

Глава 21. ВЫСОКИЕ ОБРАТИМЫЕ НЕУПРУГИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Лотков А.И., Гришков В.Н., Батурин А.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
г. Томск, Россия, E-mail: lotkov@ispms.tsc.ru*

Введение

Наиболее важным функциональным свойством сплавов на основе никелида титана является способность накапливать и возвращать большие обратимые неупругие деформации (ОНД) при проявлении эффектов памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ), в основе которых лежат прямые и обратные термоупругие мартенситные превращения (МП) из кубической B2 фазы в ромбоэдрическую R и моноклинную B19' мартенситные фазы при охлаждении и нагреве образцов, соответственно или под действием внешнего приложенного напряжения. Максимально возможную величину проявления ОНД в сплавах с МП оценивают из сравнения достигнутого её уровня с кристаллографическим ресурсом мартенситной деформации (КРМД), определяемым из соотношения параметров кристаллических решёток исходной и мартенситных фаз (деформации сжатия – растяжения при МП) [1,2]. КРМД зависит от состава сплава, ориентации монокристаллических и текстуры поликристаллических образцов и ряда других факторов (в частности, присутствия дефектов кристаллической структуры) [3]. В [1] показано, что при МП $B2 \leftrightarrow R$ КРМД мал (0,95%). Наиболее значимы ОНД при МП $B2 \leftrightarrow B19'$ и $R \leftrightarrow B19'$. Концентрационная зависимость КРМД для двойных сплавов на основе TiNi представлена в [3]: максимальное значение характерно для эквиатомного TiNi (11,8%) и уменьшается до ~10% при содержании атомов Ni в сплаве до 51 ат.%. В последние годы показана возможность получения аномально высоких ОНД, превышающих КРМД в двойных сплавах на основе TiNi.

Аномально высокие ОНД (14-17%) получены в двойных сплавах с 50 и 50,7 ат.% Ni (наносубзеренная и микрокристаллическая структуры [4-7] в сплаве с 50,9 ат.% Ni (нано- и микрокристаллические структуры) [8,9] и в сплаве с 50,8 ат.% Ni (крупнозернистая и микрокристаллические структуры) [10,11] при изгибе [4-9] и при кручении [8-11] образцов. Механизм и физическая природа этого эффекта пока не выяснены. Поэтому исследования условий проявления аномально высоких ОНД в сплавах на основе никелида титана являются актуальными; эти исследования представляют как научную, так и практическую значимость.

Цель данной работы – представить закономерности проявления максимальных ОНД в двойных сплавах на основе никелида титана с различной зёрненной микроструктурой, испытывающих различные последовательности МП, при пластическом деформировании образцов кручением и изгибом. В соответствии с этим представлены результаты исследований на модельных сплавах, микроструктура которых менялась от крупнозернистой до микрокристаллической (сплав $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$, ат.%) и от нанокристаллической до микрокристаллической (сплав $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$, ат.%) и которые испытывали как МП $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$, так и МП $B2 \leftrightarrow B19'$. Выбор сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (ат.%) обусловлен тем, что в [12,13] показано, что по мере увеличения истинной деформации при тёплом авс-прессовании его микроструктура эффективно трансформируется от крупнозернистой до микрокристаллической, а фазовый состав сплава при этом не меняется. Выбор сплава $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$ (ат.%) обусловлен тем, что его исходная нанокристаллическая структура легко трансформируется рекристаллизационными отжигами в монофазную микрокристаллическую структуру при температурах существования гомогенной B2 фазы и последующей фиксацией её при комнатной температуре закалкой в воде; такая обработка приводит к изменению последовательности МП от $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$ к $B2 \leftrightarrow B19'$ [2,3,14].

Материалы и методика эксперимента

Сплавы $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (ат.%) в виде стержня $\varnothing 30$ мм и $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$ (ат.%) в виде проволоки ($\varnothing 1,1$ мм) были поставлены промышленным центром «МАТЕК-СПФ» (г. Москва). После высокотемпературной формовки образцов (кубики со стороной 19 мм) структура сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (ат.%) крупнозернистая (средний размер зерен 23 мкм при средней их неравноосности 1,4). Образцы испытывали МП $B2 \rightarrow R$ при охлаждении ниже $T_R = 328K$, а в интервале температур от $M_H = 317K$ до $M_K = 270K$ протекало МП $R \rightarrow B19'$. При последующем нагреве от $A_H = 343K$ до $A_K = 354K$ реализовалось только МП $B19' \rightarrow B2$. Изотермическое тёплое многоцикловое абс-прессование проводили в прессформе при температурах 723K и 573K. При 723K были изготовлены образцы с последовательным увеличением e от 0,29 до 8,44. После прессования с $e = 8,44$ средний размер зерен равен 1,5 мкм. При 573K образцам методом абс-прессования была задана деформация с e равной 1,84, 3,60, 5,40. и 7,43. Средний размер зерен $\langle d \rangle = 1$ мкм после прессования с $e = 7,43$. Образцы сплава $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$ (ат.%) в исходном состоянии после вытяжки проволоки имели нанокристаллическую структуру со средним размером зёрен-субзёрен $\langle d \rangle = 86$ нм. Образцы данного сплава с микрокристаллической структурой получены отжигами при 973K с последующей закалкой в воде: после максимальной длительности отжига, равной 40 минутам, средний размер зёрен $\langle d \rangle = 11$ мкм. Исходные образцы с нанокристаллической структурой испытывали при охлаждении и нагреве последовательность МП $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$. В образцах с микрокристаллической структурой ($\langle d \rangle = 2$ мкм уже после отжига длительностью 10 минут при 973 K) при охлаждении и нагреве реализовалось только МП $B2 \leftrightarrow B19'$. Последовательность и температуры МП определяли по температурным зависимостям электросопротивления образцов. Неупругие и пластические деформации при кручении образцов изучали на установке типа обратного крутильного маятника с рабочим интервалом температур от 150K до 570K. Деформацию кручения определяли равной $\gamma = \arctg(K\phi)$ где K – отношение радиуса к рабочей длине образцов, ϕ – угол закручивания. В изотермических (295K) циклах «нагрузка-разгрузка» определяли величину СЭ ($\gamma_{св}$); при последующем нагреве разгруженных образцов – величину возврата неупругой деформации, обусловленную реализацией однократного ЭПФ ($\gamma_{эф}$), а остаточную деформацию после завершения формовосстановления принимали равной накопленной пластической деформации ($\gamma_{пл}$ фиксировали при 493K). Суммарная неупругая деформация (СНД) соответствовала сумме неупругих деформаций при реализации СЭ и ЭПФ ($\gamma_{снд} = \gamma_{св} + \gamma_{эф}$). Заданная в изотермических (295K) циклах деформация γ , последовательно увеличивалась вплоть до разрушения образцов или потери устойчивости их формы. Исследования развития неупругих и пластической деформаций в исходных образцах сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (ат.%) с нанокристаллической структурой и образцах с микрокристаллической структурой ($\langle d \rangle = 4,7$ и 11 мкм после отжигов при 973K длительностью 20,30 и 40 минут, соответственно) были проведены как при деформировании кручением, так и изгибом. Изотермические (295 K) циклы «нагрузки-разгрузки» при изгибе образцов проводили в форме с V-образным каналом (угол между стенками 90°) нагружением цилиндрами заданного радиуса. Как и при кручении, в изотермических циклах «нагрузка-разгрузка» определяли величину СЭ ($\epsilon_{св}$), при последующем нагреве разгруженных образцов – возврат неупругой деформации, обусловленный реализацией однократного ЭПФ ($\epsilon_{эф}$), а остаточную деформацию после его завершения принимали равной накопленной пластической деформации ($\epsilon_{гр}$ фиксировали при 493K). Методика определения соответствующих неупругих и пластической деформаций растяжения на внешней поверхности изгибаемых образцов приведена в [8].

Результаты и их обсуждение

Влияние тёплого абс-прессования на последовательность и температуры МП в образцах сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (ат.%) приведено на рисунке 1.

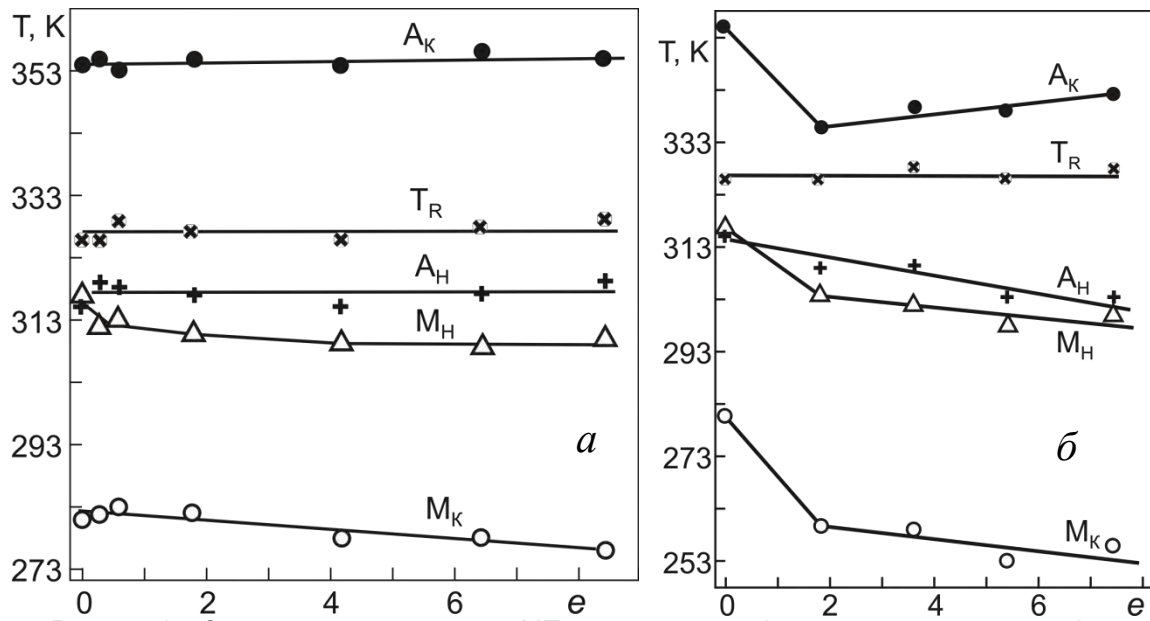


Рисунок 1 – Зависимости температур МП от заданной деформации ϵ при тёплом *abc*-прессовании образцов сплава $\text{Ti}_{49,8}\text{Ni}_{50,2}$ (ат. %): а – прессование при 723K [15], б – прессование при 573K. T_R – температура МП $B2 \rightarrow R$; M_H и M_K – температуры начала и завершения МП $R \rightarrow B19'$ при охлаждении; A_H и A_K – температуры начала и завершения МП $B19' \rightarrow B2$ при нагреве

