

11,07

Поведение никель-титановых сплавов с эффектом памяти формы в условиях ударно-волнового нагружения

© С.В. Разоренов¹, Г.В. Гаркушин¹, Г.И. Канель², О.А. Кашин³, И.В. Раточка³¹ Институт проблем химической физики РАН,
Черноголовка, Московская обл., Россия² Объединенный институт высоких температур РАН,
Москва, Россия³ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
Томск, Россия

E-mail: garkushin@icp.ac.ru

(Поступила в Редакцию 6 июля 2010 г.)

Исследовано поведение сплавов $Ti_{51.1}Ni_{48.9}$ и $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$ с эффектом памяти формы при субмикросекундном ударно-волновом нагружении в диапазоне температур от -80 до $160^\circ C$, который включал как области стабильного состояния образцов в аустенитной и мартенситной фазах, так и область термоупругих мартенситных превращений. Размер зерна исследовавшихся сплавов варьировался от исходных $15-30$ до $0.05-0.3 \mu m$. Зависимости динамического предела упругости от температуры и элементного состава аналогичны подобным зависимостям пределов текучести этих сплавов при низкоскоростном деформировании. Обнаружено формирование ударной волны разрежения как следствие псевдоупругого поведения сплава при обратимом мартенситном превращении. Уменьшение размера зерна приводит к росту динамического предела упругости и снижает температуры мартенситных превращений.

Работа выполнена при поддержке Госкорпорации „Росатом“ в рамках государственного контракта № Н.4е.45.03.09.1073 и комплексной программы Президиума РАН „Теплофизика и механика экстремальных энергетических воздействий и физика сильно сжатого вещества“.

1. Введение

Эффект памяти формы (ЭПФ) в металлах, в основе которого лежат термоупругие мартенситные превращения, в настоящее время интенсивно исследуется и в ряде случаев успешно применяется в технике. В частности, обсуждается перспективность применения ЭПФ при разработке новых трибоматериалов с повышенным сопротивлением износу [1,2] и абсорберах энергии удара и вибрации [3,4]. Эти потенциальные приложения стимулируют исследования поведения материалов с ЭПФ в условиях высокоскоростного деформирования.

До настоящего времени специфическое поведение сплавов с ЭПФ в микросекундном диапазоне длительностей механической нагрузки остается практически не изученным. Исследования, проведенные ранее [5–7], не содержали наблюдений аустенитно-мартенситных переходов. Оставалось неясным, каким образом ЭПФ может проявиться в регистрируемом поведении соответствующих сплавов при ударном сжатии.

Типичными представителями материалов с ЭПФ являются никель-титановые сплавы (нитинолы) [8]. В таких сплавах с составом, близким к эвтектическому, имеет место переход из кубической (аустенитная фаза $B2$) в моноклинную (мартенсит $B19'$) фазу при охлаждении или под действием приложенных напряжений [9,10]. Характерные температуры начала и окончания прямых M_s и M_f и обратных A_s и A_f мартенситных превращений зависят от состава сплавов, как это показано

на рис. 1 [11]. Вертикальные линии на этом рисунке показывают состав сплавов, исследованных в настоящей работе.

Мартенситный переход в материалах с памятью формы в определенном температурном диапазоне несколько выше температуры окончания аустенитного перехода A_f может быть вызван приложенными механическими напряжениями. Когда напряжение превышает некий порог σ_ϕ , как это показано на рис. 2, аустенитная кристаллическая структура трансформируется в мартенситную

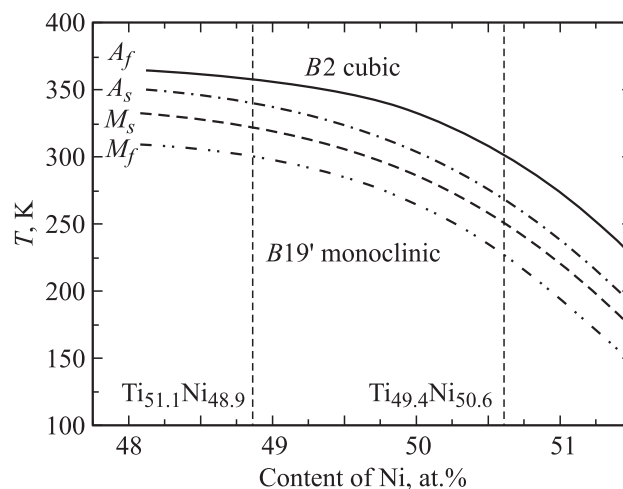


Рис. 1. Характерные температуры мартенситных превращений для сплавов никелида титана.

