

тельно улучшает параметры ЭПФ и ОЭПФ; в нано – и субмикроструктурном сплаве это влияние практически не выражено.

Список литературы

1. Shape Memory Alloys: Fundamentals, Modeling and Applications. V. Brailovski, S. Prokoshkin, P. Terriault, F. Trochu (Eds.). Montreal: ETS Publ., 2003, 851 p.
2. I.Yu.Khmelevskaya, S.D.Prokoshkin, V.Brailovski, K.E.Inaekyan, V.Demers, I.B.Gurtovaya, A.V.Korotitskiy, S.V.Dobatkin. Functional properties of Ti-Ni based shape memory alloys. *Advances in Science and Technology*, 2008, v.59, p.156-161.
3. V.Brailovski, S.Prokoshkin, I.Khmelevskaya, K.Inaekyan, V.Demers, S.Dobatkin, E.Tatyanin. Interrelations between the properties and structure of thermomechanically treated equiatomic Ti-Ni alloy. *Mater. Sci. Eng. A*, 2006, v.438-440, p.597-601.
4. Е.П. Рыклина, С.Д. Прокошкин, А.А. Чернавина, Н.Н. Перевощикова. Исследование параметров Э.П.Ф. и О.Э.П.Ф., наведенных термомеханической тренировкой в сплаве Ti-Ni. *Журнал функциональных материалов*, 2008, п. 2, № 2, с. 60–66.
5. Е.П. Рыклина, С.Д. Прокошкин, А.А. Чернавина, Н.Н. Перевощикова. Исследование влияния термомеханических условий наведения и структуры на эффекты памяти формы Ti-Ni. *Материаловедение*, 2010, № 1, с. 2-9.
6. E.P.Ryklina, S.D.Prokoshkin, A.A.Chernavina. Shape memory behavior of nanostructured Ti-Ni alloy. *Proc. 8th European Symposium on Martensitic Transformations, ESOMAT 2009*, 07-11.09.2009, Prague, EDP sciences, 2009, DOI: 10.1051/esomat/200905025, p. 1-6.
7. S.Prokoshkin, V.Brailovski, K.Inaekyan, V.Demers, I.Khmelevskaya, S.Dobatkin, E.Tatyanin. Structure and properties of severely cold-rolled and annealed Ti-Ni shape memory alloys. *Mater. Sci. Eng. A*, 2008, v.481-482, p.114-118.
8. J.Burow, E. Prokofiev, R. Zarnetta, J. Frenzel, R. Valiev, G. Eggeler. Precipitation of Ti_3Ni_4 in ultrafine grained NiTi shape memory alloys. *Abstr. Book of 8th European Symposium on Martensitic Transformations ESOMAT 2009*, 07-11.09.2009, Prague, p. 132.

РАСЧЕТ НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО ЭЛЕМЕНТА ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ И СТАЛИ

Волков А. Е., Евард М. Е.

Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия
evard@math.spbu.ru

Благодаря уникальным функциональным свойствам, сплавы с памятью формы (СПФ) нашли применение в различных отраслях техники. Часто конструкции из СПФ используются в качестве рабочих элементов термомеханических приводов. Для обеспечения их многократного срабатывания элемент из СПФ соединяют с упругим элементом. При нагревании элемент из СПФ восстанавливает первоначальную форму, деформируя при этом упругий элемент и создавая в нем напряжение, которое при охлаждении инициирует в элементе из СПФ эффект пластичности превращения, так что он накапливает неупругую деформацию, а напряжения в системе релаксируют. Многократное срабатывание привода обеспечивается теплосменами. Обычно упругое тело и элемент из СПФ соединяют друг с другом механически. Предложенный в работе [1] способ получения биметаллической пластины из никелида титана и стали путем холодной сварки взрывом дает возможность использовать иное конструктивное решение, когда два элемента – упругий и функциональный – составляют одно тело, что приводит к максимальной компактности устройства.