Из рисунка 1 видно, что последовательность МП при охлаждении и нагреве образцов в результате прессования при 723K и 573K не меняется по сравнению с исходной: $B2 \rightarrow R \rightarrow B19' \rightarrow B2$. При этом после прессования при 723K температура начала МП $B2 \rightarrow R$ и температуры начала и завершения обратного МП $B19' \rightarrow B2$ при нагреве не меняются. Температуры начала и завершения МП $R \rightarrow B19'$ понижаются ~ на 10 градусов. После прессования с ϵ до 7,43 при 573K температура T_R остается такой же, как в исходных образцах и в образцах после прессования при 723K.

Однако понижение температуры тёплого прессования более заметно влияет на температуру начала МП в структуру $B19'$ (при увеличении ϵ M_H понижается на 20 градусов).

Температура завершения МП $R \rightarrow B19'$ понижается ещё более существенно – на 30 градусов. После прессования с ϵ от 1,84 до 7,43 интервал температур обратного МП $B19' \rightarrow B2$ уширяется вследствие понижения A_H и повышения A_K , причем A_H и A_K при всех ϵ до 7,43 остаются ниже температур обратного МП в исходных образцах и образцах после прессования при 723K. Заметное понижение температур МП $R \rightarrow B19'$ после тёплого прессования при 573K обусловлено, наиболее вероятно, более интенсивным накоплением дефектов кристаллического строения (в частности, дислокаций), чем в процессе деформирования при 723K, при которой в процессе формирования структуры более вероятно развитие процессов возврата. Следовательно, при сравнимых величинах заданной пластической деформации после *abc*-прессования при 573K образцы будут иметь более высокое упрочнение, чем после прессования при 723K. Это подтверждается зависимостями «напряжение-деформация» (τ - γ), полученными в процессе кручения при $T_D=295\text{K}$ после тёплого деформирования при 723K и 573K, рисунок 2.

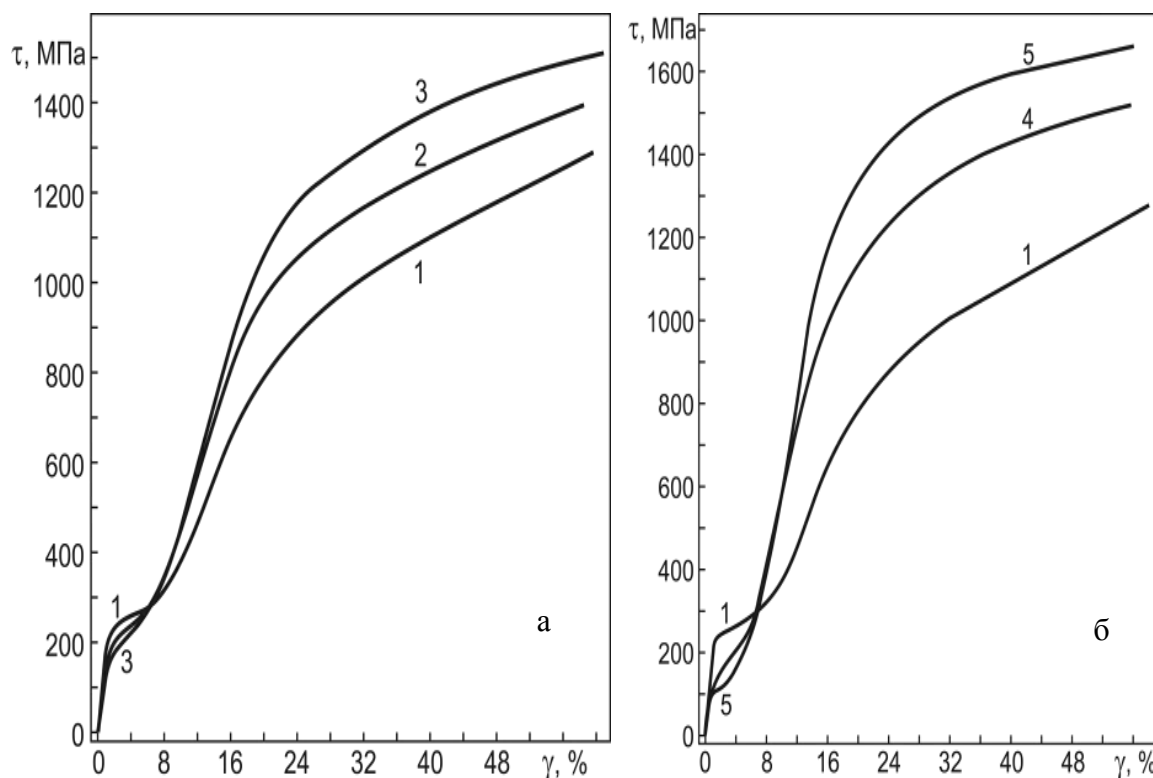


Рисунок 2 – Инженерные зависимости «напряжение-деформация», полученные при кручении образцов сплава $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ (ат.%) после тёплого *abc*-прессования при 723K (а) и 573K (б): 1 – исходные образцы; 2 и 3 – после прессования с $\epsilon = 1,82$ и $\epsilon = 8,44$; 4 и 5 – после прессования с $\epsilon = 1,84$ и $\epsilon = 7,43$. $T_d = 295K$

Все эти зависимости имеют качественно подобный вид и включают начальную квазиупругую стадию, площадку псевдотекущести (переориентация и раздвойникование исходного мартенсита $B19'$ и допревращение остаточной R фазы в мартенсит $B19$, так как $T_d < M_s$), линейную стадию деформационного упрочнения, переходящую в стадию интенсивного пластического течения при дальнейшем нагружении. Из рисунка 2 следует, что увеличение истинной деформации, задаваемой в процессе *abc*-прессования как при 723K, так и при 573K, приводит к существенному упрочнению образцов. Сравнение рисунков 2а и рисунок 2б показывает, что напряжение, соответствующее развитию примерно одинаковых деформаций γ в процессе кручения при 295K, для образцов, деформированных при 523K, на 200-250 МПа выше, чем для образцов после прессования при 723K. Следовательно, упрочняющий эффект прессования при 573K выше, чем прессования при 723K.

Анализ накопления и возврата ОНД и пластической деформации в изотермических (295K) циклах « τ - γ » с возрастающей величиной заданной деформации кручения γ_t в каждом цикле и при промежуточных нагревах разгруженных образцов показал, что проявления СЭ, ЭПФ, СНД и развитие пластической деформации пл. в исходных образцах и образцах после тёплого *abc*-прессования как при 573K, так и при 723K качественно подобны (зависимости $\phi_{в.}$, $\epsilon_{пф}$, $\epsilon_{нд}$ и пл. от γ_t получены для всех образцов), рисунок 3. Из рисунка 3 видно, что ОНД, возвращаемые при проявлении СЭ, ЭПФ и суммарная неупругая деформация $\epsilon_{нд}$ при увеличении γ_t увеличиваются, достигают максимальных значений, а затем наблюдается их плавное уменьшение. При этом экспериментально полученные максимальные значения $\epsilon_{сэ}$, $\epsilon_{пф}$ и $\epsilon_{нд}$ слабо изменяются в результате трансформации структуры от крупнозернистой до микрокристаллической при увеличении истинной деформации, заданной в процессах тёплого *abc*-прессования при 723K и 573K, таблица 1.