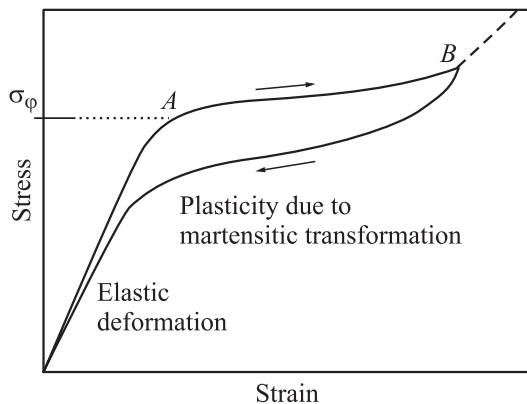


Рис. 2. Схематическая диаграмма деформирования материала с обратимыми мартенситными переходами.

фазу. При этом элементарный акт пластичности осуществляется за счет обратимого мартенситного превращения, неупругая деформация частично обратима, а температурная зависимость предела упругости немонотонна и имеет минимум при температуре M_s и максимум при некоторой температуре $M_d > A_f$. Регистрация этих проявлений ЭПФ может рассматриваться как средство его идентификации.

В настоящей работе исследовано поведение двух никель-титановых сплавов с различным размером зерна внутренней структуры при ударно-волновом нагружении [12] в диапазоне температур от -80 до 160°C , который включал как области стабильного состояния образцов в аустенитной и мартенситной фазах, так и область термоупругих мартенситных превращений. Ранее было показано [13–15], что в условиях низкоскоростного деформирования прочностные характеристики субмикроструктурных образцов данных сплавов значительно превышали прочность этих материалов с „нормальным“ размером зерна. Однако в условиях импульсного нагружения имеющиеся данные о влиянии уменьшения размера зерна на сопротивление металлов динамическому разрушению неоднозначны [16,17].

2. Материалы и экспериментальная методика

Исследовались два сплава — $\text{Ti}_{51.1}\text{Ni}_{48.9}$ и $\text{Ti}_{49.4}\text{Ni}_{50.6}$. Образцы обоих сплавов испытывались как в исходном состоянии со средним размером зерна $\sim 15 \sim 30 \mu\text{m}$ соответственно, так и в субмикроструктурном состоянии. Часть исходных образцов подвергалась закалке от 800°C в воду. Уменьшение размера зерна сплава $\text{Ti}_{51.1}\text{Ni}_{48.9}$ осуществлялось всесторонней ковкой с постепенным уменьшением температуры с 550 до 400°C [18]. В результате такой обработки размеры зерен уменьшились от ~ 15 до $\sim 0.05\text{--}0.2 \mu\text{m}$, а микротвердость материала увеличилась с 2.2 до 3.0 GPa . Для измельчения зерна сплава $\text{Ti}_{49.4}\text{Ni}_{50.6}$ использовался метод

равноканального углового прессования (РКУП) при температуре 450°C [18]. В результате размер более 70% зерен уменьшился от ~ 30 до $0.1\text{--}0.3 \mu\text{m}$, остальные зерна имели размеры в диапазоне $0.3\text{--}1 \mu\text{m}$. Значения продольной и сдвиговой скоростей звука в образцах при комнатной температуре найдены равными 5140 ± 60 и $1800 \pm 60 \text{ m/s}$ соответственно (независимо от размера зерна и состава сплавов).

Импульсы ударного сжатия в исследуемых образцах генерировались ударом алюминиевых пластин-ударников толщиной 0.4 mm , разогнанных до скорости $630 \pm 30 \text{ m/s}$ с помощью взрывных устройств [12]. Толщина образцов варьировалась от 2.4 до 3.3 mm . В процессе нагружения во всех экспериментах с помощью лазерного доплеровского измерителя скорости VISAR [12,19] регистрировались профили скорости свободной поверхности $u_{fs}(t)$ с разрешением $\sim 1 \text{ ns}$ по времени и $\pm 3 \text{ m/s}$ по величине измеряемой скорости.