В настоящей работе рассматривается расчетная схема, позволяющая моделировать механическое поведение биметаллической пластины при работе в режиме термомеханического привода.

На рис. 1 схематически изображен выделенный двумя поперечными сечениями участок биметаллической пластины шириной b , состоящей из элемента из СПФ толщиной h_1 и стального элемента толщиной h_2 .

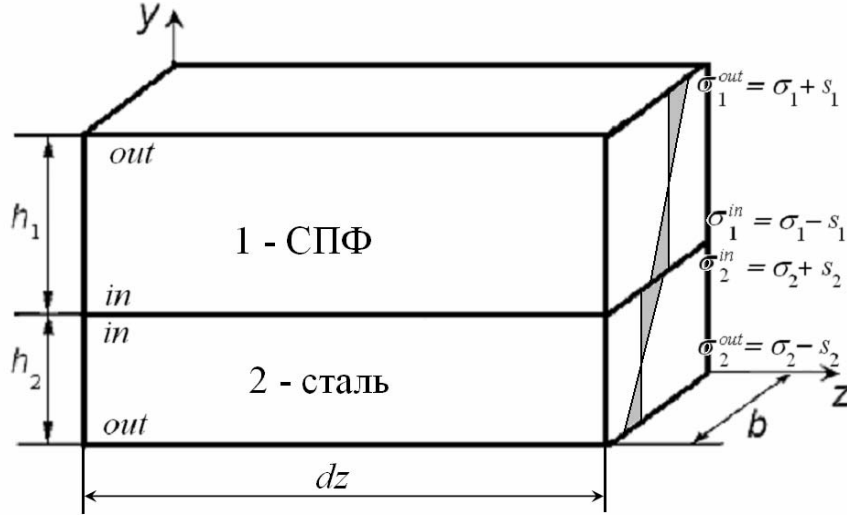


Рис. 1. Схематическое изображение участка биметаллической пластины с указанием распределения напряжений в нем.

При расчете предполагали, что изгиб происходит только в плоскости yz , а напряженное состояние продольных волокон пластине – одноосное растяжение или сжатие (это предположение оправдывается, если пластина достаточно тонкая). Кроме того, считали, что напряжения в каждом из слоев распределены по линейному закону, так что они в крайних внешнем и внутреннем волокнах СПФ равны соответственно $\sigma_1^{out} = \sigma_1 + s_1$ и $\sigma_1^{in} = \sigma_1 - s_1$, а в стальном слое $\sigma_2^{in} = \sigma_2 + s_2$ и $\sigma_2^{out} = \sigma_2 - s_2$, где σ_i – среднее значение напряжения в i -м слое, а s_i – максимальное отклонение от среднего значения. В этом случае условие равенства нулю приращения продольной силы dN (на единицу ширины) приобретает вид

$$h_1 d\sigma_1 + h_2 d\sigma_2 = 0, \quad (1)$$

а приращение изгибающего момента $dM = dM_1 + dM_2$, где $dM_1 = (h_1^2/6) \cdot (3d\sigma_1 + ds_1)$ – приращение момента в слое из СПФ, а $dM_2 = (h_2^2/6) \cdot (-3d\sigma_2 + ds_2)$ – приращение момента

в стальном слое. Таким образом, приращение момента dM удовлетворяет равенству:

$$3h_1^2 d\sigma_1 + h_1^2 ds_1 - 3h_2^2 d\sigma_2 + h_2^2 ds_2 = 6dM. \quad (2)$$

Полагали, что справедлива гипотеза плоских сечений, т.е. поперечные сечения биметаллической пластины остаются при изгибе плоскими и перпендикулярными изогнутой оси. Это позволило записать следующее соотношение для деформаций в крайних волокнах функционального и стального элементов:

$$h_2 (d\varepsilon_1^{out} - d\varepsilon_1^{in}) - h_1 (d\varepsilon_2^{out} - d\varepsilon_2^{in}) = 0. \quad (3)$$

Здесь $d\varepsilon_i^{out}$ и $d\varepsilon_i^{in}$ — приращения деформации в наружном и внутреннем волокне i -го слоя соответственно).

