

ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА ПОСЛЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

С.П. Беляев*, А.Е. Волков*, Н.Ф. Морозов*, А.И. Разов*,
Wang Lili**, Shi Shaoqiu**, Gan Su**, Chen Jiangying**, Dong Xinlong**

* Санкт-Петербургский государственный университет, С.-Петербург, Россия

** Ningbo University, Mechanics and Materials Science Research Centre,

Ningbo, Zhejiang, China

razov@smel.math.spbu.ru

В работе выполнено сравнительное исследование механических свойств и характеристик эффекта памяти формы сплава TiNi, подвергнутого квазистатическому и ударному нагружению. Обнаружено, что вид диаграмм деформирования существенно изменяется при изменении скорости деформирования в 10^6 раз. При ударном сжатии до деформаций 5 - 6 % величина эффектов памяти формы и обратимой памяти возрастает по сравнению с квазистатическим нагружением. В случае деформирования до больших деформаций наблюдается обратный эффект: динамическое нагружение приводит к уменьшению способности материала обратимо деформироваться в ходе мартенситных превращений. Представлено объяснение наблюдаемых явлений на основе представлений о возможности развития в сплаве обратимых и необратимых деформационных процессов различной природы.

Использование материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ) в технике и медицине в последнее пятилетие получило новый импульс в связи с открытием новых сплавов, значительным прогрессом в производстве полуфабрикатов и в технологиях их обработки, преодолением консервативности мышления инженеров, конструкторов и менеджеров. При этом целое направление современных прикладных разработок имеет своей целью миниатюризацию и уменьшение времени срабатывания устройств, использование быстротекущих процессов. В связи с этим, большое значение приобретает исследование этих материалов в динамических режимах, когда деформирование происходит за доли секунды со скоростями порядка 10^2 - 10^3 с⁻¹ и выше, или когда для быстрого срабатывания рабочих элементов их нагрев производят с большой скоростью. Результаты таких исследований могут быть также полезны и при разработке технологий производства изделий из материалов с ЭПФ.

Ранние исследования динамических свойств никелида титана, проводившиеся, в основном, по аналогии с исследованиями обычных материалов, были направлены на определение пределов текучести во время динамического нагружения при различных температурах [1, 2]. Так, например, в работе [1] исследовали отоженный в вакууме при 673 К в течение 1 ч сплав Ti-51ат.%Ni при скоростях деформирования сжатием $(2\div7)\cdot 10^2$ с⁻¹. Температуры, при которых проводили испытания, изменяли от 201 до 366 К, а остаточная деформация в каждом опыте составляла 2 %. Полученная зависимость предела текучести от температуры качественно имела тот же вид, что и известная кусочно-линейная зависимость для статического нагружения материала с ЭПФ с минимумом в районе температур между M_n и A_n . Имевшиеся на ней две точки излома были

обусловлены наличием промежуточной ромбоэдрической R-фазы. В работе отмечалось, что возврат деформации после динамического нагружения был таким же, как и после квазистатического деформирования, коэффициент возврата при котором составлял 0,9995. К одной из первых работ, в которой был исследован вопрос о возможности реализации эффекта памяти формы после динамического нагружения, следует отнести работу [3]. В описанных в ней экспериментах использовали диски диаметром 40 мм и толщиной 10 мм из никелида титана эквиатомного состава, по которым при различных температурах производили удар плоским снарядом (со скоростью 100 м/с) из газовой пушки. С противоположной по отношению к плоскости удара стороны мишени был подвешен касавшийся ее стальной шарик, который в результате удара снаряда по образцу деформировал тыльную плоскость мишени и создавал на ней отпечаток. В случае, когда температура образца была комнатной, и он находился в мартенситном состоянии, последующий нагрев приводил к инициации эффекта памяти формы и уменьшению отпечатка. Сравнение квазистатического и динамического варианта нагружения показало, что степень возврата деформации за счет ЭПФ в последнем случае приблизительно на 10 % выше.

Возможность задания предварительной остаточной деформации в мартенситном состоянии импульсом давления с амплитудой $1\div 2$ ГПа и длительностью $5\div 6$ микросекунд в магнитно-импульсной установке и возможность реализации эффекта памяти формы после такого деформирования рассмотрены в работе [4]. Было обнаружено, что заданная таким образом деформация около 7 % может быть восстановлена с коэффициентом 0,8, что в пределах погрешности измерения не отличалось от квазистатического случая.

