

УДК 669.017:539.4:621

Е. А. ПРОКОФЬЕВ

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ Ti-Ni, ПОЛУЧЕННЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

Представлены результаты исследований микроструктуры и физико-механических свойства ультрамелкозернистых (УМЗ) сплавов Ti-Ni, полученных интенсивной пластической деформацией (ИПД). *Интенсивная пластическая деформация кручением; равноканальное угловое прессование; высокая прочность; функциональные свойства*

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы Ti-Ni выделяются среди материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ) повышенной прочностью и пластичностью, хорошим комплексом эксплуатационных свойств: значительными долговечностью, коррозионной стойкостью, биосовместимостью и т. д. [1, 2,]. Все это открывает возможности их использования в науке, технике, а особенно широко в медицине [3].

В то же время для многих применений, особенно в ответственных или малогабаритных изделиях, уровень механических и функциональных свойств, которыми обладают сплавы Ti-Ni в обычном крупнозернистом состоянии, является недостаточным. Вместе с тем физико-механические свойства являются структурно-чувствительными, поэтому для их повышения традиционно используют методы деформационно-термической обработки, позволяющие получать различные типы структур [4].

Новые возможности в направлении регулирования физико-механических свойств металлов и сплавов открывает получение ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [5].

Из известных методов ИПД наиболее широко используемыми и хорошо изученными являются интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК) и равноканальное угловое прессование (РКУП). Оба метода основаны на деформации сдвигом и позволяют осуществлять большие деформации ($\epsilon \geq 6-8$) без разрушения заготовок.

УМЗ материалы (нанокристаллические (НК) и субмикрокристаллические (СМК)), полученные ИПД, характеризуются не только сверхмалым размером зерна, но и рядом других структурных особенностей (внутренними напряжениями, микроскажениями решетки, текстурой, высокой плотностью дислокаций), которые также влияют на свойства этих материалов [5, 6]. Через управление структурой УМЗ материалов удается достигать сочетания высокой прочности и пластичности [7], что открывает путь к созданию новых конструкционных материалов с высокими усталостными характеристиками [8].

В последнее десятилетие были достаточно подробно исследованы взаимосвязь УМЗ структуры с механическими свойствами во многих чистых ме-

таллах и однофазных сплавах на их основе [5, 6]. Ведутся исследования по применению ИПД для получения УМЗ структур в труднодеформируемых сплавах и интерметаллидах, что является важной и актуальной задачей [9, 10], имеющей большое научное и практическое значение.

Известно, что сплавы Ti-Ni при достижении больших степеней деформации способны к аморфизации [11-13], в частности, при деформации сдвигом под давлением (или ИПДК) [11]. Вместе с тем большой интерес представляют исследования формирования наноструктуры, полученной дополнительным отжигом аморфной фазы, или путем измельчения методами ИПД.

Весьма важной задачей является также изучение эволюции структуры сплавов Ti-Ni при РКУП, ее особенностей в зависимости от параметров процесса, а также закономерностей формирования физико-механических свойств при переходе материала к УМЗ структуре.

В связи с этим целью настоящей работы явилось комплексное исследование особенностей формирования ультрамелкозернистой структуры, полученной методами интенсивной пластической деформации, и ее взаимосвязи с механическим поведением и функциональными характеристиками сплавов Ti-Ni с ЭПФ.

1. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве объектов исследования были выбраны застехиометрические сплавы $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ и $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$, что было обусловлено их температурами мартенситных превращений, которые близки к температуре человеческого тела и дают возможность применять этот сплав в медицине.

В качестве объектов исследований были выбраны два застехиометрических сплава: $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ и $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$. Основной объем исследований проводился на сплаве $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$, российского производства (НТЦ «МАТЭКС», Москва), а второй сплав $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$, производства США («Intrinsic Devices», Сан-Франциско), отличающийся более высокой химической чистотой, использовался для оценки влияния количества примесей на режимы РКУП, получаемую структуру и комплекс свойств. Оба сплава являются «медицинскими» и, несмотря на немного

разный номинальный состав, имеют близкие температуры мартенситных превращений и близкое деформационное поведение в характерных температурных областях. Для гомогенизации сплавов и формирования в них однородного твердого раствора, а также устранения термомеханической предыстории прутки (\varnothing 20 мм) подвергали нагреву в печи на воздухе, выдержке при 800°C в течение 1 ч и закалке в воде. После этой обработки, используемой в качестве исходной, размер зерна аустенитной фазы (B2) составлял 50 мкм.