Эксперименты выполнены в диапазоне начальных температур образцов от -80 до 160°C , который включал как области стабильного состояния образцов в аустенитной и мартенситной фазах, так и область термоупругих мартенситных превращений. Для предварительного нагрева образцов использовался резистивный нагреватель. Охлаждение образцов перед ударным нагружением осуществлялось с использованием жидкого азота. Температура контролировалась хромель-алюмелевой термопарой с точностью $\pm 5^\circ\text{C}$. Для металлографического анализа внутренней структуры образцов после удара были проведены специальные эксперименты по сохранению ударно-сжатых образцов в различном фазовом состоянии. Структурные исследования исходных, субмикроструктурных и сохраненных после ударного сжатия образцов проводили на оптическом микроскопе AXIOVERT-200 фирмы Carl Zeiss (Германия).

3. Результаты и обсуждение

На рис. 3 представлены результаты измерений профилей скорости свободной поверхности крупнозернистых образцов никелида титана $\text{Ti}_{51.1}\text{Ni}_{48.9}$ при температурах от -60 до 140°C .

Полученные волновые профили типичны для упруго-пластических разрушаемых материалов. Амплитуда предвестника соответствует динамическому пределу упругости при одноосной деформации (σ_{HEL}). Ширина пластической волны сжатия определяется временем релаксации девиаторных напряжений, в том числе — в процессе полиморфного превращения. При данном соотношении толщин образца и ударника фронт волны разрежения к моменту выхода на поверхность нагонял ударную волну, в результате чего форма импульса сжатия близка к треугольной, разгрузка начинается практически сразу после окончания сжатия.

После отражения волны сжатия от свободной поверхности образца внутри него генерируются растягиваю-

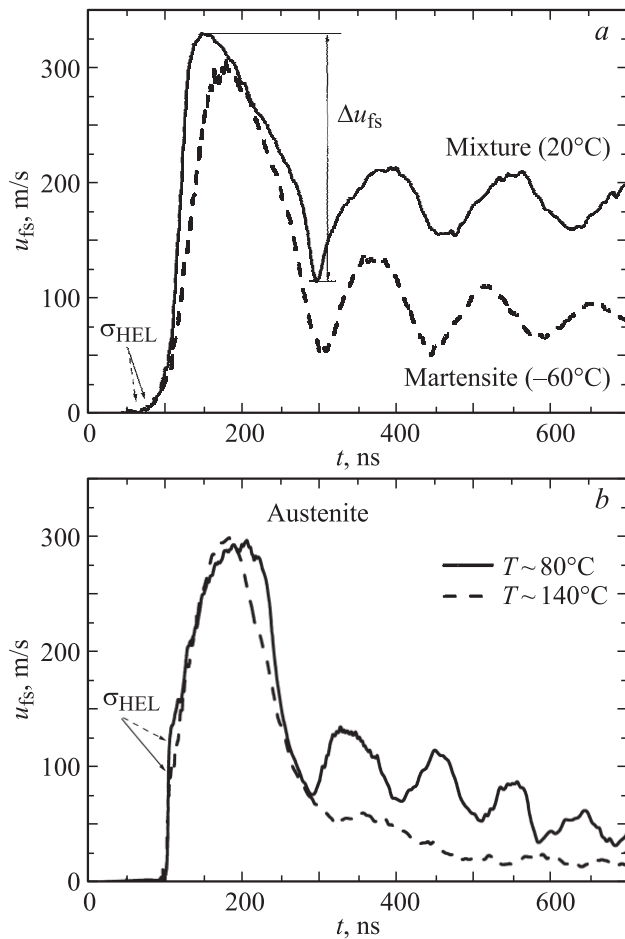


Рис. 3. Профили скорости свободной поверхности u_{fs} исходных образцов сплава $Ti_{51.1}Ni_{48.9}$ в широком температурном интервале. *a* — для образцов в мартенситной и смешанной фазах, *b* — для аустенитной фазы.