Первые исследования обратимой памяти формы, инициированной динамическим деформированием, и сравнение ее с обратимой памятью формы, полученной после квазистатического деформирования, были проведены в работе [5]. По пластине из никелида титана эквиатомного состава толщиной 1 мм производили удар плоским снарядом со скоростью 100 м/с, при этом остаточная деформация составляла 0,5 %, и при нагреве до 400 К полностью исчезала. Затем из пластины вырезали образцы размерами $50\times 5\times 1$ мм и испытывали в режиме трехточечного изгиба, проводя термоциклы через интервал температур превращений. В квазистатическом случае пластины деформировали также трехточечным изгибом в мартенситном состоянии до остаточной деформации 6 %, а необратимая деформация после последующего нагрева составляла 0,1 %. В результате исследования было обнаружено, что обратимая память после ударного нагружения в два раза выше, чем после квазистатического. Кроме того, в работе было установлено, что обратимая память формы, сформированная посредством динамического деформирования, более устойчива к внешним противодействующим напряжениям, чем после квазистатического воздействия.

Исследования однократного и обратимого эффекта памяти формы описаны также в работе [6], в которой отмечается рост величины обратимой памяти формы после динамического нагружения растяжением со скоростями до 630 с^{-1} .

В настоящей работе сделана попытка дать ответ на вопрос, как количественно однократная и обратимая память формы проявляются после деформирования в динамическом режиме. Первые результаты из серии запланированных исследований приведены ниже.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТОВ

В качестве объекта исследований использовали сплав Ti-51,2ат.%Ni, из которого изготавливали цилиндрические образцы длиной и диаметром 5 мм. После отжига при 773 К в течение 1 часа образцы деформировали сжатием с различными скоростями при

комнатной температуре в мартенситном состоянии. Квазистатическое деформирование со скоростью 10^{-3} с^{-1} проводили на испытательной машине INSTRON. Динамическое нагружение осуществляли на пневматическом копре Хопкинсона, а методика проведения экспериментов описана в работе [7]. Длительность импульса ударного нагружения во всех опытах составляла около 120 мкс, а скорости деформирования при этом варьировали от $3 \cdot 10^2 \text{ с}^{-1}$ до $1,5 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$. После деформирования образцы термоциклировали со скоростью $\approx 1 \text{ К/мин}$ в специальной установке, позволявшей измерять изменение длины образца с точностью 0,001 мм. При первом нагреве наблюдали возврат деформации как проявление эффекта памяти формы, а при последующих охлаждениях и нагревах – изменение длины образцов за счет обратимой памяти формы. На рис. 1 представлен пример температурной зависимости деформации и показаны способы определения температур обратного мартенситного превращения A_n и A_k , а также величины эффектов памяти формы $\epsilon_{\text{эфф}}$ и обратимой памяти формы $\epsilon_{\text{опф}}$. Остаточную деформацию $\epsilon_{\text{ост}}$ определяли, измеряя длину образцов до и после деформирования, а необратимую пластическую деформацию $\epsilon_{\text{пл}}$ как разность между остаточной деформацией и деформацией, восстановленной при нагревании через интервал температур мартенситного превращения: $\epsilon_{\text{пл}} = \epsilon_{\text{ост}} - \epsilon_{\text{эфф}}$.