ИПДК выполнялось при комнатной температуре и давлении 7,6 ГПа. Образцы перед деформацией имели размеры: диаметр – 10 мм, толщина 0,45 мм, число оборотов варьировалось от 0,5 до 10. Деформирование проводили на установке «СРУДЖ-60» в ИФПМ НИЧ УГАТУ.

Для РКУП использовался гидравлический пресс и установленная на нем универсальная оснастка, нагретая до заданной температуры. Использовались цилиндрические заготовки с размерами \varnothing 20×110 мм. Температура деформации, угол пересечения каналов оснастки (или степень деформации за один проход – ε), количество проходов (общая накопленная деформация – ε_N) применительно к сплавам Ti-Ni определялись в ходе экспериментальных исследований (данные эксперименты были выполнены совместно с канд. техн. наук Г. И. Рабом, ИФПМ НИЧ УГАТУ). Маршрут прессования всех заготовок – B_C (поворот заготовки после каждого прохода на 90° вокруг своей оси).

Просвечивающая электронная микроскопия образцов деформированных сплавов Ti-Ni была проведена на микроскопах JEM-100B и Philips CM-200. Средний размер и зерен и субзерен и их распределение по размерам получали измерением средних диаметров не менее 150 зерен по светло- и темнопольным изображениям.

Методом рентгеноструктурного анализа проводили качественный фазовый анализ образцов сплавов после ИПДК на дифрактометре ДРОН-4М в излучении CuK_{α} .

Механические свойства определялись растяжением плоских микрообразцов с рабочим сечением

0,25×1,0 мм и расчетной длиной 3 мм при комнатной температуре и скорости деформации $3 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Испытания проводили на специализированной горизонтальной машине, разработанной в ИФПМ НИЧ УГАТУ. Характеристики прочности (фазовый σ_M и дислокационный σ_T пределы текучести и предел прочности σ_B) и пластичности (относительное удлинение δ) определяли по диаграмме растяжения.

Измерения температур мартенситных превращений проводили методом электросопротивления (исследования проведены совместно с проф. В. Г. Пушиным, ИФМ ЮрО РАН (г. Екатеринбург)).

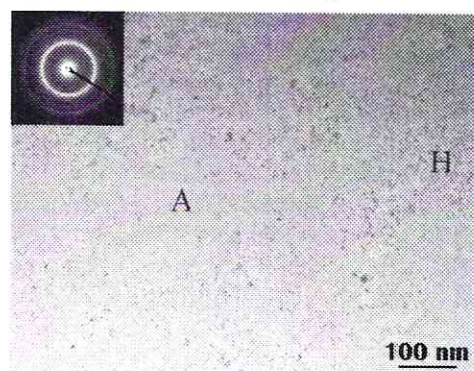
Максимальную полностью обратимую деформацию (ε_r^{max}) определяли как максимальную ε_r , при которой $\varepsilon_r/\varepsilon_f=1$ (с точностью 0,2%), где ε_f – наведенная деформация. Образцы прямоугольного сечения толщиной 0,6 мм изгибали вокруг оправок различного заданного диаметра при температуре около 0°C, затем после упругой разгрузки находили ε_r , после чего образцы нагревали, наблюдая восстановление формы. После прекращения восстановления формы образцы охлаждали до комнатной температуры, затем измеряли остаточную деформацию ε_f и вычисляли обратимую деформацию $\varepsilon_r = \varepsilon_f - \varepsilon_f$.

Максимальное реактивное напряжение (σ_r^{max}) определяли на образцах с размером рабочей части 0,6×0,8×20 мм, которые деформировали растяжением на разрывной машине при комнатной температуре до наведенной деформации (ε_f) 10% и затем нагревали до момента генерации максимального реактивного напряжения.

