

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРУЖЕНИЯ НА НЕУПРУГИЕ ЭФФЕКТЫ В ДВОЙНОМ СПЛАВЕ $\text{Ti}_{49.2}\text{Ni}_{50.8}$ (АТ. %)

Т.Н. ПЯТОВА¹, Д.Ю. ЖАПОВА², В.Н. ГРИШКОВ²

¹Томский политехнический университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: nuta9_90@mail.ru

EFFECT OF THE LOADING TEMPERATURE ON INELASTIC EFFECTS IN BINARY $\text{Ti}_{49.2}\text{Ni}_{50.8}$ (AT. %) ALLOY

T.N. PYATOVA¹, D.U. ZHAPOVA², V.N. GRISHKOV²

¹Tomsk Polytechnic University

²Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS

E-mail: nuta9_90@mail.ru

Annotation. The data about the superelasticity (SE) and shape memory effect (SME) under torsion of the samples of $\text{Ti}_{49.2}\text{Ni}_{50.8}$ (at. %) alloy after the isothermal loading inside the 285-346K temperature range are presented. The dependences of SE, SME and the plastic deformation (VS) the torsional strain under isothermal loading are obtained. The reversible martensitic deformation are analyzed using the idea about equivalent deformations under tension and torsion tests. The abnormally high recovery deformations exceeded the crystallography resource of recovery deformation (CRRD) about 4.5% was found after loading at 296K (below T_R ; T_R is the temperature of the R phase formation). The recovery deformations decrease to (or less) CRRD with the increase of loading temperature about 15-30 degree above T_R .

Введение. Наиболее важным функциональным свойством сплава на основе никелида титана является способность накапливать и возвращать высокие неупругие деформации (НД) при проявлении эффектов памяти формы (ЭПФ) и эффекта сверхэластичности (СЭ), обусловленных реализацией мартенситных превращений (МП) кубической B2 фазы в ромбоэдрическую R и моноклинную B19' мартенситные фазы. Величины СЭ и ЭПФ, связанных с МП $B2 \leftrightarrow R$ мала ($\leq 1,5\%$) [1]. Наиболее значимы обратимые НД при реализации МП $B2 \leftrightarrow B19'$ и $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$, величина которых достигает кристаллографического ресурса неупругой деформации (КРНД) – в эквивалентном TiNi- 11.8% [1].

Цель данной работы- исследовать влияние температуры предварительного нагружения образцов двойного сплава с 50,8 ат.% Ni в изотермических циклах «нагружения-разгрузка» (τ - γ) при последовательном увеличении заданной деформации кручения вплоть до разрушения на проявления обратимой неупругой деформации.

Материалы и методы исследования. Для работы выбран двойной сплав с 50,8 ат.% Ni с крупнозернистой (размер зерна 20-70мкм) структурой. Образцы испытывали при охлаждении и нагреве МП $B2 \rightarrow R \rightarrow B19' \rightarrow B2$. Температура МП $B2 \rightarrow R$ (T_R) равна 308K. Температуры начала (M_H) и конца (M_K) МП $R \rightarrow B19'$ 268K и 248K, соответственно.

Исследования накопления и возврата НД (ЭПФ и СЭ) и накопление пластической деформации, $\gamma_{гр}$, проводили при деформировании кручением на установке типа обратного крутильного маятника с рабочим интервалом температур 120-450K. В процессе нагружения образцов при $T > M_H$ генерировался мартенсит B19', который частично превращался в исходную B2 фазу (или R фазу) после разгрузки, а стабилизированный дефектами кристаллического строения мартенсит B19' испытывал об-

ратное МП при последующем нагреве разгруженных образцов. В циклах « τ - γ » определяется СЭ ($\gamma_{\text{СВ}} = \gamma_{\text{зад}} - \gamma_{\text{Г}}$, где $\gamma_{\text{Г}}$ – деформация после разгрузки). При нагреве разгруженных образцов выявляется ЭПФ ($\gamma_{\text{ЭПФ}} = \gamma_{\text{Г}} - \gamma_{\text{ГР}}$) и $\gamma_{\text{ГР}}$. Заданная деформация, $\gamma_{\text{зад}}$, последовательно возрастает вплоть до разрушения образцов. При этом $\gamma_{\text{зад}} = \arctg(r \times \phi_{\text{зад}} / l)$, $\gamma_{\text{Г}} = \arctg(r \times \phi_{\text{Г}} / l)$, $\gamma_{\text{ГР}} = \arctg(r \times \phi_{\text{ГР}} / l)$, где r и l – радиус и рабочая длина образцов, а $\gamma_{\text{зад}}$, $\phi_{\text{Г}}$ и $\phi_{\text{ГР}}$ – соответствующие углы закручивания.