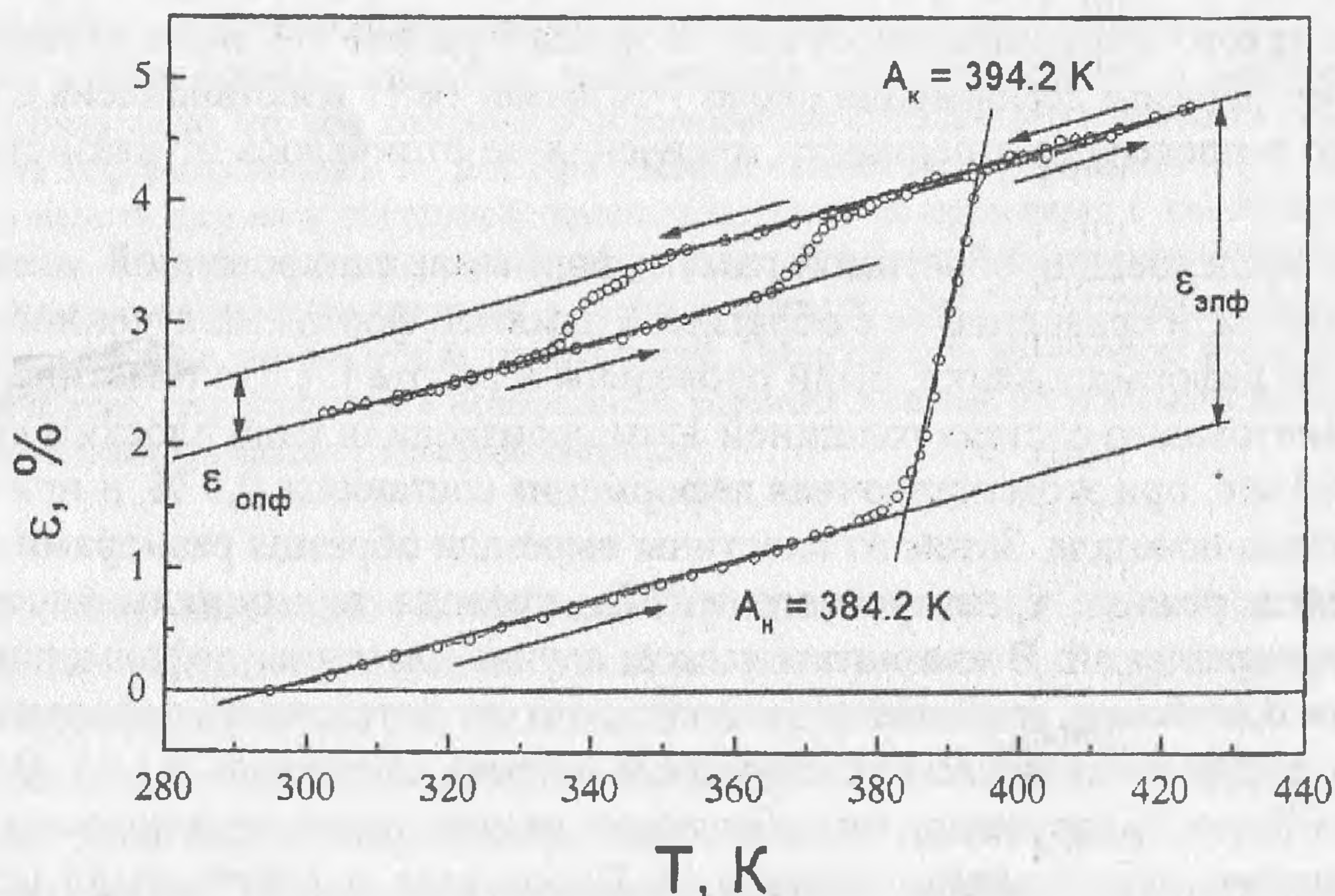


Рис. 1. Температурная зависимость деформации образца при термоциклировании через интервалы мартенситных превращений.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Мартенситная структура никелида титана состоит из структурных доменов, имеющих различную кристаллографическую ориентацию. Кроме того, каждый домен внутренне сдвойникован. Границы между доменами и границы, разделяющие двойниковые прослойки, очень подвижны. В связи с этим неупругая деформация никелида титана в мартенситном состоянии осуществляется, как принято считать, путем кристаллографической переориентации структурных доменов при миграции междоменных и междвойниковых границ. Такая неупругая деформация полностью восстанавливается при нагревании через интервал температур обратного мартенситного превращения и поэтому называется обратимой. Необратимая деформация связана со скольжением и размножением дислокаций и реализуется при высоких напряжениях, превышающих

«дислокационный» предел текучести. Из-за существования двух механизмов деформации (обратимой и необратимой) диаграммы деформирования «напряжение – деформация» у сплава TiNi имеют два предела текучести, два упругих участка и две стадии неупругого деформирования.