щие напряжения. Величина растягивающего напряжения возрастает по мере продвижения отраженной волны внутрь образца и на некотором расстоянии от поверхности достигает значения, достаточного для быстрого разрушения отрывом (откола). Разрушение приводит к появлению волны сжатия в растянутом материале, которая выходит на поверхность в виде так называемого откольного импульса и вновь увеличивает ее скорость. Последующие осцилляции скорости вызваны реверберацией откольного импульса в откольной пластине. Спад скорости поверхности в волне разгрузки от максимума до значения перед фронтом откольного импульса Δu_{fs} (рис. 3, *a*) пропорционален величине разрушающего напряжения — откольной прочности материала, а период колебаний скорости поверхности пропорционален толщине откольной пластины. Скорость затухания волновых ревербераций в откольной пластине определяется помимо прочего дисперсией волн на поверхности разрушения и является индикатором степени локализации разрушения.

Анализ волновых профилей позволяет получить количественные характеристики процесса динамического деформирования и разрушения [20]. Динамический предел упругости, равный амплитуде упругой волны сжатия, определяется из соотношения $\sigma_{HEL} = \rho_0 c_b u_{HEL} / 2$, где u_{HEL} — скорость свободной поверхности в момент выхода на поверхность образца упругого предвестника. Величина откольной прочности рассчитывалась как

$$\sigma_{sp} = \frac{1}{2} \rho_0 c_b (\Delta u_{fs} + \delta),$$

где δ — поправка на искажение профиля скорости вследствие различия скорости фронта откольного импульса, равной c_l , и скорости пластической части падающей волны разгрузки перед ним (объемной скорости звука c_b) [21].

Из сравнения волновых профилей на рис. 3 видно, что образцы данного состава в различном структурном состоянии ведут себя по-разному. Для образцов в мартенситной и смешанной фазе ($B2 + R \sim 66.8\% + B19' \sim 33.2\%$) при температурах -60 и 20°C динамический предел упругости мал, его величина оценивается сверху как $0.2\text{--}0.4$ ГПа. С уменьшением температуры от 20 до -60°C время нарастания параметров в пластической волне значительно возрастает. Из рис. 3 видно, что откольная прочность образцов, пропорциональная спаду скорости от максимума до первого минимума в волне разгрузки, в мартенситной и смешанной фазе практически одинаковая. Откольный импульс имеет достаточно резкий фронт, а средняя скорость поверхности после откола сохраняется практически постоянной, что означает быстрое завершение процесса отделения откольной пластины.

Увеличение начальной температуры образцов до 80°C и выше, т. е. переход структуры в аустенитную фазу, приводит к значительным изменениям в поведении данного сплава, как это видно из рис. 3, *b*. Амплитуда упругого предвестника возросла до $2.4\text{--}2.8$ ГПа. Максимальное значение динамического предела упругости зафиксировано при температуре 80°C , при которой возросла также скорость спада параметров в волне разрежения; ее „крутизна“ стала даже больше, чем крутизна волн сжатия. Возможной причиной возросшей крутизны разгрузки может быть увеличение скорости звука по мере разгрузки вследствие эффекта псевдоупругости при обратимом мартенситном превращении (рис. 2). Сплав в аустенитной фазе демонстрирует более высокое сопротивление разрушению. Регистрируется длительное торможение откольной пластины после начала разрушения, что свидетельствует о сохранении ее связи с остальной частью образца.

На рис. 4 показана микроструктура зоны откольного разрушения сплава $Ti_{51.1}Ni_{48.9}$ в аустенитном состоянии. Видно, что трещины проходят как по границам, так и по телу зерен. Вблизи трещин микроструктура материала отличается от окружающей. Более детальный структурный анализ подобных сплавов после ударного сжатия,

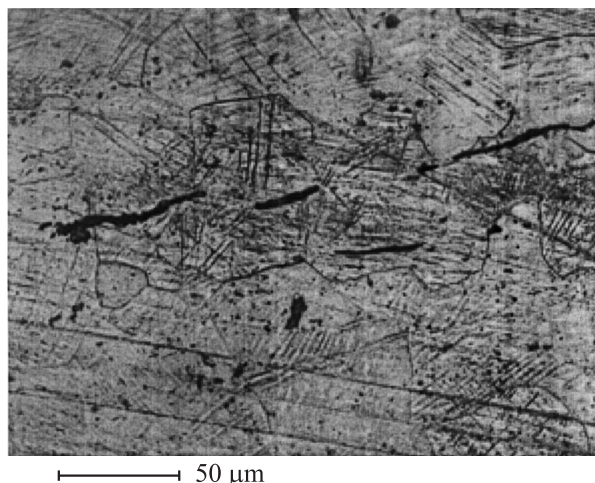


Рис. 4. Микрофотография зоны откольного разрушения сплава $Ti_{51.1}Ni_{48.9}$ в аустенитном состоянии.