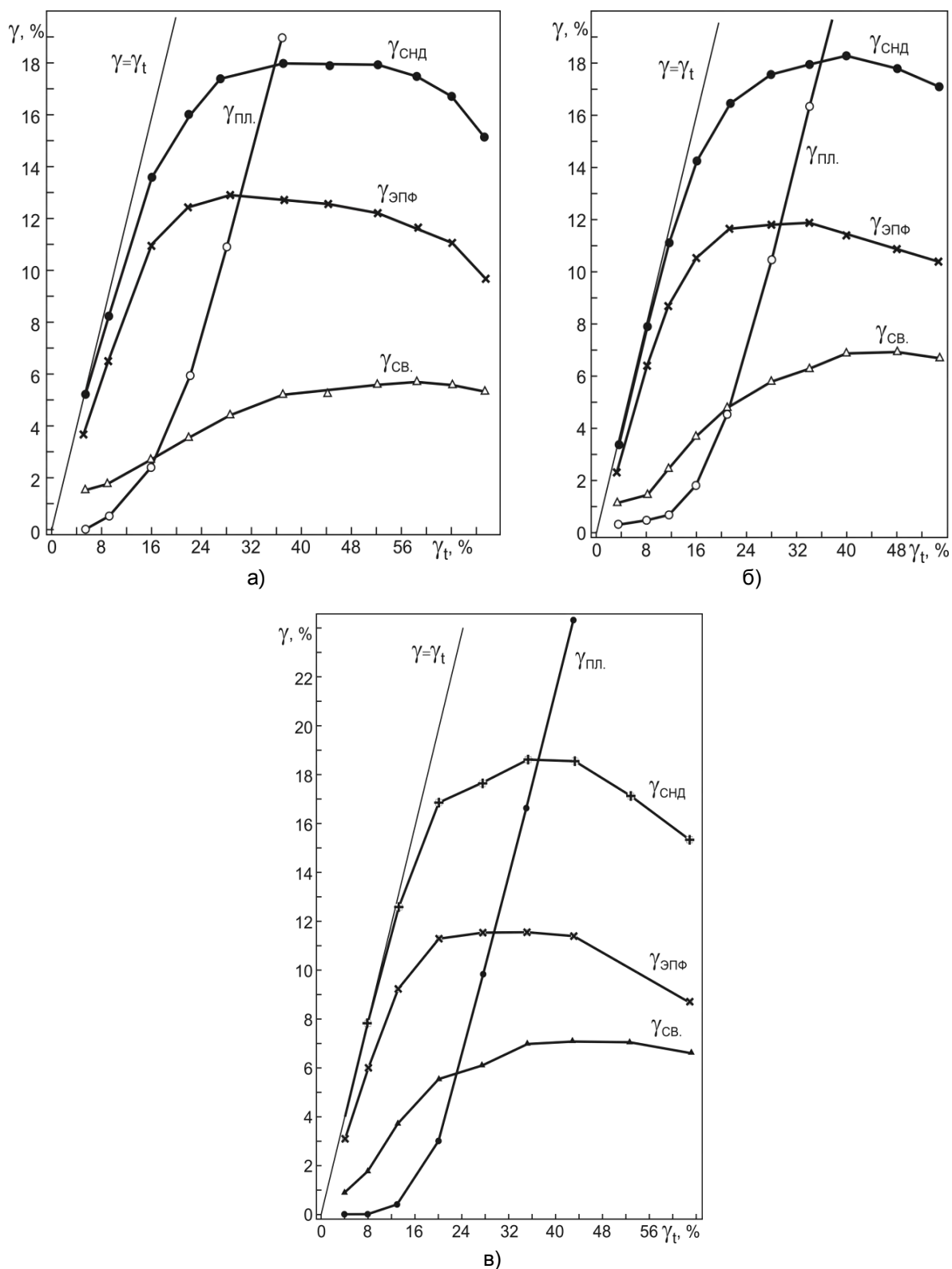


Рисунок 3 – Зависимости $\gamma_{\text{св.}}$, $\gamma_{\text{эпф}}$, $\gamma_{\text{снд}}$ и $\gamma_{\text{пл.}}$ от заданной деформации γ_t при кручении исходных крупнозернистых образцов (а) и образцов после теплового прессования: б – при 723K с $\epsilon = 8,44$ [16]; в – при 573K с $\epsilon = 3,60$. Сплав $\text{Ti}_{49,8}\text{Ni}_{50,2}$ (ат.%)

Таблица 1 – Максимальные значения $\gamma_{\text{св.}}$, $\gamma_{\text{пф}}$ и $\gamma_{\text{нд}}$, полученные при кручении образцов сплава $\text{Ti}_{49,8}\text{Ni}_{50,2}$ (ат.%) с исходной структурой и структурами после *abc*-прессования при 723K и 573K (достигаются при разных γ)

Температура <i>abc</i> - прессования	ϵ	ϵ_t (11,8%), %	γ (11,8%), %	$\epsilon_{\text{пл.}}$ (11,8%), %	$\gamma_{\text{пл.}}$ (11,8%), %
723K	Исходные образцы	18,5	28,6	6,7	11,2
	0,29	23,8	35,4	12,0	19,4
	0,62	25,2	37,1	13,4	21,4
	1,82	20,0	30,6	8,2	13,6
	4,15	19,2	29,6	7,4	12,3
	6,44	17,5	27,2	5,7	9,6
	8,44	18,3	28,3	6,5	10,9
523K	Исходные образцы	18,5	28,6	6,7	11,2
	1,84	16,7	26,1	4,9	8,3
	3,60	18,1	28,0	6,3	16,5
	5,40	16,7	26,2	4,9	8,3
	7,43	17,8	27,6	6,0	10,1

Деформации кручения γ , при которых достигаются максимальные значения $\gamma_{\text{св.}}$, $\gamma_{\text{пф}}$ и $\gamma_{\text{нд}}$, отличаются, но в целом локализованы на стадии развития интенсивной пластической деформации, следующей за стадией деформационного упрочнения образцов, таблица 2 и рисунок 2. Из таблицы 2 следует, что высокие значения $\gamma_{\text{св.}}$, $\gamma_{\text{пф}}$ и $\gamma_{\text{нд}}$ наблюдаются в широких интервалах заданных деформаций γ_t и соответствующих им интервалах пластической деформации. При этом максимальные значения $\gamma_{\text{пф}}$, полученные в исследуемых образцах, достигают 11-12%.

Таблица 2 – Интервал заданной деформации кручения (γ_t) и соответствующих пластических деформаций ($\gamma_{\text{пл.}}$), в которых $\gamma_{\text{нд}}$ составляет 97% от максимальной суммарной неупругой деформации для образцов двойного сплава с 50,2 ат.% Ni после *abc*-прессования с деформацией ϵ при 723K и 573K

Температура <i>abc</i> - прессования	ϵ	Мах. $\gamma_{\text{нд}}$, %	Интервал γ_t , %	Интервал $\gamma_{\text{пл.}}$, %
723K	Исходные образцы	18,0	37-50	19-32
	0,29	15,9	27-44	13-29
	0,62	15,8	27-48	13-32
	1,82	17,2	27-44	10-27
	4,15	17,2	30-47	13-30
	6,44	18,2	33-46	15-28
	8,44	18,3	33-48	16-30
523K	Исходные образцы	18,0	37-50	19-32
	1,84	18,8	28,5-42,5	10,3-24,3
	3,60	18,2	29,0-43,8	11,4-26,1
	5,40	18,5	30,4-39,8	12,2-26,7
	7,43	18,6	30,8-43,4	12,8-28,3

Однако, прямое сравнение экспериментальных обратимых неупругих деформаций, полученных при кручении, и аналогичных деформаций, полученных при растяжении-сжатии (в том числе с кристаллографическим ресурсом мартенситной деформации (КРМД), рассчитываемым как деформации растяжения-сжатия кристаллической решетки исходной фазы при МП), некорректно в силу существенно разных схем деформирования и определения деформаций в каждой из них. Вместе с тем, основываясь на представлениях [17] об эквивалентных деформациях при разных схемах нагружения (истинная деформация, в частности, по Мизесу), в [8] представлен алгоритм, позволяющий сравнить достигаемые ОНД при деформировании кручением с известными значениями КРМД сплавов на основе TiNi [3] и с ОНД, полученными при растяжении аналогичных сплавов.

Истинная деформация при растяжении (e_p) определяется из выражения $e_p = \ln(1 + \varepsilon)$, где ε – удлинение при растяжении. При кручении истинная деформация $e_k = S/\sqrt{3}$, где относительный сдвиг $S = tg \alpha$, α – деформация кручения. Используя выражения для e_p и e_k , трансформируем ε_t и $\varepsilon_{пл.}$ в $e_{св.}$ и $e_{пф.}$ где ε_t – $\varepsilon_{пф.} + \varepsilon_{пл.}$ и соответствует остаточной деформации после изотермического нагружения и разгрузки. Затем рассчитываются ОНД при растяжении, эквивалентные соответствующим ОНД при кручении: $\varepsilon_{св.} = e_{св.}$, $\varepsilon_{пф.} = e_{пф.}$, $\varepsilon_{снд} = e_{св.} + e_{пф.} = \varepsilon_t$.

Все экспериментальные зависимости $\varepsilon_{св.}$, $\varepsilon_{пф.}$, $\varepsilon_{снд}$ и $\varepsilon_{пл.}$ от γ были преобразованы в эквивалентные им зависимости $\varepsilon_{св.}$, $\varepsilon_{пф.}$, $\varepsilon_{снд}$ и $\varepsilon_{пл.}$ от ε_t , которые имели качественно подобный вид, аналогичный представленным на рис. 9 зависимостям для исходного крупнозернистого образца и образца после *abc*-прессования при 723K с $e = 8,44$. Зависимости $\varepsilon_{снд}$ и $\varepsilon_{пл.}$ от ε_t , полученные по приведенному выше алгоритму, позволяют оценить ε_t и $\varepsilon_{пл.}$ (и, соответственно, γ_t и $\gamma_{пл.}$), при которых $\varepsilon_{снд}$ достигает КРМД, максимум которого составляет для исследуемого сплава 11,8% [3]. Результаты проведенной оценки представлены на рисунке 4 и в таблице 3.