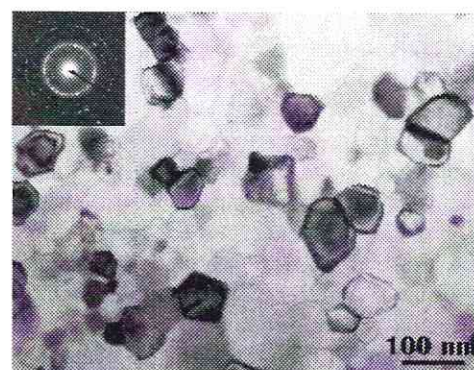
Измерения функциональных свойств проведены в МИСиС (г. Москва) совместно с проф. С. Д. Прокошкиным.

2. ПОЛУЧЕНИЕ УМЗ СТРУКТУРЫ МЕТОДАМИ ИПД И ЕЕ ОСОБЕННОСТИ В СПЛАВАХ Ti-Ni

Электронно-микроскопические и рентгенографические исследования сплава $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ после ИПДК показали формирование в структуре аморфной и нанокристаллической (НК) фаз. На участке, расположенном на середине радиуса образца после ИПДК (рис. 1,а), присутствуют одновременно



а



б

Рис. 1. Микроструктура сплава $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$: а – после ИПДК (5 оборотов), б – после ИПДК (5 оборотов) и отжига 500°C, 1 ч

аморфные и нанокристаллические области в соотношении примерно 50:50%. Размер зерна в НК области составляет около 10 нм [14, 15]. В настоящее время все большее значение приобретают.

При этом аморфная фаза сохраняется в сплаве $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$, подвергнутом ИПДК вплоть до температур отжига 200°C. При более высоких температурах отжига происходит нанокристаллизация аморфной фазы деформированного сплава. После часового отжига при 500°C (рис. 1, б) структура является нанокристаллической со средним размером зерен 80 нм [16].

После ИПДК образцы показали высокие прочностные свойства (σ_B до 2500 МПа), но разрушались хрупко, с пластичностью близкой к нулю. Дополнительный отжиг при температурах выше 200°C, приводящий к формированию НК структуры, вызывает появление некоторой пластичности (~5%), а предел прочности возрастает до рекордных значений (около 2600 МПа) [17].

Наиболее важным параметром РКУП является температура деформирования. Для определения возможности проведения РКУП на существующих оснастках были проведены модельные испытания на осадку сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ при разных температурах. Была установлена зависимость напряжений течения материала от температуры прессования. Исследования показали, что в диапазоне температур 400...500°C наблюдается снижение напряжения те-

чения до уровня, достаточного для надежной эксплуатации экспериментальной оснастки. Повышение температуры выше 500°C привело к развитию процессов рекристаллизации (около 550°C).

Вторым важным параметром РКУП является угол пересечения каналов оснастки. Установлено, что угол 110° является оптимальным для получения цельных заготовок со значительной накопленной деформации.

Наиболее рациональным режимом является РКУП при 450°C, 8 проходов, так как позволяет стабильно получать цельные заготовки с УМЗ структурой и повышенным комплексом физико-механических свойств.

Эволюция структуры сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ при РКУП в зависимости от числа проходов при температуре 450°C имеет несколько последовательных стадий (рис. 2) [18]. После 1 прохода сдвиговая деформация приводит к формированию преимущественно полосовой структуры с малоугловыми разориентировками и повышенной плотностью дислокаций. Вследствие фрагментации зерен размер структурных элементов резко уменьшается до 0,6 мкм. К 4 проходу, благодаря процессам динамического возврата, образуется в основном равноосная субзеренная структура с малоугловыми границами и средним размером субзерен 0,46 мкм. Увеличение количества проходов до 8 приводит к формированию УМЗ структуры со средним размером зерен 0,28 мкм и