проведенный в работе [5], выявил индуцированное растяжением мартенситное превращение вблизи откольных микротрещин.

На рис. 5, *a-c* сопоставлены результаты экспериментов для образцов сплава $Ti_{51.1}Ni_{48.9}$, имеющих различный размер зерна. Все волновые профили, полученные в экспериментах с субмикроструктурными образцами, демонстрируют большую крутизну волны сжатия и более высокие амплитудные значения напряжения сжатия, что может означать меньшую диссипацию энергии удара. Против ожидания, в этих образцах реализуется меньшая откольная прочность.

Так же как и в исходных образцах, динамический предел упругости при низкой температуре мал. Низкий предел текучести и сильное деформационное упрочнение типичны для мартенситной фазы сплавов никелида титана [14]. С увеличением начальной температуры образцов величина динамического предела упругости быстро возрастает.

Форма волны разгрузки для закаленного образца в опыте при комнатной температуре позволяет предположить формирование ударной волны разрежения. Причиной ее образования является эффект псевдоупругости при обратимом полиморфном превращении (рис. 2), который приводит к немонотонному изменению скорости звука по мере уменьшения напряжения сжатия. Хотя начальная температура в этих экспериментах меньше температуры A_f , необходимо учитывать ее увеличение при адиабатическом сжатии материала в пластической ударной волне.

При повышенных температурах (рис. 5, *c*) субмикроструктурные образцы данного сплава демонстрируют резкое возрастание амплитуды упругого предвестника. Субмикроструктурный сплав демонстрирует более высокий, чем в исходном сплаве, динамический предел упругости при $140^\circ C$. Кроме того, можно видеть, что при повышенной температуре, когда сплав находится

в аустенитном состоянии, влияние размеров зерна на величину откольной прочности меньше, чем при низких температурах.

На рис. 6 суммированы результаты измерений динамического предела упругости и откольной прочности сплава $Ti_{51.1}Ni_{48.9}$ в крупнокристаллическом и субмикроструктурном состояниях в температурном диа-