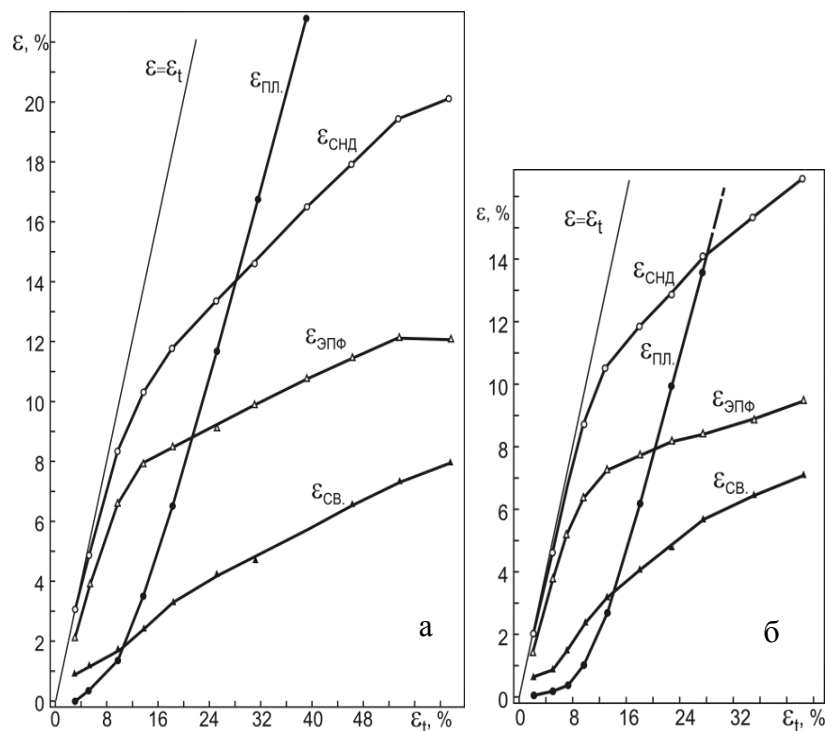


Рисунок 4 – Перерасчет (по Мизесу) экспериментальных зависимостей $\varepsilon_{св.}$, $\varepsilon_{пф.}$, $\varepsilon_{снд}$ и $\varepsilon_{пл.}$ от γ , рис. 3а и рис. 3б, полученных при кручении исходных крупнозернистых образцов и образцов после теплового (723K) *abc*-прессования с $e = 8,44$ на зависимости $\varepsilon_{св.}$, $\varepsilon_{пф.}$, $\varepsilon_{снд}$ и $\varepsilon_{пл.}$ при растяжении этих же образцов (рис. 3а и 3б, соответственно). Сплав Ti_{49,8}Ni_{50,2} (ат.%)

Таблица 3 – Критические деформации ϵ_t (11,8%), $\epsilon_{пл.}$ (11,8%) и эквивалентные им деформации кручения γ_t (11,8%), $\gamma_{пл.}$ (11,8%), при которых достигается $\epsilon_{снд} = \text{КРМД} = 11,8\%$ в образцах сплава $\text{Ti}_{49,8}\text{Ni}_{50,2}$ (ат.%) после тёплого *abc*-прессования при 723K и 573K

Температура <i>abc</i> - прессования	ϵ	ϵ_t (11,8%), %	γ_t (11,8%), %	$\epsilon_{пл.}$ (11,8%), %	$\gamma_{пл.}$ (11,8%), %
723K	Исходные образцы	18,5	28,6	6,7	11,2
	0,29	23,8	35,4	12,0	19,4
	0,62	25,2	37,1	13,4	21,4
	1,82	20,0	30,6	8,2	13,6
	4,15	19,2	29,6	7,4	12,3
	6,44	17,5	27,2	5,7	9,6
	8,44	18,3	28,3	6,5	10,9
523K	Исходные образцы	18,5	28,6	6,7	11,2
	1,84	16,7	26,1	4,9	8,3
	3,60	18,1	28,0	6,3	16,5
	5,40	16,7	26,2	4,9	8,3
	7,43	17,8	27,6	6,0	10,1

Из приведенных данных следует, что в образцах после *abc*-прессования с $\epsilon \geq 1,8$ как при 723K, так и при 523K КРМД достигается при достаточно умеренных заданных деформациях ϵ_t (от 26% до 30%), которые локализованы в начале стадии развития интенсивного пластического течения, предшествующей их разрушению, рисунок 2. Из рисунка 5а видно, что в образцах после изотермического прессования при 723K с $\epsilon \leq 1,82$ (в частности, с $\epsilon = 0,29$ и $\epsilon = 0,62$, когда структура остается крупнозернистой) КРМД, равный 11,8%, достигается при более высоких γ_t (и, соответственно, эквивалентных им ϵ_t , таблица 3), чем после прессования с $\epsilon \geq 1,82$. Это связано, в основном, с более интенсивным накоплением пластической деформации, а $\epsilon_{снд}$ (11,8%) уменьшается при этом незначительно. В настоящее время не установлено, наблюдается ли подобная немонотонность изменения зависимостей γ_t (11,8%) и $\epsilon_{пл.}$ (11,8%) от ϵ после воздействия малых тёплых деформаций при 573K.

Из сопоставления рисунков 4 и рисунков 5 следует, что при кручении всех образцов с $\gamma_t \geq \gamma_t(11,8\%)$, приведенных на рисунке 5 и соответствующих достижению КРМД, прирост суммарной ОНД ($\gamma_{снд}$ и эквивалентной ей $\epsilon_{снд}$) при увеличении γ_t (и, соответственно, ϵ_t) замедляется, при этом $\epsilon_{снд}$ существенно превышает КРМД. На рис. 6 представлены экспериментальные значения $\gamma_{снд}$, полученные при кручении с $\gamma_t = 52\%$ ($\epsilon_t = 39,2\%$), и соответствующие им значения $\epsilon_{снд}$ в зависимости от заданной пластической деформации при 723K и 573K. Из рисунка 6 видно, что при кручении с $\gamma_t = 52\%$ (эквивалентная $\epsilon_t = 39,2\%$) в исходных образцах и образцах после прессования при 723K с ϵ от 4,15 до 8,44 $\epsilon_{снд}$ (18% и 17,7%, соответственно) незначительно ($\sim 0,6\%$) отличается от $\epsilon_{снд}$ (11,8), соответствующей КРМД сплава $\text{Ti}_{49,8}\text{Ni}_{50,2}$ (ат.%), рисунок 5, и максимальных значений $\epsilon_{снд}$, приведенных в таблице 1.

После деформирования при 723K с $\epsilon = 0,29$ $\gamma_{снд}$ максимальна (14,7%), а соответствующее ей максимальное значение $\epsilon_{снд}$ составляет 13,8%, превышая КРМД на $\sim 2\%$. При увеличении ϵ до 4,15 ÷ 8,44 суммарная ОНД увеличивается до 16,6%, превышая КРМД на 4,2% (зависимости 3 и 4 на рисунке 6).

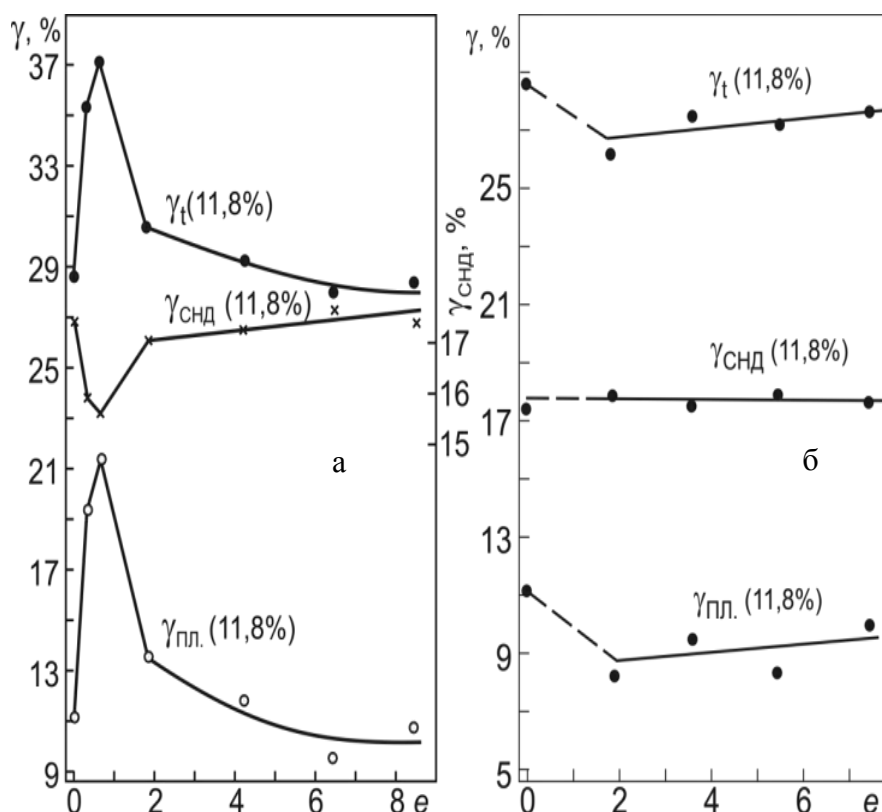


Рисунок 5 – Заданная деформация γ_t и составляющие ее вклады $\gamma_{снд}$ и $\gamma_{пл.}$, при которых в процессе изотермического (295K) кручения и последующего нагрева разгруженных образцов достигается КРМД ($\epsilon_{снд} = \text{КРМД} = 11,8\%$ [3]), в зависимости от величины истинной деформации (e) при тёплом изотермическом *abc*-прессовании (а – при 723K, б – при 573K) образцов сплава $\text{Ti}_{49,8}\text{Ni}_{50,2}$ (ат.%)