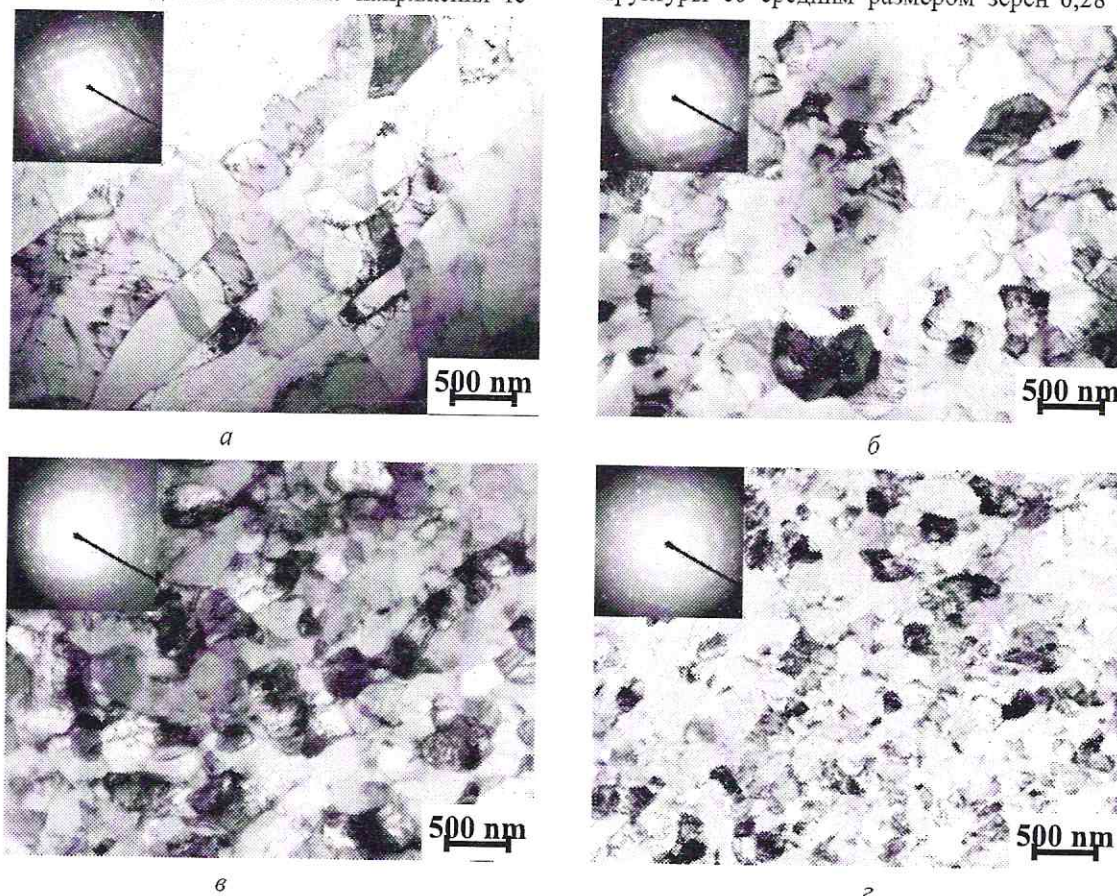


Рис. 2. Микроструктура сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ после РКУП при 450°C: а – 1 проход ($\epsilon_N=0,8$), б – 4 прохода ($\epsilon_N=3,2$), в – 8 прохода ($\epsilon_N=6,4$), г – 12 проходов ($\epsilon_N=9,6$)

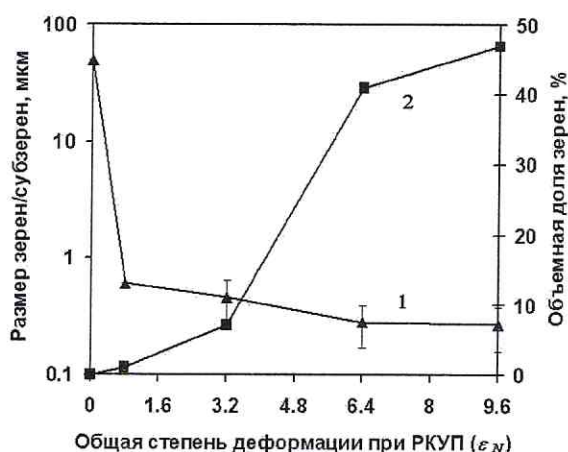


Рис. 3. Зависимость размера зерна (1) и доли мелких зерен (2) сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ от общей степени деформации РКУП

преимущественно большеугловыми границами (рис. 3, кривая 1).