Экспериментальные результаты. До нагружения при температурах ниже T_{R} образцы имели структуру R фазы. Внешние напряжения в процессе кручения образцов при температурах 285К- 346К обуславливают генерацию фазы B19'. В процессе изотермического нагружения и разгрузки с возрастающей величиной $\gamma_{\text{зад}}$, и последующим нагревом разгруженных образцов выявляются все компоненты заданной деформации: $\gamma_{\text{зад}} = \gamma_{\text{СНД}} + \gamma_{\text{ГР}}$, где $\gamma_{\text{СНД}} = \gamma_{\text{СВ}} + \gamma_{\text{ЭПФ}}$, а $\gamma_{\text{СВ}}$ включает малую гуконскую деформацию, выделить которую в чистом виде не удастся. Характерные типы зависимостей $\gamma_{\text{СНД}}$, $\gamma_{\text{СВ}}$, $\gamma_{\text{ЭПФ}}$ от $\gamma_{\text{зад}}$ приведены на рис.1 (а-в), а зависимости $\gamma_{\text{ГР}}$ от $\gamma_{\text{зад}}$ для этих же температур приведены на рис.2.

Зависимости $\gamma_{\text{СНД}}$, $\gamma_{\text{СВ}}$, $\gamma_{\text{ЭПФ}}$ имеют качественно подобный вид: с увеличением $\gamma_{\text{зад}}$ соответствующие НД увеличиваются, достигают максимальных значений, а затем уменьшаются. Вместе с тем, соотношение $\gamma_{\text{СВ}}$ и $\gamma_{\text{ЭПФ}}$ зависит от температуры изотермического нагружения. При 285К $\gamma_{\text{ЭПФ}} > \gamma_{\text{СВ}}$, а при 346К $\gamma_{\text{СВ}} > \gamma_{\text{ЭПФ}}$. При нагружении на температуре 296К (вблизи, но ниже T_{R}) при $\gamma_{\text{зад}} < 12\%$ доминирует $\gamma_{\text{СВ}}$, а при $\gamma_{\text{зад}} > 12\%$ – $\gamma_{\text{ЭПФ}} > \gamma_{\text{СВ}}$. Из сопоставления рис.1 и рис.2 видно, что максимальные значения $\gamma_{\text{СНД}}$, $\gamma_{\text{СВ}}$, $\gamma_{\text{ЭПФ}}$ достигаются уже на стадии развития интенсивного пластического течения образцов. Из рис.2 видно, что $\gamma_{\text{ГР}}$ минимальна при всех $\gamma_{\text{зад}}$, после нагружения при 296К, и увеличивается как при понижении температуры до 285К, так и при ее повышении до 346К. Максимальные значения $\gamma_{\text{СНД}}$, $\gamma_{\text{СНД}}(\text{max})$, и ее составляющие $\gamma_{\text{СВ}}$ и $\gamma_{\text{ЭПФ}}$, в зависимости от температуры нагружения приведены на рис.3. Из рис.3 видно, что максимальные значения $\gamma_{\text{ЭПФ}}$ и $\gamma_{\text{СВ}}$ достигаются при разных температурах: $\gamma_{\text{ЭПФ}}$ максимальна после нагружения вблизи T_{R} (но ниже ее), а $\gamma_{\text{СВ}}$ достигает максимума при $T > T_{\text{R}}$. Особый интерес представляет зависимость от температуры изотермического нагружения