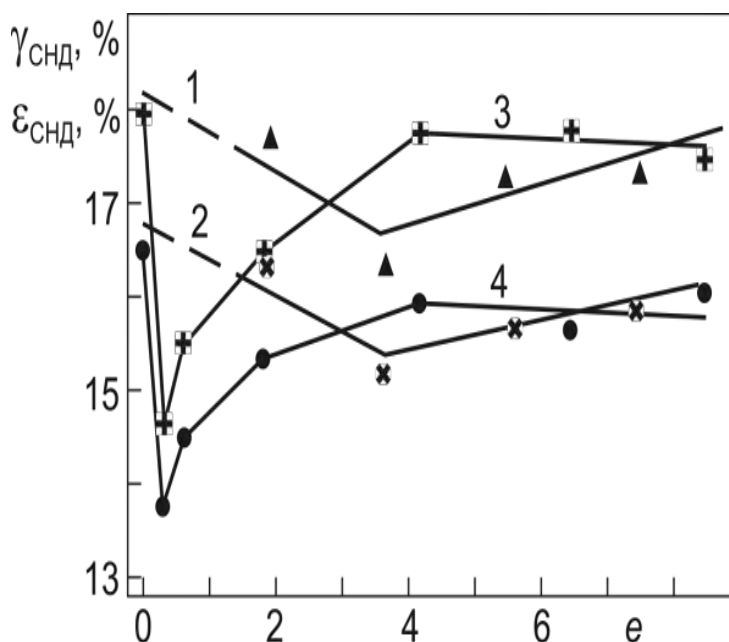


Рисунок 6 – Суммарная неупругая деформация ($\gamma_{снд}$), при кручении до $\gamma_t = 52,0\%$ и эквивалентная ей суммарная неупругая деформация при растяжении ($\epsilon_{снд}$ – расчет по Мизесу) в зависимости от истинной деформации (e) образцов сплава $\text{Ti}_{49,8}\text{Ni}_{50,2}$ (ат.%) после тёплого *abc*-прессования при 573K (1 и 2, соответственно) и 723K (3 и 4, соответственно)

Подобные зависимости $\gamma_{снд}$ и $\epsilon_{снд}$ от e наблюдаются и после *abc*-прессования при 573K (зависимости 1 и 2 на рис. 6). Отличие заключается в том, что наблюдаются

менее значимые уменьшения $\gamma_{\text{нд}}$ и $\varepsilon_{\text{нд}}$ (до 16,3% и 15,3%, соответственно) при увеличении ε до 3,6, а при увеличении ε от 3,6 до 7,43 $\gamma_{\text{нд}}$ и $\varepsilon_{\text{нд}}$ возрастают до 17,5% и 16%, соответственно, как и после прессования при 723K.

Таким образом, наиболее значимый результат проведенных исследований развития неупругих и пластических деформаций при кручении образцов сплава $\text{Ti}_{49,8}\text{Ni}_{50,2}$ (ат.%) заключается в следующем. Экспериментально показано, что при кручении как в исходных крупнозернистых образцах, так и при трансформации их структуры в микрокристаллическую в результате тёплого авс-прессования при 573K и 723K достигнутый уровень суммарной ОНД превышает КРМД от 2% до 4,2% (в зависимости от заданной пластической деформации при тёплом прессовании и заданной деформации кручением γ). При этом КРМД и максимальные суммарные ОНД наблюдаются при кручении образцов в условиях одновременного развития пластической деформации.

Качественно подобные результаты получены и при исследовании неупругих и пластической деформации в образцах сплава $\text{Ti}_{49,1}\text{Ni}_{50,9}$ (ат.%) с нанокристаллической и микрокристаллической структурами при увеличении заданных деформаций в аналогичных изотермических (295K) циклах «нагрузка-разгрузка» при деформировании как кручением, так и изгибом с последующим нагревом разгруженных образцов. В отличие от сплава $\text{Ti}_{49,8}\text{Ni}_{50,2}$ (ат.%) сплав $\text{Ti}_{49,1}\text{Ni}_{50,9}$ (ат.%) является стареющим, в котором в процессе отжига при температурах ниже 780-800 K формируются выделения фазы Ti_3Ni_4 , способствующие появлению R-фазы [1,2]. Однако после отжига при более высоких температурах (в частности, и при температуре 973 K) образцы сплава $\text{Ti}_{49,1}\text{Ni}_{50,9}$ (ат.%) имеют структуру гомогенной B2 фазы. Кроме того, отжики этих образцов при 973K позволяют сформировать микрокристаллическую структуру, близкую к микрокристаллической структуре образцов сплава $\text{Ti}_{49,8}\text{Ni}_{50,2}$ (ат.%) после тёплого авс-прессования с истинной деформацией 4-6 [12,15]. Зависимость размеров зёрен в образцах сплава $\text{Ti}_{49,8}\text{Ni}_{50,2}$ (ат.%) от длительности отжига при 973 K приведена на рисунке 7 по данным оптической металлографии и растровой электронной микроскопии. После отжига длительностью 10 минут в образцах выявляются только отдельные наиболее крупные зёрна размером 2-5 мкм. В образцах, отожжённых в течение 15 минут отчётливо видна микрокристаллическая структура с $\langle d \rangle = 2$ мкм, а размер наиболее крупных зёрен достигает 6 мкм. При увеличении длительности отжига до 40 минут $\langle d \rangle$ возрастает до 11,4 мкм, а доля наиболее крупных зёрен составляет ~ 6%, что обусловлено, вероятно, более высокой скоростью роста зёрен определённых ориентаций.

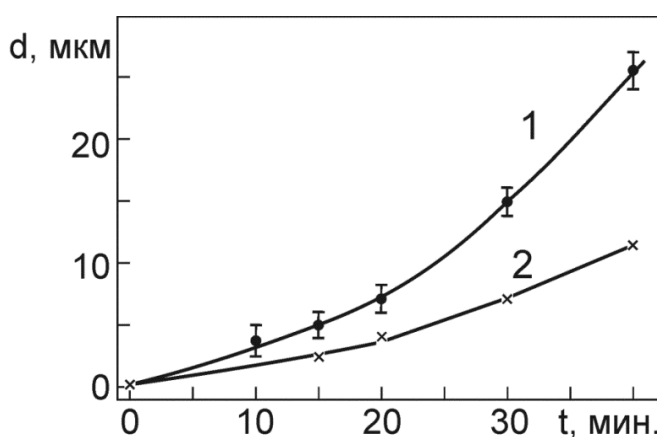


Рисунок 7 – Размеры наиболее крупных зёрен (1) и средний размер зёрен (2) в зависимости от длительности отжига при 973K образцов сплава $\text{Ti}_{49,1}\text{Ni}_{50,9}$ (ат.%) [9]

Отжики при температуре, соответствующей существованию гомогенной B2 фазы в сплаве $\text{Ti}_{49,1}\text{Ni}_{50,9}$ (ат.%), привели к закономерному для обогащенных никелем сплавов на основе TiNi изменению последовательности и температур МП. После отжигов при 973K длительностью до 15 минут происходит изменение последовательности МП от

$R \leftarrow B19' \leftarrow B2$ (в исходных образцах) к $B2 \rightarrow B19'$, рисунок 8. Температуры начала и завершения МП $B2 \rightarrow B19'$ при охлаждении (M_H и M_K , соответственно) и обратного превращения $B19' \rightarrow B2$ при нагреве (A_H и A_K , соответственно) при этом повышаются и остаются практически неизменными при увеличении времени отжига от 20 до 40 минут. Из рисунка 8 видно, что как исходные, так и рекристаллизованные образцы при 295K имели структуру B2 фазы до начала изотермического нагружения при исследованиях развития неупругой и пластической деформаций в процессах изгиба и кручения.

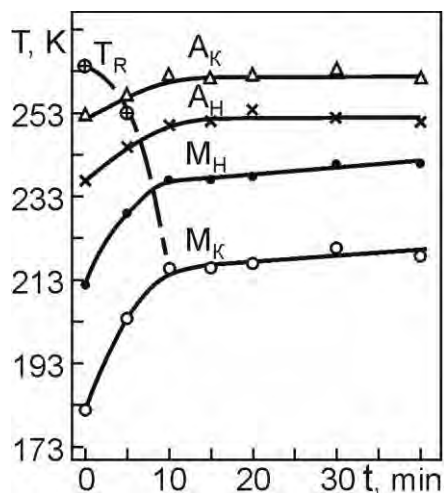


Рисунок 8 – Температуры МП в зависимости от длительности отжига при 973 K образцов сплава $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$ (ат.%) [9]

Стадийность развития деформации в процессе изотермического (295K) нагружения при изучении исходных и рекристаллизованных образцов (на 40, 50 и 30 градусов выше T_R , M_H и A_K , соответственно) приведена на рисунке 9 и качественно подобна стадиям развития деформации при кручении образцов сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (ат.%), рисунок 2. При достижении напряжения мартенситного сдвига ($\tau_m \sim 410$ МПа и ~ 350 МПа в исходных и рекристаллизованных образцах, соответственно) наблюдается площадка псевдотекучести, обусловленная протеканием инициированного напряжением МП в мартенсит B19' и переходящая в стадию деформационного упрочнения, с последующим развитием интенсивного пластического течения.