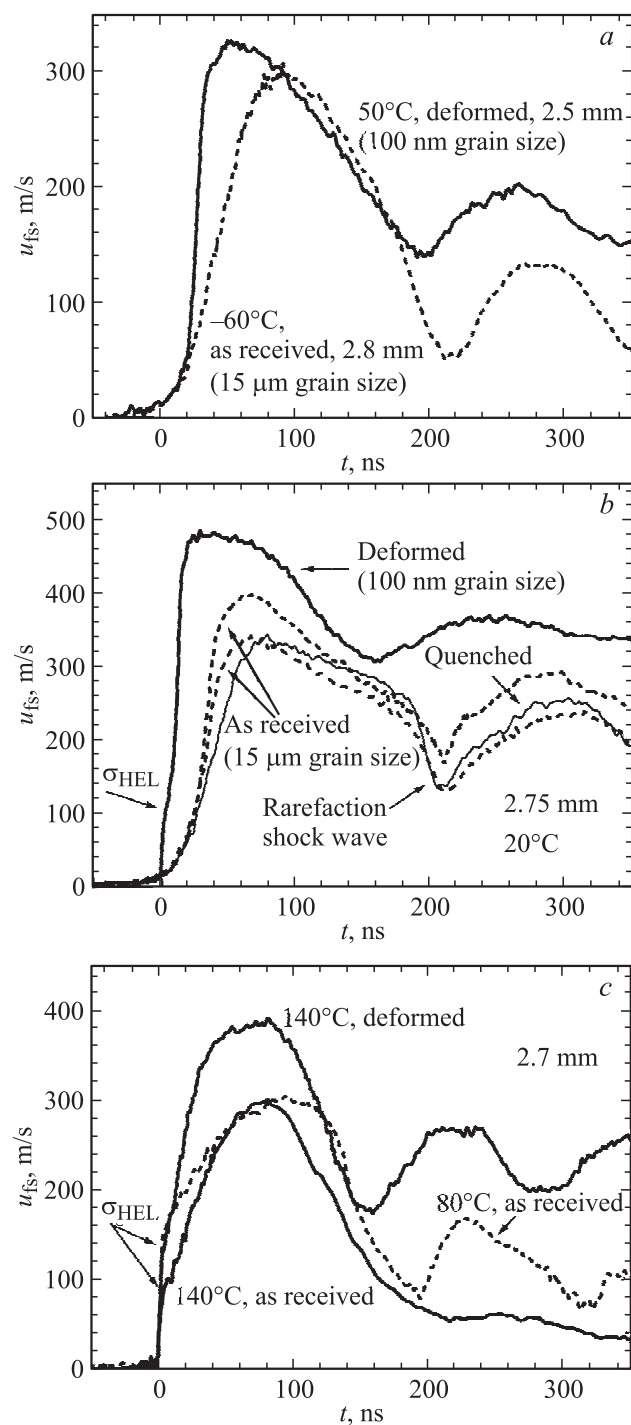


Рис. 5. Профили скорости свободной поверхности u_{fs} образцов сплава $Ti_{51.1}Ni_{48.9}$, имеющих различный размер зерна, в исследованном интервале температур.

пазоне от -80 до 160°C . Значения критических растягивающих напряжений были рассчитаны с учетом нелинейной сжимаемости материалов и искажения волновых профилей вследствие упруго-пластического поведения, т.е. из-за разницы скорости распространения волны падающего импульса разгрузки и откольного импульса [21]. Для расчета прочностных характеристик использовалось выражение для ударной адиабаты в виде $D = 4.17 + 2.085u$ [22].

Видно, что для обоих типов образцов данного сплава максимальная прочность реализуется в аустенитной фазе. С увеличением температуры, т.е. при переходе от мартенситной к аустенитной фазе, как динамический предел упругости, так и критические разрушающие напряжения растут. Уменьшение размера зерна более чем в 100 раз ведет к увеличению динамического предела упругости и уменьшению откольной прочности

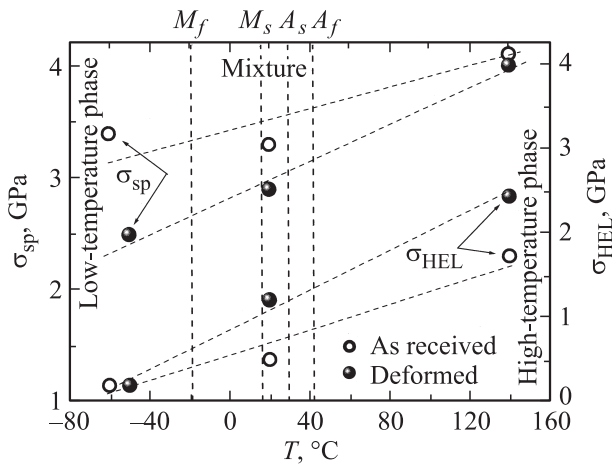


Рис. 6. Динамический предел упругости σ_{HEL} и откольная прочность σ_{sp} сплава $\text{Ti}_{51.1}\text{Ni}_{48.9}$ в крупнозернистом и субмикроструктурном состоянии в интервале температур от -80 до 160°C .

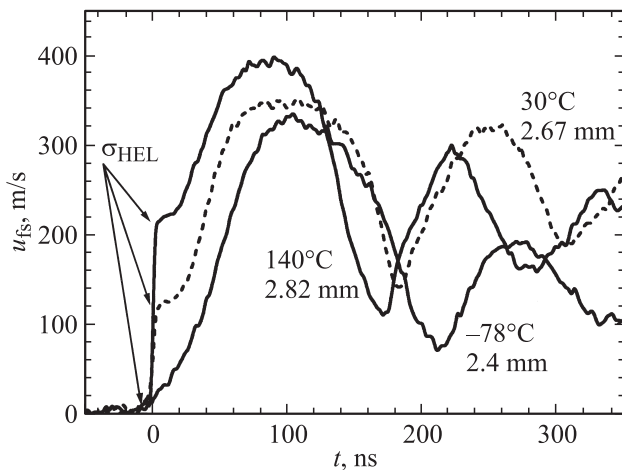


Рис. 7. Профили скорости свободной поверхности u_{fs} образцов субмикроструктурного сплава $\text{Ti}_{49.4}\text{Ni}_{50.6}$ после РКУП в интервале температур от -78 до 140°C .