С увеличением количества проходов до 12 в структуре сплава растет доля зерен с размером $\leq 0,25 \mu m$, (рис. 3, кривая 2). Предполагается, что формирование зерен происходит вследствие динамической рекристаллизации, поскольку они свободны от дислокаций и имеют большеугловые границы. Резкое увеличение доли таких зерен (до 41%) наблюдается после восьмого прохода, и слабо изменяется до двенадцатого.

Структура сплава после РКУП ($450^\circ C$, 8 проходов) термически стабильна до температуры отжига $500^\circ C$. Часовой отжиг при температуре $550^\circ C$ приводит к увеличению размера зерен до $0,58 \mu m$ и уменьшению плотности решеточных и зернограницных дислокаций. Повышение температуры отжига до $600^\circ C$ приводит к интенсивному росту зерна до $3,4 \mu m$ и переходу сплава в мелкозернистое состояние [18].

3. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ УМЗ СПЛАВОВ $Ti-Ni$, ПОЛУЧЕННЫХ РКУП

С увеличением количества проходов заметно возрастают прочностные характеристики (σ_T и σ_B) сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (рис. 4). Наибольшее повышение прочности наблюдается после 12 проходов РКУП при $450^\circ C$. В частности, по сравнению с исходным состоянием, σ_T увеличивается в 2,3 раза и составляет 1360 МПа , а σ_B – 1410 МПа , что выше на 32%. Относительное удлинение немного увеличивается после первого прохода, а затем непрерывно уменьшается почти до 20% после двенадцатого прохода [18].

С увеличением числа проходов вид кривых «растяжение-деформация» кардинально изменяется (рис. 5). При этом σ_T возрастает сильнее, чем σ_B , и к 12 проходу разность между ними составляет всего 50 МПа .

После 8 проходов выделяется стадия очень слабого деформационного упрочнения; появляется, участок падения напряжений, связанный с образованием шейки. После 12 проходов ($\epsilon_N=9,6$) кривая «напряжение-деформация» имеет необычный вид и характеризуется высоким пределом текучести, короткой стадией слабого деформационного упрочнения, появлением участка локализации деформации перед разрушением образца.

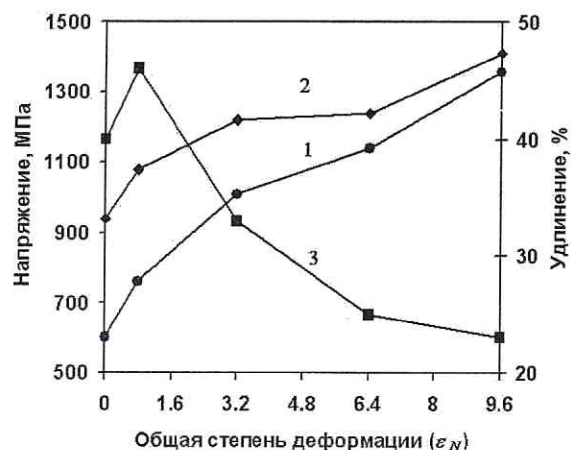


Рис. 4. Зависимость механических свойств сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ от общей степени деформации РКУП при $450^\circ C$: 1 - σ_T , 2 - σ_B , 3 - δ