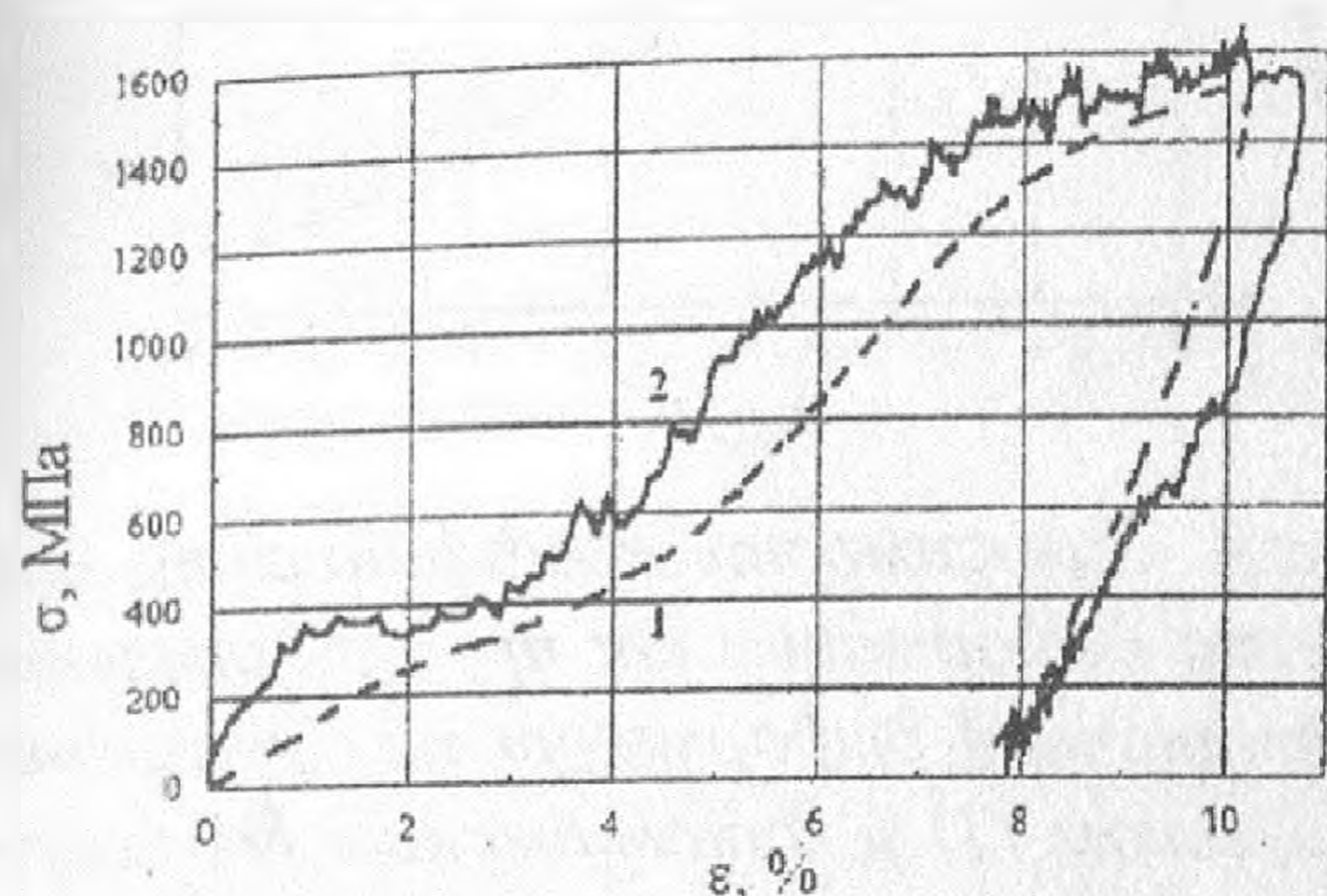


Рис.2. Кривые деформирования образцов со скоростью сжатия 10^{-3} с^{-1} (1) и 920 с^{-1} (2).

сутствует. В целом деформирование образца при ударном воздействии требует больших напряжений, чем в ходе квазистатического сжатия.

Таким образом, можно считать установленным, что междоменные и междвойниковые границы в мартенсите сплава TiNi имеют «инерционные» свойства, и их движение существенно связано с процессами, развивающимися во времени. Очевидно, каждый акт смещения границ обусловлен некоторым характерным временем релаксации, определение которого требует выполнения специальных исследований.

Как уже упоминалось, изменение формы образца является обратимым при нагреве через диапазон температур обратного мартенситного превращения. Измерения показали, что возврат деформации не является полным даже тогда, когда в процессе деформирования не превышен дислокационный предел текучести. Необратимая составляющая деформации в этих случаях возникает как следствие дислокационного скольжения при образовании локальных перенапряжений, вызванных несовместностью деформации на стыках переориентированных кристаллов с окружающей матрицей. На рис.3 и 4 изображены зависимости восстанавливаемой деформации $\varepsilon_{\text{эф}}$ и коэффициента возврата $\varepsilon_{\text{эф}}/\varepsilon_{\text{ост}}$ от величины остаточной деформации, заданной образцу при нагружении.

Кривые на рис.3 имеют одинаковый вид с максимумом в области деформаций 5-7%. Снижение величины эффекта памяти формы при превышении указанных значений $\varepsilon_{\text{ост}}$ является известным фактом и обусловлено активизацией дислокационного механизма деформирования после достижения соответствующего предела текучести. Однако максимум величины $\varepsilon_{\text{эф}}$ при динамическом нагружении оказывается смещенным в направлении меньших деформаций $\varepsilon_{\text{ост}}$ по сравнению с квазистатическим нагружением. При остаточных деформациях до 5% эффект памяти формы после динамического сжатия оказывается более совершенным, чем после квазистатического воздействия, а при $\varepsilon_{\text{ост}} > 6\%$ имеет место обратная ситуация.