Условие совместности деформаций в сварном шве имеет вид

$$d\varepsilon_1^{in} = d\varepsilon_2^{in}. \quad (4)$$

Упруго-пластические диаграммы изотермического деформирования элементов аппроксимировали кусочно-линейными функциями, так что приращение деформации в слое из СПФ и в стальном слое равны соответственно

$$d\varepsilon_1 = \frac{1}{E_1} d\sigma_1^* + \left(\frac{1}{H_1} - \frac{1}{E_1} \right) H(|\sigma_1^*| - \sigma_1^y) H(d|\sigma_1^*|), \quad (5a)$$

$$d\varepsilon_2 = \frac{1}{E_2} d\sigma_2^* + \left(\frac{1}{H_2} - \frac{1}{E_2} \right) H(|\sigma_2^*| - \sigma_2^y) H(d|\sigma_2^*|), \quad (5б)$$

где E_i и H_i — модуль Юнга и коэффициент упрочнения σ_i^y — напряжение течения i -го слоя, σ_i^* — действующее в i -м слое напряжение, H — функция Хевисайда, такая что $H(x) = 1$ при $x > 0$ и $H(x) = 0$ при $x \leq 0$.

В неизотермических условиях предполагали, что сталь испытывает упруго-пластическую деформацию, которая описывается соотношением (5б), и деформацию теплового расширения, пропорциональную изменению температуры dT : $d\varepsilon_2^T = \alpha_2 dT$, где α_2 — коэффициент теплового расширения стали.

Деформация элемента из СПФ при нагревании складывается из упругой, термической (теплового расширения), фазовой (связанной с образованием мартенсита), и микропластической деформации (обусловленной аккомодацией мартенсита). При этом приращение фазовой деформации считали пропорциональным приращению объемной доли мартенситной фазы Φ : $d\varepsilon_1^\Phi = \varepsilon^0 d\Phi$ (где ε^0 — коэффициент пропорциональности, равный максимальному значению фазовой деформации при прямом превращении), а приращение микропластической деформации при прямом мартенситном переходе — пропорциональным приращению фазовой деформации с коэффициентом пропорциональности, равным коэффициенту K_T возврата деформации в образце из СПФ: $d\varepsilon_1^{MP} = K_T d\varepsilon_1^\Phi H(d\Phi)$. Зависимость упругих податливостей и коэффициентов теплового расширения двухфазного материала при изменении фазового состава производили по правилу смеси.

В результате определяющие соотношения при неизотермическом деформировании приобретают следующий вид:

$$d\varepsilon_1 = \frac{1}{E_1} d\sigma_1^* + \sigma_1^* d\left(\frac{1}{E_1}\right) + \varepsilon^0 d\Phi(T, \sigma_1^*) + d\varepsilon^{MP} + d(\alpha_1 T), \quad (6a)$$

$$d\varepsilon_2 = \frac{1}{E_2} d\sigma_2^* + \left(\frac{1}{H_2} - \frac{1}{E_2} \right) H(|\sigma_2^*| - \sigma_2^y) H(d|\sigma_2^*|) + \alpha_2 dT, \quad (6б)$$

где α_1 — коэффициент теплового расширения СПФ.

Зависимость объемной доли мартенсита Φ от температуры аппроксимировали кусочно-линейной функцией:

$$d\Phi = -\frac{dT}{A_f - A_s} H(\Phi) H(T + \Phi \cdot (A_f - A_s) - A_f) - \frac{dT}{M_s - M_f} H(1 - \Phi) H(M_s - \Phi \cdot (M_s - M_f) - T)$$

Равенства (1) – (4) представляют собой систему линейных алгебраических уравнений относительно σ_1 , σ_2 , s_1 , s_2 , решая которую с использованием определяющих соотношений (5 а, б) или (6 а, б), можно определить напряжения и деформации в наружных и внутренних слоях элементов.

