границ общего типа, как способ уменьшения зернограничной энергии поликристалла [17].

Миграционная способность границ общего типа зависит в однофазных твердых растворах от энергии дефекта упаковки, концентрации легирующих элементов в твердом растворе, в многофазных сплавах от наличия вторых фаз на границах зерен. На рис. 8 представлена миграция границ. Интенсивность рекристаллизационных процессов определяется режимом отжига, температурой, кинетикой формирования структуры.

Границы специального типа практически всегда свободны от выделений. Это обусловлено их низкой энергией. Из литературы известно, что энергия границ специального типа Σ 8, 38, 94 составляет 0,3 от энергии границ общего типа [18, 19, 23, 25]. Проведенный количественный анализ соотношений границ зерен разных типов в исследуемых сплавах показал, что доля специальных границ в зернограничном ансамбле сплавов составляет 0,3-0,5 от общего числа границ.

Известно, что количество специальных границ в отожженных поликристаллических металлах и сплавах зависит от размера зерна. Однако такая зависимость неоднозначна для разных материалов. Так показано, что доля специальных границ для поликристаллов кремния составляет 50% для зерен размером до 20 мкм и 100% для зерен размером 2 мкм [17].

Таблица 4

Содержание границ разного типа в сплавах никелида титана

Сплав	$Ti_{50,5}Ni_{49,5}$	$Ti_{50}Ni_{50}$	$Ti_{49}Ni_{51}$	$Ti_{48,5}Ni_{51,5}$
Границы общего типа, %	59,1	51,3	62,6	48,6
Границы специального типа, %	40,9	48,7	37,3	51.4

Таблица 5

Содержание границ разного типа в легированных Mo сплавах никелида титана

Сплав	$Ti_{50}Ni_{49-x}$	$Ti_{49,5}Ni_{50,5-x}$	$Ti_{49}Ni_{51-x}$	$Ti_{48,5}Ni_{51,5-x}$
Границы общего типа, %	66,7	47,4	62,9	54,1
Границы специального типа, %	33,2	52,6	37,1	45,9

Анализ полученных результатов показал, что в сплавах никелида титана, обогащенных по никелю, с наименьшим размером зерна d=9 мкм, доля границ специального типа составляет 51,4%. При увеличении размера зерна до 35 мкм доля границ специального типа уменьшается до 40,9%.

Легирование Mo сплавов никелида титана разного состава приводит к уменьшению размера зерна и стабилизации структуры. При этом соотношение границ специального и общего типов в легированных и нелегированных сплавах меняется слабо.

Показано, что в сплавах с добавками молибдена при увеличении концентрации Ni доля границ специального типа увеличивается от 0,3 до 0,5.

Заключение. Анализ структурных особенностей сплавов никелида титана разного состава показал, что в структуре сплава обнаружены фазы TiNi(B2), TiNi(B19$^{/}$), Ti_2Ni, Ti_4Ni_2O, $TiNi_3$. Фазы, обогащенные по титану, некогерентные, различной геометрической формы - от круглой до ромбоэдрической, размерами от 0,1 до 4 мкм. Фазы $TiNi_3$ – мелкодисперсные, когерентно сопряженные с матрицей, размерами – 0,1-0,2 мкм, преимущественно расположены в теле зерна. Добавки Mo в сплавы на основе никелида титана привели к формированию в них более однородной структуры.

Увеличение концентрации никеля в сплавах на основе никелида титана в пределах от 49,5 до 51,5ат.% приводит к уменьшению размера зерна от 35 до 9 мкм. Уменьшение размера зерна в нелегированных сплавах приводит к увеличению доли границ специального типа. Размер зерна в сплавах с различными добавками молибдена и железа меняется незначительно. Установлено, что в сплавах разного состава после термической обработки при T=850 ^{o}C, t=1ч в вакууме, формируется различный зернограничный ансамбль. Доля границ специального типа в зернограничном ансамбле сплавов составляет 0,3-0,5 от общего числа границ. Легирующие элементы также изменяют соотношение границ общего и специального типов в структуре сплавов, однако эти изменения незначительны.

Литература

1. *Грабский В.М.* Структура границ зерен в металлах. Металлургия, 1972. 160 с.
2. *Гюнтер В.Э., Ходоренко. В.Н., Ясенчук. Ю.Ф. и др.* Никелид титана. Материал нового поколения. Томск: Изд-во МИЦ, 2006. 296 с.
3. *Кайбышев В.Г., Валиев Р.З., Ценев Н.К.* Влияние состояния границ зерен на сверхпластическое течение // ДАН. СССР. 1984. Т. 278. № 1. С. 93-97.
4. *Лободюк В.А.* Размерный эффект при мартенситном превращении…// ФММ. 2005. Т. 99, № 2, С. 29-40
5. *Otsuka.K., Ren X.* Physical metallurgy of TiNi based shape memory alloy // Progress in Materials science. 2005. P. 511-678.
6. *Рыбин В.В., Титовец Ю.Ф., Козлов А.Л.* Специальные границы в реальных поликристаллах // Поверхность. Физика, химия, механика. 1984. № 9. С. 107- 111.
7. *Сухомлин Г.В., Копецкий Ч.В., Андреева А.В.* Специальные множественные стыки границ зерен в ГЦК металлах // ФММ. 1986. Т. 62, вып. 2, С. 349-357.
8. *Wotanabe Todao.* Grain boundary design for new materials // Trans. Yar. Ynst. Metals. 1986. № 27. С 73-83.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ПОРИСТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОЛУЧЕННОГО РЕАКЦИОННЫМ СПЕКАНИЕМ

Ю.Ф. Ясенчук, Н.В. Артюхова, В.Э. Гюнтер

Высокопористые сплавы на основе никелида титана благодаря биосовместимости с тканями живого организма нашли широкое применение в медицине [1]. Высокопористые сплавы никелида титана характеризуются высокой степенью структурно-фазовой неоднородности, причины которой заложены в особенностях порошковой металлургии. Так, структура сплава, полученного методом СВС, резко отличается от сплавов того же состава, полученных методами реакционного или диффузионного спекания. Значительное влияние на свойства пористого никелида титана оказывают примеси, а также легирующие добавки. Характерными признаками таких легированных сплавов являются неоднородность концентрационного состава и недостаточная полнота превращения в ходе синтеза.

При различных режимах спекания структурно-фазовая неоднородность пористого никелида титана проявляется в разной степени. Устранение этого недостатка методами термомеханической обработки, обычными для литых сплавов, невозможно, в первую очередь, из-за необходимости сохранения высокопористой структуры сплава.

Цель данной работы связана с исследованием причин появления фазовой неоднородности при реакционном спекании пористого никелида титана и определением факторов, влияющих на однородность сплава.

Материалы и методы. В работе исследованы цилиндрические образцы пористого никелида титана, размером 6×30 мм, полученные методом реакционного спекания в вакуумной печи. Спекание двух групп цилиндрических образцов проводили в кварцевых формах при максимальной температуре