Примеры диаграмм деформирования при квазистатическом и динамическом нагружении представлены на рис.2. Зависимости имеют вид, описанный выше, однако легко обнаруживаются существенные различия в поведении сплава при статическом и динамическом нагружении. Можно видеть, что верхний дислокационный предел текучести не изменяется по величине с ростом скорости нагружения, тогда как нижний предел текучести повышается, а упругий участок становится

более выраженным. Особенно примечательным является наличие площадки текучести при напряжениях около 400 МПа на динамической диаграмме. На квазистатической кривой такая площадка отсутствует.

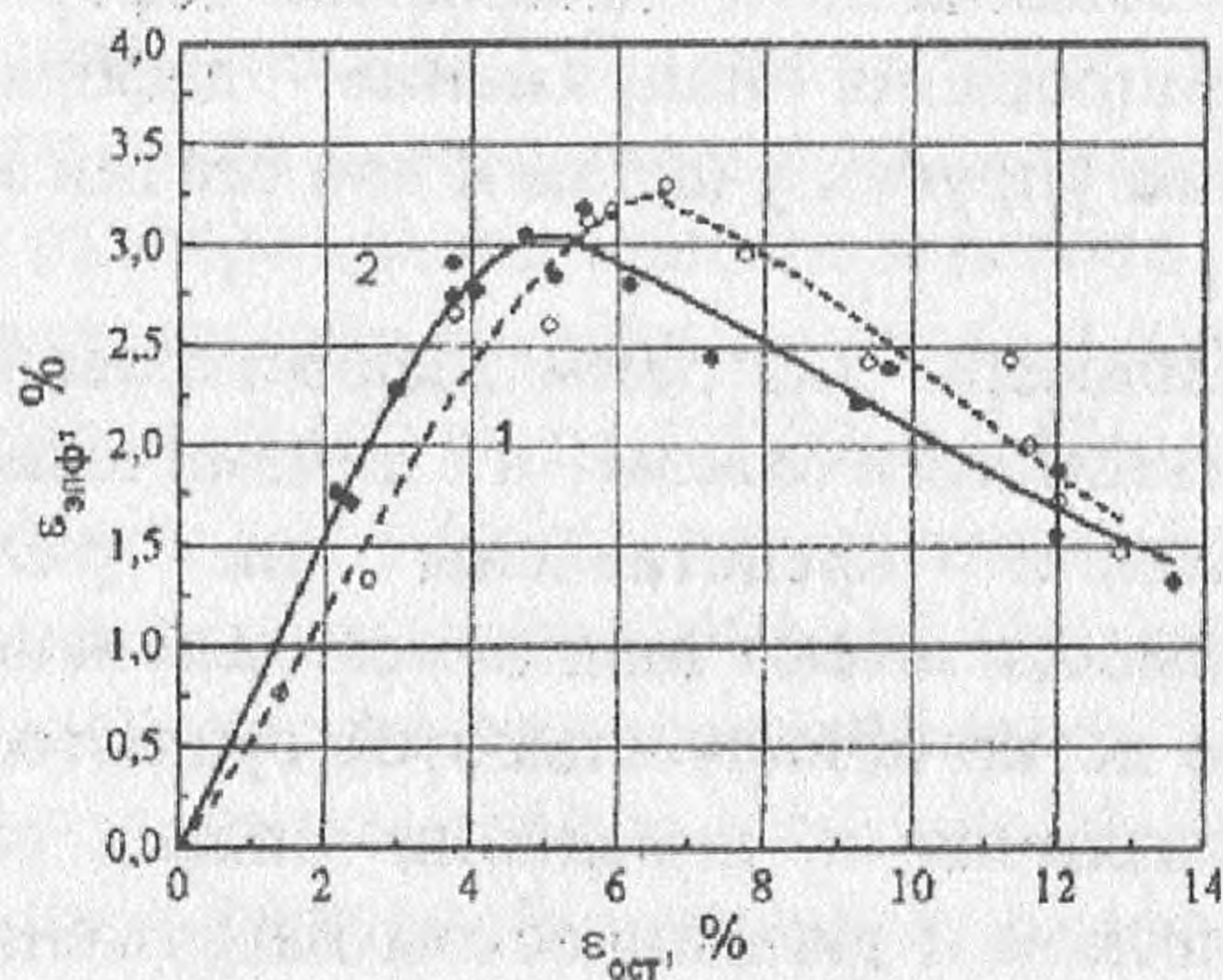


Рис.3. Зависимость величины эффекта памяти формы от остаточной деформации при квазистатическом (1) и динамическом (2) нагружении.