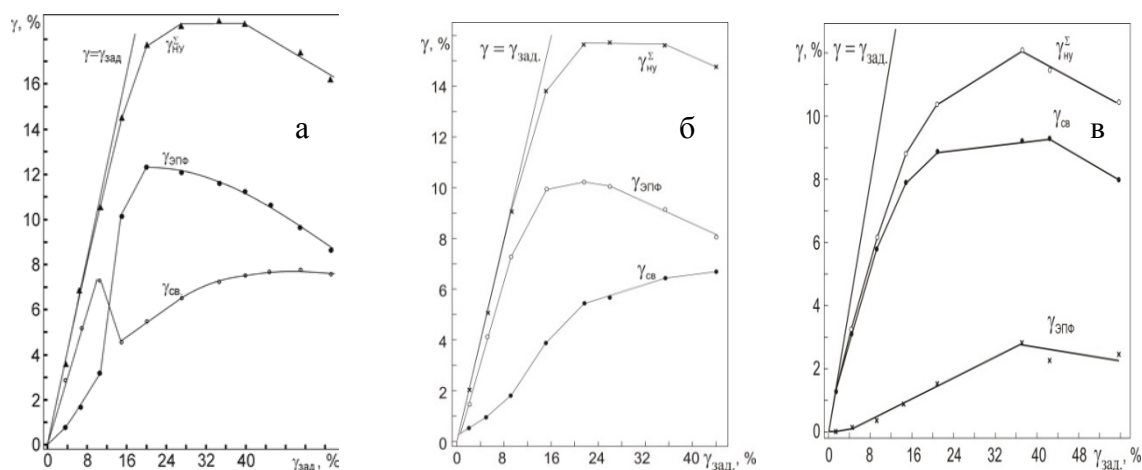


Рисунок 1 - Зависимости $\gamma_{\text{СВ}}$, $\gamma_{\text{ЭПФ}}$ и $\gamma_{\text{СНД}}$ от $\gamma_{\text{зад}}$ после изотермического нагружения при 285К (а), 296К (б), 346К (в)

$\gamma_{\text{снд}}$, максимальная величина которой составляет 18,8% и достигается при 296К. Однако прямое сравнение данной НД, полученной при кручении образцов, с КРНД исследуемого сплава некорректно, так как КРНД определяется как деформация сжатия-растяжения. Для корректного сопоставления НД получаемых при кручении и растяжении образцов в данной работе были использованы представления об эквивалентных деформациях (в частности, по Мизесу) при разных схемах нагружения. Истинная деформация при растяжении $\epsilon_{\text{раст.}} = \ln(1+\epsilon)$, где ϵ - удлинение образцов. При кручении $\epsilon_{\text{к}} = S/\sqrt{3}$, где $S = \text{tg}\gamma$, а S - интенсивность сдвига. Используя эти выражения, преобразуем зна-

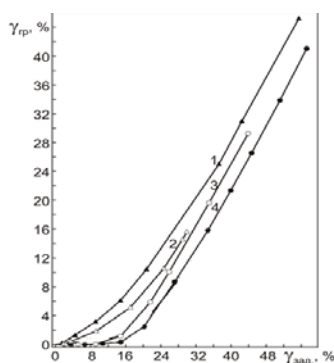


Рисунок 2. Пластическая деформация, $\gamma_{\text{гр}}$, в зависимости от, $\gamma_{\text{зад}}$ при: 1 – 346К; 2 – 328К; 3 – 285К; 4 – 296К

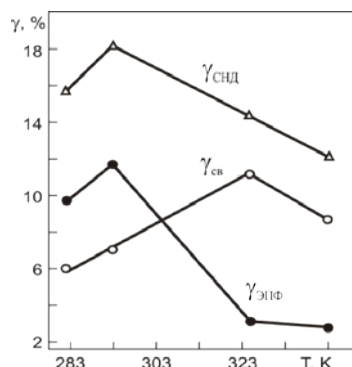


Рисунок 3. Максимальная неупругая деформация, $\gamma_{\text{снд}}(\text{макс.})$ и ее составляющие $\gamma_{\text{св}}$ и $\gamma_{\text{ЭПФ}}$, в зависимости от температуры циклов « τ - γ » для крупнозернистых образцов

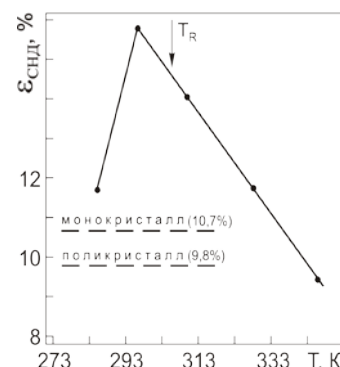


Рисунок 4. Неупругая деформация $\epsilon_{\text{снд}}$, эквивалентная $\gamma_{\text{снд}}$ при кручении образцов, в зависимости от температур нагружения