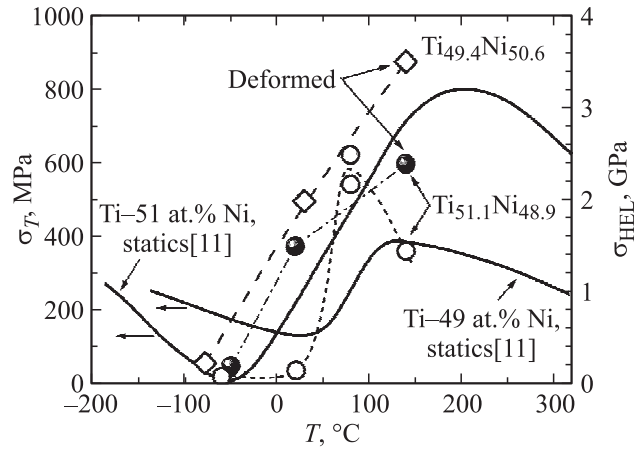


Рис. 8. Зависимости предела текучести σ_T и предела упругости σ_{HEL} сплавов никелида титана от температуры для статических (сплошные линии) [11] и динамических (точки) условий нагружения соответственно. Светлые кружки — образцы $\text{Ti}_{51.1}\text{Ni}_{48.9}$ в исходном недеформированном состоянии.

во всем температурном диапазоне. Нужно отметить, что измельчение зерна практически не приводит к изменению предела упругости образцов в мартенситной фазе, где он мал, тогда как в аустенитной фазе разница достигает 30%. И наоборот, динамическая прочность образцов с разным размером зерна практически одинакова в аустенитной фазе и различается более чем на 27% для образцов в мартенситном состоянии.

На рис. 7 представлены результаты измерений волновых профилей для сплава $\text{Ti}_{49.4}\text{Ni}_{50.6}$ после РКУП. В целом поведение этого сплава подобно описанному выше для $\text{Ti}_{51.1}\text{Ni}_{48.9}$. С увеличением начальной температуры образцов величина динамического предела упругости быстро возрастает. При температуре 30°C образцы имеют наименьшую откольную прочность. Вероятно, этот эффект связан с вкладом мартенситного превращения при растяжении, как это было описано в [5].

На рис. 8 суммированы результаты измерений динамического предела упругости исследованных материалов в сравнении с данными для аналогичных сплавов при квазистатическом нагружении [11]. Видно, что эти зависимости подобны, т.е. данные, полученные из ударных экспериментов, воспроизводят влияние концентрации элементов на температуры переходов, а уменьшение размеров зерна сдвигает область мартенситных переходов в сторону низких температур.

4. Заключение

Впервые проведены детальные измерения структуры интенсивных волн сжатия и разрежения в образцах двух сплавов никелида титана с эффектом памяти формы. Выявлены признаки обратимого мартенситного превращения в субмикросекундном диапазоне длительностей механической нагрузки. Зависимости динамиче-

ского предела упругости от температуры и элементного состава аналогичны подобным зависимостям пределов текучести этих сплавов при низкоскоростном деформировании. В отличие от других металлов в сплавах никелида титана с субмикроструктурной зеренной структурой реализуется меньшая откольная прочность, чем в материале с исходной крупнозернистой структурой, независимо от фазового состояния. Интенсивная пластическая деформация образцов обоих составов значительно увеличивает их динамический предел упругости в аустенитном состоянии и практически не влияет на параметры упруго-пластического перехода в мартенситной фазе. Влияние интенсивной пластической деформации на прочностные свойства никелида титана при динамическом нагружении не столь значительно, как при низкоскоростном деформировании.