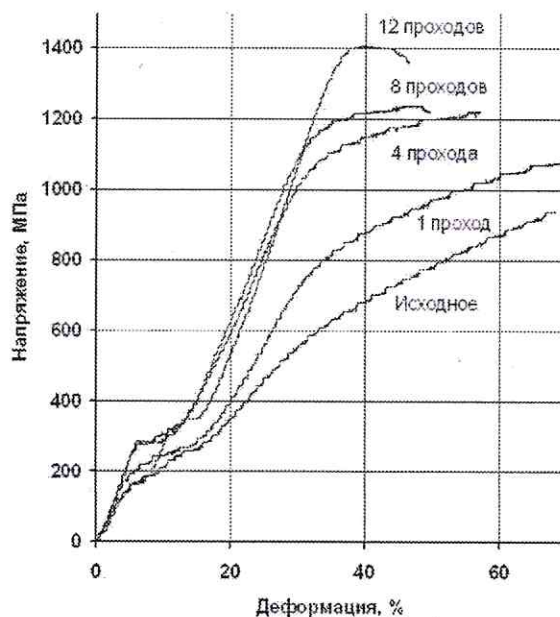


Рис. 5. Инженерные кривые «напряжение-деформация» при растяжении образцов сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ после РКУП при $450^\circ C$ и разном количестве проходов

4. ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА УМЗ СПЛАВОВ Ti-Ni

Измерения температур фазовых превращений, выполненные методом электросопротивления, показали, что мартенситные превращения в аморфном сплаве $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$, полученном ИПД, отсутствуют, что связано с отсутствием кристаллической фазы B2. После дополнительных отжигов в отдельных зернах размером более 20 нм появляется мартенситное превращение $B2 \rightleftharpoons R$ даже при наличии окружающей аморфной матрицы. Превращение $R \rightleftharpoons B19'$ начинается в сплаве при размере зерна 50 нм и более, а температура превращения в $B19'$ повышается с ростом размера зерна от криогенных при зерне 50 нм, до комнатных в КЗ состоянии [19].

В процессе прессования максимальная полностью обратимая деформация (ϵ_r^{max}) сначала возрастает, достигая максимального значения 9% после 4 проходов ($\epsilon_N=3,2$), а затем несколько уменьшается до 8-7,5%. Для КЗ, закаленного состояния максимальное увеличение ϵ_r^{max} составляет 50% (после 4 проходов), а при высоких степенях деформации (8-12 проходов) – 25-30% (рис. 6).

Максимальное реактивное напряжение σ_r^{max} непрерывно увеличивается по сравнению с исходным, достигая максимума после 12 проходов ($\epsilon_N=9,6$). Наибольшее значение реактивного напряжения составляет 1120 МПа, что более чем в два раза превышает уровень КЗ состояния [18, 20].

Отжиг сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ после РКУП при 450°C, 8 проходов при температурах 450-500°C приводит к высоким значениям ϵ_r^{max} , сопоставимым с получаемыми непосредственно после РКУП и даже превышающим их. Так, после РКУП при 450°C, 8 проходов, и после дополнительного отжига при 450°C ϵ_r^{max} составляет 8,2%, а при 500°C – даже 9%.

В то же время максимальное реактивное напряжение σ_r^{max} в сплаве $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ после РКУП при

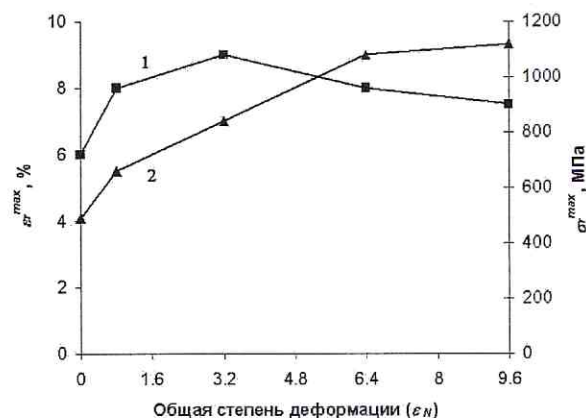


Рис. 6. Зависимости максимальной полностью обратимой деформации ϵ_r^{max} (1) и максимального реактивного напряжения σ_r^{max} (2) сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ от общей степени деформации РКУП при 450°C

450°C, 8 проходов и отжига существенно снижается по сравнению с РКУП: до 730 МПа и 550 МПа после отжига при 450 и 500°C соответственно [18].

Формирование УМЗ структуры приводит к расширению температурного интервала проявления сверхупругости. Это объясняется понижением температуры A_f с одной стороны, и повышением максимальной температуры образования мартенсита напряжения (M_s^σ), вследствие увеличения предела текучести мартенсита, с другой. Наиболее важным для практического использования результатом является обнаружение сверхупругости в РКУП сплаве при комнатной температуре.