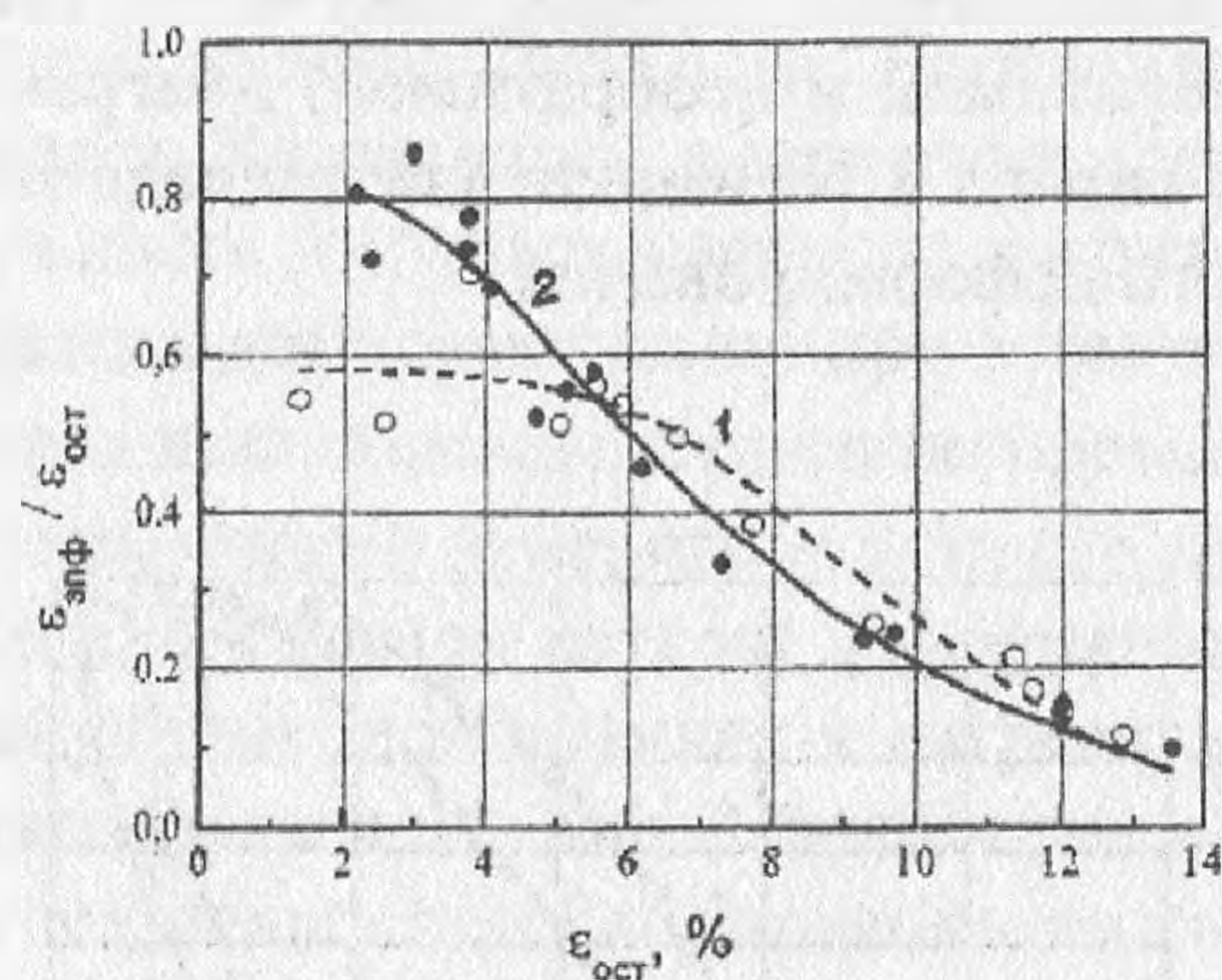


Рис.4. Зависимость коэффициента возврата деформации от предварительной остаточной деформации при квазистатическом (1) и динамическом (2) нагружении.

Смещение максимума зависимости $\varepsilon_{эфф} = f(\varepsilon_{ост})$, соответствующей ударному воздействию, по сравнению с квазистатическим легко объясняется тем, что дислокационный предел текучести в случае удара достигается при меньших деформациях. Кроме того, известно, что высокоскоростное нагружение стимулирует размножение дислокаций в большей мере, чем их скольжение. Естественно, что повышение плотности дислокаций в сплаве, подвергнутом удару, способствует меньшему формовосстановлению при $\varepsilon_{ост} > 6\%$.