Список литературы

- [1] D.Y. Li, R. Liu. *Wear* **225–229**, 777 (1999).
- [2] D.Y. Li. *Wear* **255**, 617 (2003).
- [3] W.W. Chen, Q.-P. Wu, J.H. Kang, N.A. Winfree. *Int. J. Solid Structures* **38**, 8989 (2001).
- [4] D.C. Lagoudas, K. Ravi Chandar, K. Sarh, P. Popov. *Mech. Mater.* **35**, 689 (2003).
- [5] A.M. Thakur, N.N. Thadhani, R.B. Schwarz. In: Proc. „Shock compression of condensed matter–1989“ / Eds S.C. Schmidt, J.N. Johnson, L.W. Davison. Elsevier Sci. Publ. B.V. (1990). P. 139.
- [6] J.C. Escobar, R.J. Clifton, S.-Y. Yang. In: Proc. „Shock compression of condensed matter–1999“ Eds M.D. Furnish, L.C. Chabildas, R.S. Hixson. AIP (2000). P. 267.
- [7] J.C.F. Millett, N.K. Bourne, G.T. Gray III, G.S. Stevens. In: Proc. „Shock compression of condensed matter–2001“ / Eds M.D. Furnish, N.N. Thadhani, Y. Horie. AIP (2002). P. 579.
- [8] Сплавы никелида титана с памятью формы. Ч. I. Структура, фазовые превращения и свойства / Под ред. В.Г. Пушина. Изд-во Уро РАН, Екатеринбург (2006). 438 с.
- [9] K. Otsuka, Y. Suzuki, K. Shimizu, Y. Sekiguchi, G. Tadaki, T. Honma, S. Miyazaki. *Shape memory alloys* / Ed. H. Funakubo. Kyoto (1984).
- [10] В.Н. Хачин, В.Г. Пушин, В.В. Кондратьев. *Никелид титана: структура и свойства*. Наука, М. (1992). 160 с.
- [11] В.Г. Пушин, В.В. Кондратьев, В.Н. Хачин. *Предпереходные явления и мартенситные превращения*. Екатеринбург (1998). 368 с.
- [12] Г.И. Канель, С.В. Разоренов, А.В. Уткин, В.Е. Фортов. *Ударно-волновые явления в конденсированных средах*. Янус-К, М. (1996). 402 с.
- [13] V.G. Pushin, V.V. Stolyarov, R.Z. Valiev, T.C. Lowe, Y.T. Zhu. *Mater. Sci. Eng. A* **410–411**, 386 (2005).
- [14] Е.Ф. Дударев, Р.З. Валиев, Ю.Р. Колобов, А.И. Лотков, В.Г. Пушин, Г.П. Бакач, Д.В. Гундеров, А.П. Дюпин, Н.Н. Куранова. *ФММ* **107**, 3, 298 (2009).
- [15] V.G. Pushin. In: Proc. „Nanomaterials by severe plastic deformation“ / Eds M. Zehetbauer, R. Valiev. Wiley-VCH Verlag, Weinheim (2004). P. 822.
- [16] С.В. Разоренов, Г.И. Канель, В.Е. Фортов. *Письма в ЖЭТФ* **80**, 5, 395 (2004).
- [17] Г.И. Канель, С.В. Разоренов, А.С. Савиных, Е.Б. Зарецкий, Ю.Р. Колобов. *Исследование структурных уровней, определяющих сопротивление высокоскоростному деформированию и разрушению металлов и сплавов*. Препринт № 1-478. ОВТРАН, М. (2004). 32 с.
- [18] Р.З. Валиев, И.В. Александров. *Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией*. Логос, М. (2000). 272 с.
- [19] L.M. Barker, R.E. Hollenback. *J. Appl. Phys.* **43**, 4669 (1972).
- [20] T. Antoun, L. Seaman, D.R. Curran, G.I. Kanel, S.V. Razorenov, A.V. Utkin. *Spall Fracture*. Springer, N. Y. (2003). 404 p.
- [21] Г.И. Канель. *ПМТФ* **42**, 2, 358 (2001).
- [22] Compendium of shock wave data / Ed. M. van Thiel. LLL Report UCRL-50108. Livermore (1977). P. 651.