На рис. 2 представлены расчетная и экспериментальная [2] зависимости величины обратимой деформации $\varepsilon_{\text{СПФ}}$ (после некоторой предварительной деформации в мартенситном состоянии), накапливаемой при охлаждении без нагрузки, от отношения толщины слоя из СПФ к общей толщине образца $h = h_1 + h_2$. Показано, что размах дефор-

магии в термоцикле без нагрузки достигает наибольшего значения при $h_1/h \approx 65\%$. Результаты расчета находятся в хорошем соответствии с экспериментальными данными.

Исследовали влияние величины деформации $\varepsilon_{\text{ост}}$, остаточной после разгрузки при низкой температуре, на $\varepsilon_{\text{ОПФ}}$. Результаты расчетов, приведенные на рис. 3, свидетельствуют о том, что при малых величинах остаточной деформации ($\varepsilon_{\text{ост}} \leq 2\%$) обратимое формоизменение при термоциклировании без нагрузки отсутствует или крайне незначительно. По мере роста остаточной деформации обратимая деформация возрастает, достигая насыщения.

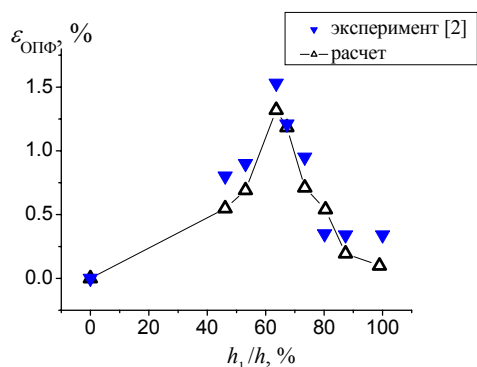


Рис. 2. Зависимость обратимой деформации, накапливаемой при охлаждении без нагрузки, от отношения h_1/h .

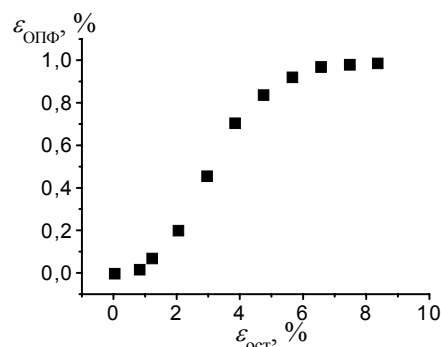


Рис. 3. Зависимость обратимой деформации, накапливаемой при охлаждении без нагрузки, от остаточной после разгрузки деформации.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проекты № 10-08-90003-Бел_a и № 10-01-00671-а).

Список литературы

1. R. Prummer, D. Stockel NITINOL - stainless steel compound material, made by explosion welding in Fundamental issue and applications of shock-wave and high-strain-rate phenomena — K.P. Staudhammer, L. E. Murr, M.A. Meyers eds., Elsevier, 2001.
2. S. Belyaev, V. Rubanik, N. Resnina etc. Martensitic transformation and physical properties of “steel – TiNi” bimetal composite, produced by explosion welding // Phase Transition, 2010. V.1, N.4. P. 276 – 283.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ СПИНОДАЛЬНЫХ ОЦК-МОНОКРИСТАЛЛОВ Fe–Cr–Co–Mo

Кириллов В. А., Чумляков Ю. И.

Открытое акционерное общество «Научно-производственный центр «Полус»,
г.Томск, Россия, polus@online.tomsk.net

Обособленное структурное подразделение «Сибирский физико-технический институт
имени академика В.Д. Кузнецова Томского государственного университета»,
г. Томск, Россия, chum@phys.tsu.ru

При механических испытаниях монокристаллических образцов можно создать условия пластического течения и разрушения, не реализуемые в поликристаллах: исключение эффекта границ зерен, активизация одного механизма деформации (механическое двойникование или скольжение) и подавление другого, скольжение и двойникование в заданной системе сдвига и выбранное сочетание систем сдвига, заданная ориен-