Для объяснения разницы хода левых ветвей зависимостей на рис.3 следует привлечь предположение о возникновении при ударе макроскопических полос переориентации, подобных полосам Чернова–Людерса в обычных металлах. Наличие распространяющегося фронта переориентаций, выходящего на поверхность образца, в значительной степени предотвращает развитие необратимой деформации при малых $\varepsilon_{ост}$, поскольку уменьшает перенапряжения, возникающие из-за несовместности деформации в объеме материала. Поэтому величины эффекта памяти формы (рис.3) и коэффициента возврата (рис.4) при $\varepsilon_{ост} < 5\%$ в случае ударного нагружения превышают квазистатические показатели. В пользу предположения о наличии макроскопического фронта переориентации мартенситных кристаллов свидетельствует выраженный предел текучести и следующая за ним площадка течения на диаграмме ударного деформирования (рис.2).

Проявление эффекта обратимой памяти формы обусловлено ориентирующим действием внутренних напряжений на процесс зарождения мартенситных кристаллов. Поэтому величина этого эффекта $\varepsilon_{опф}$ коррелирует с величиной необратимой пластической деформации $\varepsilon_{пл}$, не возвращаемой при нагреве деформированного образца. Зависимости $\varepsilon_{опф} = f(\varepsilon_{пл})$, изображены на рис.5.

Вид зависимостей мало различается для ударного и квазистатического режимов нагружения. Имеется лишь тенденция к увеличению $\varepsilon_{опф}$ при ударе в области пластических деформаций, меньших 4 %. Значительный разброс экспериментальных данных не позволяет сделать более сильное утверждение, однако представляется вполне вероятным, что после динамического воздействия дислокационная структура оказывается более упорядоченной и способствует тем самым возникновению больших ориентированных внутренних напряжений, способствующих росту $\varepsilon_{опф}$.