чения $\gamma_{\text{зад}} \rightarrow \epsilon_{\text{зад}}$, $\gamma_{\text{г}} \rightarrow \epsilon_{\text{г}}$, $\gamma_{\text{гр}} \rightarrow \epsilon_{\text{гр}}$. Затем находим соответствующие НД при растяжении: $\epsilon_{\text{св}} = \epsilon_{\text{зад}} - \epsilon_{\text{г}}$, $\epsilon_{\text{ЭПФ}} = \epsilon_{\text{г}} - \epsilon_{\text{гр}}$, $\epsilon_{\text{снд}} = \epsilon_{\text{зад}} - \epsilon_{\text{гр}} = \epsilon_{\text{св}} + \epsilon_{\text{ЭПФ}}$. Зависимости $\epsilon_{\text{снд}}$, соответствующие максимальным значениям $\gamma_{\text{снд}}$, полученным при кручении образцов представлены на рис.4. Здесь же указаны значения КРНД для моно- и поликристаллических образцов двойного сплава с 50,8 ат.% Ni [2]. Из рис.4 видно, что при 296К $\epsilon_{\text{снд}}$ на 4,5% превосходит КРНД даже монокристаллических образцов данного сплава. При понижении температуры изотермического нагружения или ее повышении до T_R $\epsilon_{\text{снд}}$ уменьшается, но остается выше КРНД. При температурах, превышающих T_R на 15-30 градусов, $\epsilon_{\text{снд}}$ становится сравнимой с КРНД либо меньше него. Высокие НД, полученные при деформировании кручением образцов двойного сплава с 50,8 ат.% Ni и превышающие КРНД, в целом, качественно подобны аналогичным результатам, полученным при деформировании изгибом образцов двойного сплава с 50,7 ат.% Ni в [3]. Основные отличия этих результатов в том, что аномально высокие НД в исследованном интервале температур при кручении сплава с 50,8 ат.% Ni достигаются при достаточно высоких $\gamma_{\text{зад}}$ (22-40%), когда одновременно развивается и значительная пластическая деформация (5-26%). Вместе с тем, природа проявления столь высоких НД остается в настоящее время не выявленной, и для этого необходимо проведение целенаправленных исследований.

Заключение. Показано, что в образцах двойного сплава с 50,8 ат.% Ni при деформировании кручением после нагружения вблизи, но ниже T_R (в частности, при

296K), наблюдается аномально высокая неупругая деформация, превышающая на 4,5% КРНД данного сплава. Неупругая деформация понижается при повышении температуры нагружения до T_R , а при температурах выше T_R на 15-30 градусов становится равной или меньше КРНД.

Список литературы

1. K. Otsuka, X. Ren. Physical metallurgy of Ti-Ni- based shape memory alloys.// Progress in Materials Science, 2005, V. 50, P. 511-678
2. С.Д. Прокошкин, А.В. Коротицкий, В. Браиловский, К.Э. Инаекян, С.М. Дубинский. Кристаллическая решетка мартенсита и ресурс обратимой деформации термически и термомеханически обработанных сплавов Ti-Ni с памятью формы.// ФММ, 2011, Т. 112, №2. С.180-198.
3. Е.П. Рылкина, С.Д. Прокошкин, А.Ю. Крейцберг. Возможности достижения предельно высоких эффектов памяти формы в сплаве Ti- 50,0 ат.% Ni в различных структурных состояниях аустенита.// Известия РАН, Сер. физическая, 2013, Т. 77, №11. С.1644-1652.

ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НА УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ 09Г2С

А.С. СМЕРНОВА^{1,2}, Ю.И. ПОЧИВАЛОВ¹, В.Е. ПАНИН^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: nasO@mail2000.ru

INFLUENCE OF SURFACE LAYERS ON NANOSTRUCTURING FATIGUE PROPERTIES OF 09G2C STRUCTURAL STEEL

A.S. SMIRNOVA^{1,2}, YU.I. POCHIVALOV¹, V.E. PANIN^{1,2}

¹Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS

²National Research Tomsk Polytechnic University

E-mail: nasO@mail2000.ru

Annotation. This paper presents the results of the effect of different combinations of heat treatment and nanostructuring of the surface layers on the fatigue life of 09G2S steel. One of the most important scientific and technical problems of our time is the problem of extending the life of the safe operation of potentially dangerous high-risk facilities, without accidents and pollution. These systems include the main gas pipelines of the increased risk of them technological accidents caused by lack of operational reliability of the metal. Conducted fatigue tests have shown the effectiveness of the use of ultrasonic mechanical forging surface layers of 09G2S steel. Fatigue strength of 09G2S steel with nanostructured surface layer is greater than 80,000 cycles, which is 3.4 times the fatigue life of the quenched samples without nanostructured surface layer, while maintaining the high thermal stability of the nanostructure. Therefore, the formation of the nanostructured surface layer of the structural steel increase cracks initiation voltage.

Введение

Научно-техническая проблема увеличения эксплуатационных ресурсов высоконагруженных потенциально опасных объектов, таких как магистральные газо- и нефтепроводы, мосты, элементы конструкций, применяемые в авиационной, космической сфере и кораблестроении и т.д., является одной из важнейших на сегодняш-