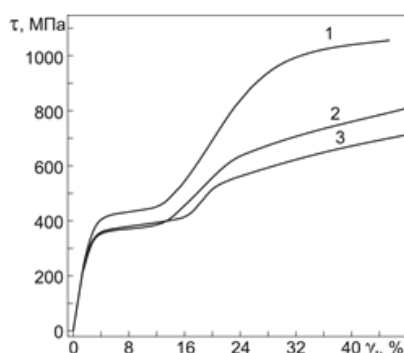


Рисунок 9 – Инженерные зависимости «напряжение-деформация» при кручении образцов сплава $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$ (ат.%) с исходной структурой (1) и после отжигов при 973 K в течение 20 минут (2) и 30 минут (3) [16]. $T_d = 295$ K

Напряжение начала последней стадии деформирования понижается от 910 МПа в исходных образцах до 630 и 530 МПа в образцах, отожжённых в течение 20 и 30 минут, соответственно. Таким образом, переход от нанокристаллической структуры к микрокристаллической структуре образцов обуславливает их разупрочнение, а одновременное повышение температур МП, рисунок 8, приводит к уменьшению τ_m ,

необходимого для генерации в процессе нагружения при 295K мартенсита B19', обеспечивающего последующее проявление СЭ и ЭПФ.

В изотермических (295K) циклах «нагружение-разгрузка» при деформировании изгибом с последующим нагревом разгруженных образцов до 493K выявляются все составляющие заданной при нагружении деформации: $\varepsilon = \varepsilon_{\text{CHD}} + \varepsilon_{\text{пл}} = \varepsilon_{\text{св}} + \varepsilon_{\text{ЭПФ}} + \varepsilon_{\text{пл}}$. Для исходных и рекристаллизованных образцов ε_{CHD} , $\varepsilon_{\text{св}}$ и $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}$ в зависимости от заданной деформации изгиба ε_t представлены на рисунке 10, а на рисунке 11 - соответствующие зависимости развития пластической деформации $\varepsilon_{\text{пл}}$. Конструктивные особенности установки для изгиба позволяют проводить испытания образцов при $\varepsilon_t \leq 30\%$. Из рисунков 10 и 11 видно, что для всех видов образцов ε_{CHD} , $\varepsilon_{\text{св}}$, $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}$ и $\varepsilon_{\text{пл}}$ имеют качественно подобный вид: ε_{CHD} и $\varepsilon_{\text{св}}$ достигают максимальных значений, а затем – уменьшаются; $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}$ и $\varepsilon_{\text{пл}}$ возрастают вплоть до $\varepsilon_t = 27\%$. Развитие пластической деформации при изгибе образцов, рисунок 11, коррелирует с обнаруженным ранее их разупрочнением после рекристаллизационных отжигов (зависимости « σ - ε » на рисунке 9). Из рисунка 11 видно, что накопление $\varepsilon_{\text{пл}}$ при изгибе отожженных образцов начинается при заметно меньших ε_t (4-6%), чем в исходных образцах с $\varepsilon \leq$ нанокристаллической структурой ($\varepsilon_t \leq 10\%$), причем $\varepsilon_{\text{пл}}$ при всех $\varepsilon_t \leq 27\%$ тем больше, чем больше продолжительность рекристаллизационного отжига. Ускоренное развитие $\varepsilon_{\text{пл}}$ при $\varepsilon_t > 10-14\%$ обуславливает уменьшение $\varepsilon_{\text{св}}$ во всех образцах, увеличение доли деформационного мартенсита B19' и, соответственно, увеличение возврата неупругой деформации $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}$ при нагреве разгруженных образцов, рисунки 10 и 12. Вместе с тем, независимо от изменения соотношения $\varepsilon_{\text{св}}$ и $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}$, рост ε_{CHD} продолжается до достижения максимальных значений $\varepsilon_{\text{CHD}}(\text{max})$, которые наблюдаются вблизи $\varepsilon_t = 20\%$ в исходных образцах и $\varepsilon_t = 22-24\%$ в рекристаллизованных образцах, рисунок 10.

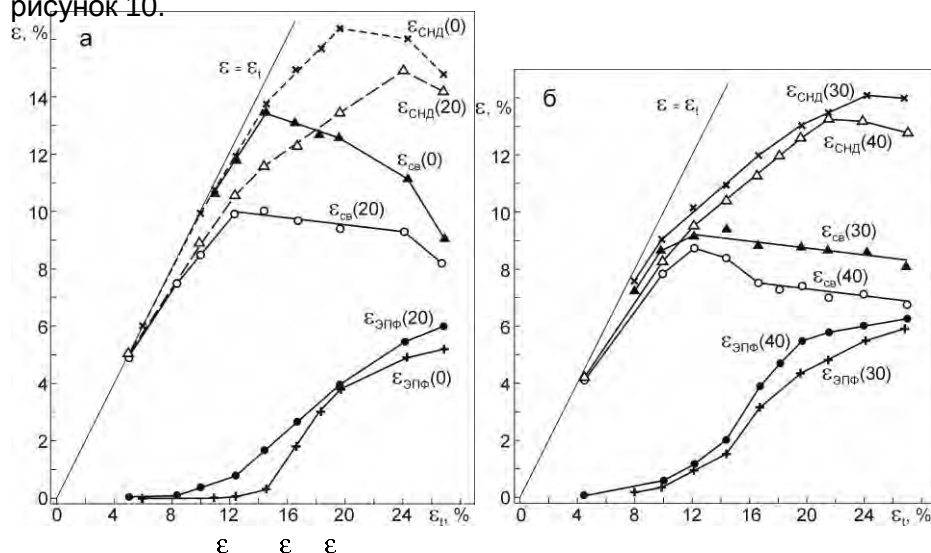


Рисунок 10 – Зависимости ε_{CHD} , $\varepsilon_{\text{св}}$, $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}$ от заданной деформации при изгибе образцов сплава $\text{Ti}_{49.1}\text{Ni}_{50.9}$ (ат.%) ($T_d = 295$ K): а – в исходном состоянии (0) и после отжига при 973 K в течение 20 минут (20); б – отжиг при 973 K в течение 30 минут (30) и 40 минут (40) [9]

При увеличении длительности рекристаллизационного отжига до 40 минут $\varepsilon_{\text{CHD}}(\text{max})$ уменьшается до 13,5% от 16,5% в исходных образцах, рисунок 12. Таким образом, независимо от последовательности МП в ненагруженных образцах ($\text{B2} \rightarrow \text{R} \rightarrow \text{B19'}$ в исходных образцах с нанокристаллической структурой и $\text{B2} \rightarrow \text{B19'}$ в рекристаллизованных образцах с микрокристаллической структурой) в циклах изотермического нагружения и разгрузки при деформировании изгибом с последующим нагревом разгруженных образцов $\varepsilon_{\text{CHD}}(\text{max})$ превышает на 3-7 % КРМД

данного сплава, равного, согласно [3], 10,3% для монокристаллов и 9,6% для поликристаллов.

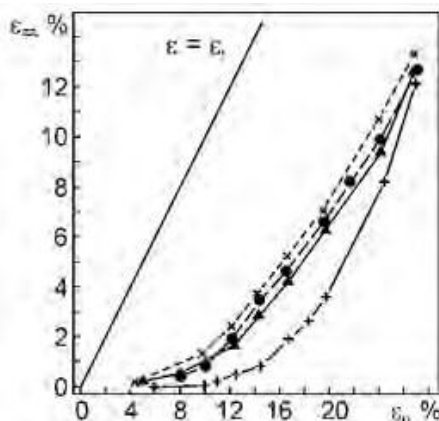


Рисунок 11 – Зависимости $\epsilon_{пл}$ от заданной деформации ϵ_g при изгибе образцов сплава $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$ (ат.%) ($T_d=295$ K) в исходном состоянии (+) и после отжигов при 973 K в течение 20 минут (▲), 30 минут (●) и 40 минут [9]

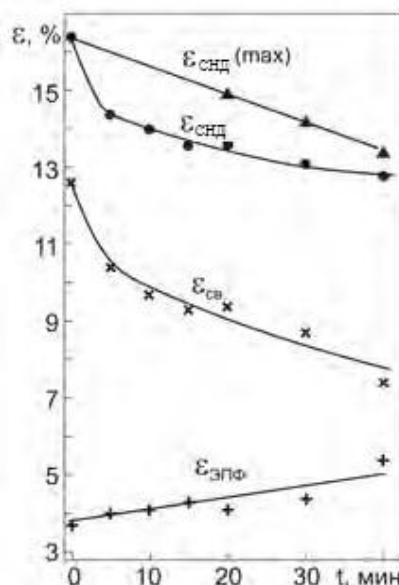


Рисунок 12 – Влияние длительности отжига при 973K образцов сплава $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$ (ат.%) на максимальную величину суммарной неупругой деформации ($\epsilon_{снд(max)}$ достигается при ϵ_g от 20 до 24 %) и $\epsilon_{снд}$, $\epsilon_{св}$, $\epsilon_{эф}$ при заданной деформации изгиба $\epsilon_g=20\%$ [9]

Качественно подобные результаты получены при деформировании кручением исходных и рекристаллизованных при 973K образцов сплава $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$ (ат.%), рисунки 13 и 14. Экспериментальные схемы при кручении и изгибе были идентичны. Из рисунков 13а и 14а видно, что при увеличении γ заданной при 295K в процессе изотермического нагружения, происходит изменение соотношения $\gamma_{св}$ и $\gamma_{эф}$ подобно тому, как это происходит при изгибе, рисунок 10. В рекристаллизованных образцах происходит более интенсивное, чем в исходных образцах, развитие пластической деформации $\gamma_{пл}$, и, соответственно, достигаемые значения $\gamma_{снд}$ и $\gamma_{св}$ в рекристаллизованных образцах на 2-3% меньше, чем в исходных. При этом максимальная обратимая неупругая деформация $\epsilon_{снд(max)}$ составляет 25% в образцах с исходной нанокристаллической структурой и уменьшается до ~22% после отжига в течение 20 мин. при 973K, а максимальные значения $\gamma_{св}$ – 20% и 17,5%, соответственно, рисунки 13а и 14а.