Преимущество УМЗ структуры при практическом применении сплавов Ti-Ni продемонстрировано на примере медицинского устройства для клипирования кровеносных сосудов, трубчатых структур и мягкоэластичных тканей, предназначенное для остановки кровотечения при лапароскопических операциях. Данное устройство было изготовлено и испытано в МИСиС из материала, подвергнутого РКУП.

Испытания показали, что клипса из УМЗ сплава Ti-Ni обладает рядом преимуществ, повышающих их общую функциональность: создает более комфортные условия операции для хирурга и пациента и ускоряет период послеоперационной реабилитации.

ВЫВОДЫ

1. Интенсивной пластической деформацией кручением под давлением при комнатной температуре в сплаве $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ формируется смешанная аморфно-нанокристаллическая структура, соотношение фаз в которой неоднородно по диаметру диска. Аморфная фаза термически стабильна при нагреве до 200°C. Дальнейшее повышение температуры приводит к полной кристаллизации сплава и росту зерна. Мартенситные превращения в аморфном сплаве после кручения отсутствуют; после дополнительных отжигов восстанавливается превращение $B2 \rightleftharpoons R$ (при 20 нм), а $R \rightleftharpoons B19'$ (при 50 нм и более).

2. В процессе РКУП сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ с первого до двенадцатого прохода происходит непрерывное уменьшение размера структурных элементов и изменение типа микроструктуры, с переходом от полосовой, фрагментированной (после первого) к субзеренной (после четвертого) и равноосной УМЗ (после восьмого). Однородная УМЗ структура с минимальным размером зерна 0,27-0,28 мкм формируется после восьмого прохода по механизму динамической рекристаллизации с образованием мелких ($\leq 0,25$ мкм) равноосных зерен.

3. Увеличение накопленной степени деформации приводит к повышению прочностных характеристик сплавов Ti-Ni: максимальные $\sigma_T=1360$ МПа и $\sigma_B=1410$ МПа при сохранении удовлетворительной пластичности ($\delta=23\%$) в сплаве $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ достигаются после 12 проходов при 450°C.

4. Измельчение микроструктуры в результате РКУП в сплаве $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ изменяет функциональные характеристики: максимальная полностью обратимая