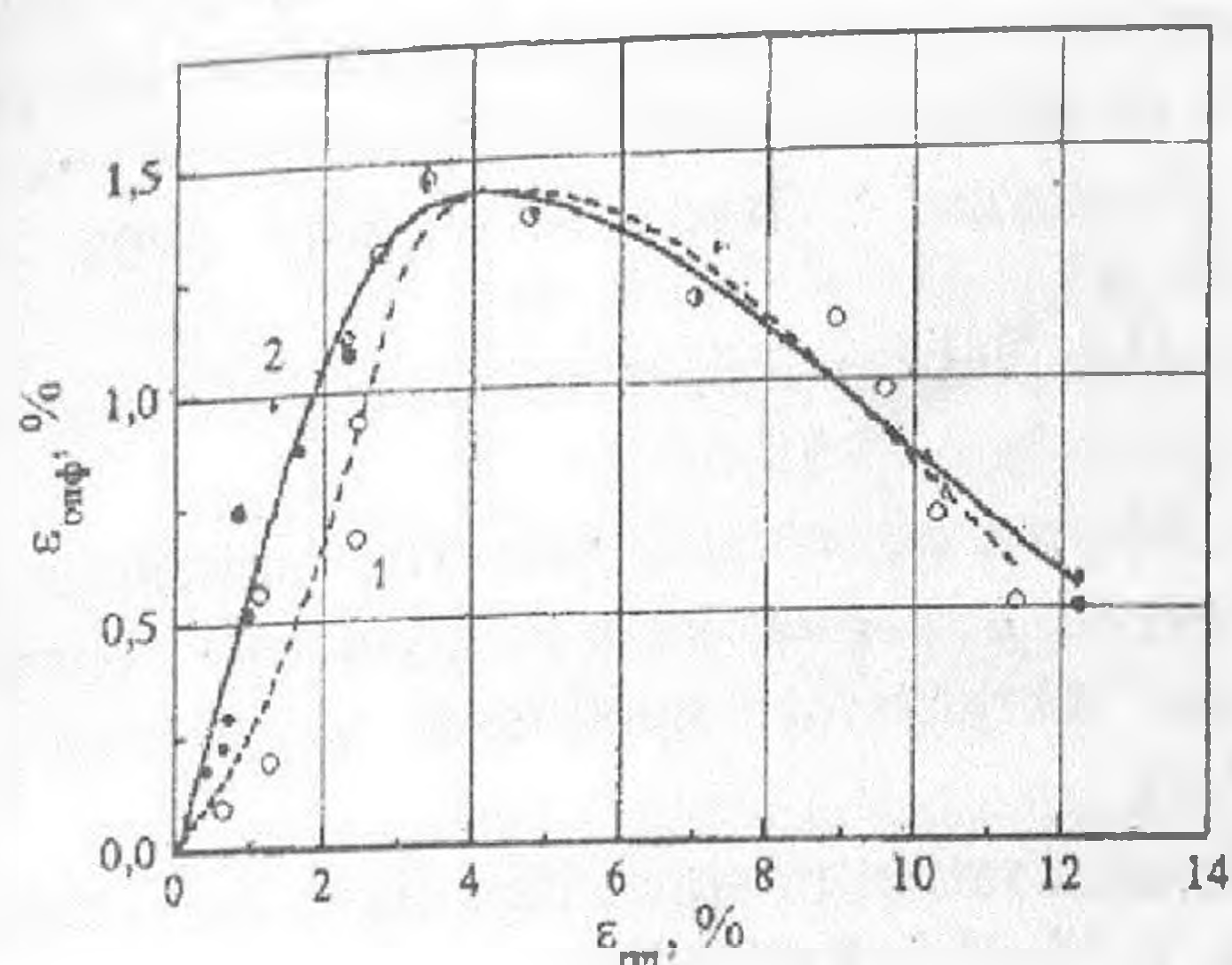


Рис.5. Зависимость величины эффекта обатимой памяти формы от необратимой пластической деформации при квазистатическом (1) и динамическом (2) нагружении.

В ходе экспериментов обнаружено, что характеристические температуры при реализации эффекта памяти формы как после динамического, так и после квазистатического воздействий, возрастают с увеличением предварительной остаточной деформации, что ранее отмечалось в работах [8,6]. Установлено, что темп нарастания температур после динамического воздействия несколько выше, чем после квазистатического.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Выполненные исследования обнаруживают скоростную чувствительность механических свойств никелида титана в мартенситном состоянии. Особенностью диаграмм деформирования сплава при ударном сжатии является наличие площадки текучести и повышенный уровень деформирующих напряжений по сравнению с квазистатическим нагружением. Динамическая нагрузка может приводить как к возрастанию величины эффекта памяти формы при нагружении до напряжений меньших, чем дислокационный предел текучести, так и к подавлению эффекта в случае превышения этого предела. Наблюдаемые явления могут быть объяснены в предположении о возможности самоорганизации процесса переориентации мартенситных доменов с образованием макроскопического фронта переориентации.

При малых остаточных деформациях величина эффекта обатимой памяти формы также возрастает после удара по сравнению с квазистатическим нагружением при условии равенства необратимой деформации в том и другом случае.

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (гранты 99-01-39123, 99-01-00987, 00-15-96023, 00-15-96027) и Государственного Фонда Естественных Наук Китайской Народной Республики (грант 11911121435).

Список литературы

1. Ogawa K. Characteristics of shape memory alloy at high strain rate // J. Phys. IV. 1988. V. 49, Coll.C3. (Suppl. J. Phys. III, N 11). P.115-120.
2. Ogawa K. Dynamic behaviour of shape memory material // J. Phys. IV. 1991. V.1, Coll. 3 (Suppl. J. Phys. III, N 8). P.215-221.
3. Лихачев В.А., Патрикеев Ю.И. Эффект памяти формы в никелиде титана после статического и ударного деформирования // Механика прочности материалов с новыми функциональными свойствами. Рубежное, 1990. С.128-129.

4. Волков А.Е., Кривошеев С.И., Петров Ю.В., Разов А.И., Федоровский Г.Д. Исследование деформационно-прочностных свойств и структурных превращений в металлах при высокоскоростном ударном нагружении // Механика разрушения материалов и прочность конструкций. Вып. 2: в 3-х т. / Под общ. ред. В.В.Панасюка. – Львов: Каменяр. – 1999. – Т.1. – С.156-159.
5. Лихачев В.А., Шиманский С.Р. Влияние скорости деформирования на обратимую память формы никелида титана // Пробл. прочности. 1988. № 2. С.65-68.
6. Попов Н.Н., Севрюгина Н.Д., Севрюгин И.В.. Эффект обратимой памяти в никелиде титана после динамического задания формы // Механизмы деформации и разрушения перспективных материалов / Сб. трудов XXXV семинара "Актуальные проблемы прочности", 15-18 сентября 1999 г., Псков. – Псков, 1999. – С.79-84.
7. Wang Lili, Labibes K., Azari Z., Pluvine G. Generalization of split Hopkinson bar technique to use viscoelastic bars // Int. J. Impact Engng. 1994. V.15, N.5. P.669-686.
8. Emel'yanov Yu., Golyandin S., Kustov S., Sapozhnikov K., Sinani A., Nikanorov S., Van Humbeek J., De Batist R. Properties of Cu-Al-Ni β_1 martensitic crystals subjected to dynamic actions // Kurdyumov Memorial International Conference on Martensite «KUMICOM'99», February 23-26, 1999, Moscow, Russia. Abstracts. – Moscow. – 1999. – P.76-77.