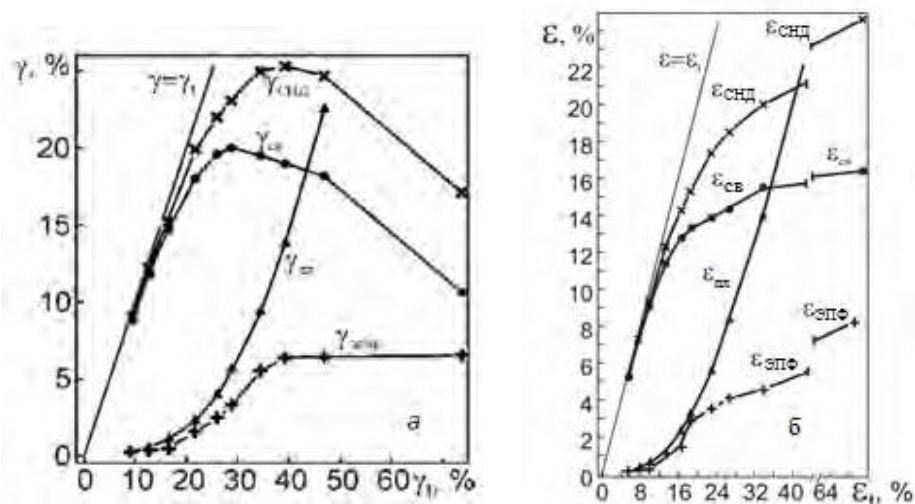


Рисунок 13 – Неупругие деформации γ_{CHD} , γ_{CB} , $\gamma_{\text{ЭПФ}}$ и пластическая деформация $\gamma_{\text{гр}}$ в зависимости от заданной при 295K деформации кручения γ_t (а) и соответствующие им эквивалентные деформации растяжения, полученные перерасчетом по алгоритму [8] (б) для образцов сплава $\text{Ti}_{49,1}\text{Ni}_{50,9}$ (ат.%) в исходном состоянии [8]

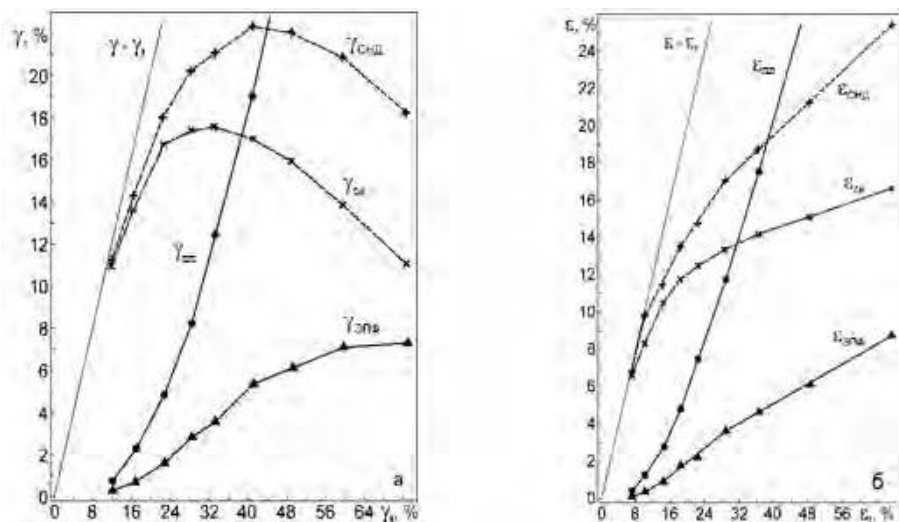


Рисунок 14 – Неупругие деформации γ_{CHD} , γ_{CB} , $\gamma_{\text{ЭПФ}}$ и пластическая деформация $\gamma_{\text{гр}}$ в зависимости от заданной при 295K деформации кручения γ_t (а) и соответствующие им эквивалентные деформации растяжения, полученные перерасчетом по алгоритму [8], для образцов сплава $\text{Ti}_{49,1}\text{Ni}_{50,9}$ (ат.%) после отжига при 973K в течение 20 мин [8]

Полученные при этом зависимости ϵ_{CHD} , ϵ_{CB} , $\epsilon_{\text{ЭПФ}}$ и $\epsilon_{\text{пл}}$ от ϵ_t , эквивалентные экспериментальным зависимостям γ_{CHD} , γ_{CB} , $\gamma_{\text{ЭПФ}}$ и $\gamma_{\text{гр}}$ от γ_t , представлены на рисунках 13б и 14б. Из анализа рисунков 13б, 14б и 10 следует, что до ϵ_t , соответствующих $\epsilon_{\text{CB}}^{\text{(max)}}$ и $\epsilon_{\text{CHD}}^{\text{(max)}}$ на рисунке 10а, различие значений ϵ_{CB} и ϵ_{CHD} при изгибе и γ_{CB} и γ_{CHD} при кручении, рисунки 13б и 14б, не превосходит 0,6%. При более высоких ϵ_t , рисунок 10а, при которых ϵ_{CB} и ϵ_{CHD} уменьшаются при изгибе (эквивалентные деформации ϵ_t при кручении более 22% и 31%, соответственно), эти неупругие деформации при кручении продолжают возрастать как в исходных, так и в рекристаллизованных образцах сплава $\text{Ti}_{49,1}\text{Ni}_{50,9}$ (ат.%), достигая практически равных значений (ϵ_{CB} 16,5%, а ϵ_{CHD} до 24-25%) при ϵ_t 69% (эквивалентная деформация $\epsilon = 74\%$). Это обусловлено тем, что при заданных деформациях ϵ_t 14% (ϵ_t 22%) для рекристаллизованных образцов и ϵ_t 20% ($\gamma > \gamma_t$ 31,6%) для исходных образцов накопление пластической деформации при изгибе происходит более интенсивно, чем при кручении (из сопоставления $\epsilon_{\text{пл}}$ на рис. 11, 13б,

14б). Таким образом, при деформировании кручением как в исходных, так и в рекристаллизованных образцах достигаются существенно более высокие неупругие деформации $\varepsilon_{св}$ и $\varepsilon_{снд}$, чем при изгибе. При этом $\varepsilon_{снд}$ достигает значений в ~2 раза превосходящих КРМД, а $\varepsilon_{св}$ превосходит КРМД на ~ 6% как в образцах с исходной нанокристаллической структурой, так и в рекристаллизованных образцах с микрокристаллической структурой.

Эти наиболее высокие значения $\varepsilon_{снд}$ при кручении образцов сплава $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$ (ат.%) достигаются в условиях развития существенно более высоких пластических деформаций, чем при изгибе: $\varepsilon_{снд}$, превышающая при кручении КРМД на 15% достигается при $\varepsilon_{пл}$ 44% в исходных образцах с нанокристаллической структурой, при $\varepsilon_{пл}$ 42% в отожженных образцах с микрокристаллической структурой, а при изгибе $\varepsilon_{снд}(max)$ наблюдается при $\varepsilon_{пл}$ 6% и 9%, соответственно. Наиболее вероятная причина подобного различия влияния пластической деформации при изгибе и кручении на проявления неупругих деформаций может быть связана с доминированием различных механизмов ее развития. В частности, преимущественное развитие интенсивных внутризёренных деформационных процессов приводит, по-видимому, к ускоренному подавлению механизмов, обуславливающих проявление аномально высокой неупругой деформации (при изгибе). Это коррелирует с заметным уменьшением достигаемых неупругих деформаций по мере укрупнения зёренной структуры при увеличении рекристаллизационного отжига до 40 минут ($d_{ср}=11$ мкм и 6% зёрен размером от 20 до 27 мкм), рисунки 10 и 12. Вместе с тем, в образцах с нанокристаллической и микрокристаллической структурой и более равноосной формой зёрен (после отжига при 973K меньшей длительности) важным фактором может быть реализация зернограничного проскальзывания в процессе деформирования, при котором развитие деформационных процессов в объёмах зёрен происходит существенно менее интенсивно и которое развивается более активно при кручении. Но для подтверждения этого предположения необходима постановка специальных исследований, которые находятся пока на начальной стадии развития.

В целом, результаты исследований сплава $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$ (ат.%) показали, что как в исходных образцах с нанокристаллической структурой и последовательностью МП $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$, так и в отожжённых образцах с микрокристаллической структурой и последовательностью МП $B2 \leftrightarrow B19'$ в идентичных изотермических (295K) циклах «нагрузка-разгрузка» при изгибе и кручении с последующим нагревом разгруженных образцов достигаются высокие неупругие деформации, максимум которых составляет 14-16,5% при изгибе и 24-25% при кручении, и которые превышают КРМД, равный 10,3% (согласно [3]). При этом пластические деформации образцов при соответствующих заданных деформациях составляют 4-8% при изгибе и 42-44% при кручении (эквивалентные пластические деформации при кручении составляют 55-57%, соответственно).