деформация (ϵ_r^{max}) увеличивается до значения 9,5%, а максимальное реактивное напряжение (σ_r^{max}) возрастает до 1120 МПа.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Материалы с эффектом памяти формы: справ. изд./под ред. В. А. Лихачева в 4 т. СПб.: НИИХ СПбГУ. 1998.
2. Shape Memory Materials. Ed. by K. Otsuka and C. M. Wayman. Cambridge: Cambridge University Press. 1999. 284 p.
3. Гюнтер, В. Э. Эффекты памяти формы и их применение в медицине / В. Э. Гюнтер, В. И. Итин, Л. А. Монасевич. Новосибирск: Наука, 1992. 742 с.
4. Shape Memory Alloys: Fundamentals, Modeling and Applications / Ed. by: V. Brailovski, S. Prokoshkin, P. Terrault and F. Trochu. Montreal: École de technologie supérieure (ETS), Université du Québec, CANADA, 2003. 851 p.
5. Валиев, Р. З. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией / Р. З. Валиев, И. В. Александров. М.: Логос. 2000. 272 с.
6. Valiev, R. Z. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation / R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev, I. V. Alexandrov // *Progr. Mat. Sci.* 2000. 45 (2). P. 103-189.
7. Валиев, Р. З. Парадокс интенсивной пластической деформации металлов / Р. З. Валиев, И. В. Александров // Доклады Академии наук. 2001. Т. 380. №1. С. 34-37.
8. Vinogradov, A. Cyclic response of ultrafine-grained copper at constant plastic strain amplitude / A. Vinogradov, Y. Kaneko, K. Kitagawa, S. Hashimoto, V. Stolyarov, R. Valiev // *Scr. Material.* 36. 11. 1997. P. 1345-1351.
9. Stolyarov, V. V. High coercive states in Pr-Fe-B-Cu alloy processed by equal channel angular pressing / V. V. Stolyarov, D. V. Gunderov, A. G. Popov, T. Z. Puzanova, G. I. Raab, A.R. Yavari, R.Z. Valiev // *JMMM.* V. 242-245 (2002). P. 1399-1401.
10. Рааб, Г. И. Развитие способа равноканального углового прессования для получения ультрамелкозернистых материалов: автореф. дисс. канд. техн. наук / Г. И. Рааб. Уфа, 2000. 23 с.
11. Татьянанин, Е. В. Получение аморфного сплава TiNi при деформации сдвигом под давлением / Е. В. Татьянанин, В. Г. Курдюмов, В. Б. Федоров // ФММ. 1986. Т. 62. № 1. С. 133-137.
12. Koike, J. Crystal-to-amorphous transformation of TiNi induced by cold rolling / J. Koike, D.M. Parkin, M. Nastasi // *J Mater. Res.* 1990. 5. P. 1414.
13. Ewert, J. C. The role of the martensite transformation for the mechanical amorphisation of TiNi / J. C. Ewert, I. Bohm, R. Peter, F. Haider // *Acta Mater.* 1997. V. 45. P. 2197-2206.
14. Прокофьев, Е. А. Метод получения наноструктурного состояния в сплаве системы Ti-Ni с эффектом памяти формы / Е. А. Прокофьев, В. В. Столяров, Р. З. Валиев // Механика и прочность авиационных конструкций: сборник докладов Российской научно-технической конференции. Уфа: УГАТУ. 2001. С. 204-208.
15. Prokoshkin, S. D. Alloy composition, deformation temperature, pressure and post-deformation annealing effects in severely deformed Ti-Ni based shape memory alloys / S. D. Prokoshkin, I. Yu. Khmelevskaya, S. V. Dobatkin, I. B. Trubitsyna, E. V. Tatyannin, V. V. Stolyarov, E. A. Prokofiev // *Acta Mater.* 2005. V.53. P. 2703-2714.
16. Столяров, В. В. Наноструктурное состояние в нитиноле, подвергнутом интенсивной пластической деформации / В. В. Столяров, Е. А. Прокофьев, А. В. Сергеева, А. К. Мукерджи, Р. З. Валиев // Сплавы с эффектом памяти формы и другие перспективные материалы: материалы XXXVIII семинара «Актуальные проблемы прочности». СПб. 2001. С. 108-113.
17. Pushin, V. G. Features of structure and phase transformation in shape memory TiNi-based alloys after severe plastic deformation / V. G. Pushin, V. V. Stolyarov, R. Z. Valiev, N. I. Kourov, N. N. Kuranova, E. A. Prokofiev, L. I. Yurchenko // *Annales de Chimie-Science des Materiaux.* 2002. V. 27. N 3. P. 77-88.
18. Столяров, В. В. Структурные особенности, механические свойства и эффект памяти формы в сплавах TiNi, полученных равноканальным угловым прессованием / В. В. Столяров, Е. А. Прокофьев, С. Д. Прокошкин, С. В. Добаткин, И. Б. Трубицына, И. Ю. Хмелевская, В. Г. Пушин, Р. З. Валиев // ФММ. 2005. Т. 100. № 6. С. 91-102.
19. Pushin, V. G. etc. Nanostructures and phase transformations in TiNi shape memory alloys subjected to severe plastic deformation / V. G. Pushin, D. V. Gunderov, N. I. Kourov, L. I. Yurchenko, E. A. Prokofiev, V. V. Stolyarov, Y. T. Zhu, R. Z. Valiev // *Ultrafine grained materials III / TMS, Charlotte: NC, USA.* 2004. P. 481-486.
20. Khmelevskaya, I. Yu. Structure and functional properties of Ti-Ni-based shape memory alloys subjected to severe plastic deformation / I. Yu. Khmelevskaya, I. B. Trubitsyna, S. D. Prokoshkin, S. V. Dobatkin, V. V. Stolyarov, E. A. Prokofiev // *Nanomaterials by severe plastic deformation / Proc. of conference "NANOSPD2".* Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH and Co.,KgaA. 2004. P. 170-176.