Вместе с тем, физические факторы, обуславливающие проявления аномально высоких ОНД, превышающих КРМД, до настоящего времени не выявлены. Наиболее вероятными считаются следующие предположения: 1- дополнительное двойникование монодоменизированного мартенсита $B19'$ и 2-реализация дополнительного превращения в фазе $B19'$ при воздействии нагрузки, как это происходит, например, в сплавах $Cu-Al-Ni$, в которых при двух последовательных МП величина сверхэластичности достигает 17% [18]. Однако, рентгеноструктурные исследования образцов сплава с 50,2 ат.% Ni после растяжения, проведенные в нашей работе, и электронномикроскопические исследования образцов сплава $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ (ат.%) после деформирования растяжением [4] не выявили наличия фаз со структурой отличной от $B2$, R или $B19'$. Возможно, что новый тип двойникования в $B19'$ или дополнительное МП являются высокообратимыми, и новые структуры испытывают обратные переходы в исходную фазу при разгрузке. При этом особенности (типа появления площадки псевдотекучести) на зависимостях σ - ε или τ - γ могут и не возникать. Таким образом, для выявления причин проявления аномально высоких неупругих эффектов в сплавах

на основе TiNi необходимо развитие структурных исследований “insitu” при нагружении образцов.

Заключение

1. Установлено, что тёплое авс-прессование при 723K и 573K с истинной деформацией до 8,44 и 7,43, соответственно, не влияет на последовательность мартенситных превращений при охлаждении и нагреве образцов ($B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$) и температуру превращения $B2 \rightarrow R$. После прессования при 723K не изменяются и температуры МП $R \leftarrow B19'$ и $B2$. Понижение температуры прессования до 523K приводит к понижению на ~20 градусов температур МП $R \rightarrow B19'$ и $B19' \rightarrow B2$. Различие в отмеченных результатах обусловлено более интенсивным развитием процессов возврата в условиях прессования при 723K, что коррелирует с более высоким упрочнением образцов после прессования при 523K, чем образцов после прессования при 793K.

2. Показано, что рекристаллизационный отжиг при 973K приводит к тому, что нанокристаллическая структура исходных образцов трансформируется в микрокристаллическую структуру. В результате рекристаллизации наблюдается разупрочнение образцов; смена последовательности МП от $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$ к $B2 \leftrightarrow B19'$; повышение температур МП $B2 \leftrightarrow B19'$ на начальной стадии отжига (до 15 мин.) и их неизменность при увеличении длительности отжига до 40 мин.; уменьшение напряжения мартенситного сдвига при 295K.

3. Показано, что при кручении в изотермических циклах «нагружение-разгрузка» и последующем нагреве как образцов сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (ат.%) с исходной крупнозернистой структурой и микрокристаллическими структурами, полученными при тёплом авс-прессовании, так и образцов сплава $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$ (ат.%) с исходной нанокристаллической структурой и микрокристаллическими структурами, полученными рекристаллизационными отжигами при 973K, в процессе последовательной реализации эффектов сверхэластичности и памяти формы достигается аномально высокая суммарная обратимая неупругая деформация: превышение КРМД составляет от 2 до 4,5% для образцов сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (ат.%) и в ~ 2 раза для образцов сплава $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$ (ат.%). При изгибе образцов сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (ат.%) с указанными выше микроструктурами по аналогичному термомеханическому режиму достигнутое превышение КРМД составляет от 4 до 6%.

4. Полученные результаты показывают, что высокие значения обратимой неупругой деформации достигаются при изгибе и кручении как образцов с последовательностью МП $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$, так и образцов с последовательностью МП $B2 \leftrightarrow B19'$.

5. Показано, что максимальные значения суммарной обратимой неупругой деформации, превышающей КРМД, при кручении и изгибе по использованному в работе термомеханическому режиму образцов сплавов $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (ат.%) и $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$ (ат.%) достигаются при одновременном развитии пластической деформации, величина которой может составлять от 10 до 50%.

Авторы признательны к.ф.-м.н. Жаповой Д.Ю. и к.т.н. Тимкину В.Н. за помощь, оказанную ими при подготовке данной главы. Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований Государственных Академий наук на 2013-2020 гг. III.23.2 (проект III.23.2.2.) и Комплексной программы фундаментальных исследований СО РАН № II.2П «Интеграция и развитие» на 2017 год. Пункт III.23 (Проект II.2П/III.23-1.).

Список литературы:

1. Ооцука, К. Сплавы с эффектом памяти формы. / К. Ооцука, К. Симидзу, Ю. Судзуки, Ю. Сэкигути, Ц. Тадаки, С. Миядзак. Перевод с яп.. – М: Металлургия, 1990.- 224 с.

2. Сплавы никелида титана с памятью формы. Ч.1. Структура, фазовые превращения и свойства./Под ред.В.Г. Пушина.– Екатеринбург: УрО РАН, 2006 - 439 с.

3. Прокошкин, С.Д. Кристаллическая решётка мартенсита и ресурс обратимой деформации термически и термомеханически обработанных сплавов Ti-Ni с памятью

формы / С.Д. Прокошкин, А.В. Коротицкий, В. Браиловский и др. // ФММ. - 2011. - Т.112. - №2. - С.180-198.

4. Рыклина, Е.П. Особенности реализации аномально высоких эффектов памяти формы в термомеханически обработанных сплавах Ti-Ni / Е.П. Рыклина, С.Д. Прокошкин, А.А. Чернавина // Материаловедение. - 2012. - №11. - С.23-30.

5. Рыклина, Е.П. Возможности достижения аномально высоких параметров ЭПФ сплава Ti-50.7 ат.% Ni в различных структурных состояниях аустенита / Е.П. Рыклина, С.Д. Прокошкин, А.Ю. Крейцберг // Изв. РАН. Серия физическая. - 2013. - Т.77. - №11. - С.1653-1663.

6. Pushin, V.G. Nanostructured Ti-Ni – based shape memory alloys processed by severe plastic deformation / V.G. Pushin, V.V. Stolyarov, R.Z. Valiev, T.C. Lowe, Y.T. Zhu // Mater. Sci. Eng. A. - 2005. - V.410-411. - P.306-389.

7. Ryklina, E.P. Abnormally high recovery strain in Ti-Ni-based shape memory alloys / E.P. Ryklina, S.D. Prokoshkin, A.Yu. Kreitsberg // J. Alloys and Compounds. - 2013. - V.577S. - P.S255-S258.

8. Grishkov V.N. Comparative analysis of inelastic strain recovery and plastic deformation in a Ti_{49.1}Ni_{50.9} (at.%) alloy under torsion and bending / V.N. Grishkov, A.I. Lotkov, A.A. Baturin, V.N. Timkin, D.Yu. Zhapova // AIP Conf. Proc. - 2015. - V.1683. - 020067.

9. Grishkov, V.N. Effect of recrystallization annealing on the inelastic properties of TiNi alloy under bending / V.N. Grishkov, A.I. Lotkov, A.A. Baturin, A.G. Cherniavsky, V.N. Timkin, D.Yu. Zhapova // AIP Conf. Proc. - 2016. - V.1783. - 020067; doi: 10.1063/1.4966360.

10. Lotkov, A. Temperature dependence of inelastic strain recovery in TiNi-based alloys under torsion / Lotkov A., Grishkov V., Zhapova D., Baturin A., Timkin V. // AIP Conf. Proc. - 2015. - V.1683. - 020125; doi: 10.1063/1.4932815.

11. Lotkov, A. Effect of warm rolling on the martensite transformation temperatures, shape memory effect and superelasticity in Ti_{49.2}Ni_{50.8} alloy / A. Lotkov, D. Zhapova, V. Grishkov, A. Cherniavsky, V. Timkin // AIP Conf. Proc. - 2016. - V.1783. - 020137.

12. Лотков, А.И. Формирование ультрамелкозернистого состояния, мартенситные превращения и неупругие свойства никелида титана после «авс»-прессования / А.И. Лотков, В.Н. Гришков, Е.Ф. Дударев и др. // Вопросы материаловедения. - 2008. - №1. - С.23-30.

13. Lotkov, A. Mechanisms of microstructure evolution in TiNi-based alloys under warm deformation and its effect on martensite transformations / A. Lotkov, V. Grishkov, O. Kashin e.a. // Materials Science Foundation. - 2015. - V.81-82. - P.245-249.

14. Гришков В.Н. Мартенситные превращения в области гомогенности интерметаллида TiNi / В.Н. Гришков, А.И. Лотков // ФММ. - 1985. - Т.60. - Вып.2. - С. 351-355.

15. Лотков, А.И. Влияние степени деформации при изотермическом авс-прессовании на эволюцию структуры и температуры фазовых превращений сплава на основе никелида титана / А.И. Лотков, О.А. Кашин, В.Н. Гришков, К.В. Круковский // Перспективные материалы. 2014. №9. С.5-18.

16. Жапова, Д.Ю. Неупругие свойства никелида титана после тёплого авс-прессования / Д.Ю. Жапова, А.И. Лотков, В.Н. Гришков, В.Н. Тимкин, И.С. Родионов, А.С. Колеватов, А.А. Белослудцева // Известия вузов. Физика. - 2016. - Т. 59. - №7/2. - С.60-64.

17. Padmanadhan, K.A. Superlastic Flow: Phenomenology and Mechanics / K.A. Padmanadhan, R.A. Vasin, F.V. Enikeev - Springer – Verlag, 2001.- 586p.

18. Otsuka, K. Pseudoelasticity and Shape Memory Effect in Alloys / K. Otsuka, K. Shimizu // Intern. Metal Rev. - 1986. - V.31. - №3. - P.93-114.