

МАКРОСКОПИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Волков А.Е., Михайлова С.В.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

volkov@math.spbu.ru

Предложена простая модель механического поведения сплава с памятью формы, содержащая два внутренних параметра: объемную долю мартенсита Φ ($0 \leq \Phi \leq 1$) и тензор средней фазовой сдвиговой деформации Λ , зависящей от преобладания одних ориентационных вариантов над другими. Интенсивность деформации сдвига $\Gamma_\Lambda = (2\Lambda_{ij}\Lambda_{ij})^{1/2}$ может изменяться под действием приложенного напряжения, но не превосходит интенсивности фазовой деформации решетки Γ_D . Значение $\Gamma_\Lambda \rightarrow \Gamma_D$ соответствует стремлению к полному раздвойникованию (монокристаллизации) мартенсита. Предполагается, что деформацию представительного объема можно вычислить по правилу «смеси фаз» и что ее можно разбить на сумму упругой, температурной и фазовой составляющих.

Основная гипотеза модели состоит в том, что любой переход аустенита в мартенсит или в другой мартенсит происходит в направлении наискорейшего убывания потенциала Гиббса G , то есть в направлении обобщенной силы, являющейся вектором в пространстве переменных (Φ, Λ_{ij}) :

$$F = \begin{pmatrix} F_\Phi \\ F_\Lambda \end{pmatrix},$$

где $F_\Phi = -(1/(1-k))\partial G/\partial\Phi$, $F_\Lambda = -(1/k)\partial G/\partial\Lambda$ - соответственно скалярная и тензорная компоненты обобщенной силы (k - константа материала). Термодинамический потенциал состоит из собственного потенциала двух фаз G^{eig} , зависящего от температуры T и напряжения σ , и потенциала "смешивания" G^{mix} , равного упругой энергии межфазных напряжений:

$$G(T, \sigma, \Phi, \Lambda) = G^{eig}(T, \sigma, \Phi, \Lambda) + G^{mix}(\Phi, \Lambda).$$

Вычисление G^{mix} представляет собой очень сложную задачу, поэтому в данной работе предложена простая аппроксимация, учитывающая, что упругая энергия межфазных напряжений возрастает с увеличением доли мартенсита и его средней деформации:

$$G^{mix}(\Phi, \Lambda) = a\Phi^2(1 - b\Gamma_\Lambda^2\Gamma_D/(\Gamma_D - \Gamma_\Lambda)),$$

где a и b – константы материала. Множитель $\Gamma_D / (\Gamma_D - \Gamma_\Lambda)$ обеспечивает возрастание G^{mix} при раздвойниковании мартенсита, то есть, при $\Gamma_\Lambda \rightarrow \Gamma_D$. При сделанных предположениях обобщенные силы равны

$$F_\Phi = \frac{1}{1-k} \left(\frac{q_0(T-T_0)}{T_0} + I\sigma_{kk} + \sigma_{ij}\Lambda_{ij} - 2a\Phi \left(1 - \frac{b\Gamma_\Lambda^2\Gamma_D}{\Gamma_D - \Gamma_\Lambda} \right) \right)$$

$$F_\Lambda = \frac{1}{k} \left(\frac{q_0(T-T_0)}{T_0} + I\sigma_{kk} + \sigma_{ij}\Lambda_{ij} - 2a\Phi \left(1 - \frac{b\Gamma_\Lambda^2\Gamma_D}{\Gamma_D - \Gamma_\Lambda} \right) \right)$$

где q_0 и I – теплота и объемный эффект превращения, T_0 – температура термодинамического равновесия фаз при отсутствии напряжения. Изменение параметров (Φ, Λ_{ij}) происходит в направлении вектора $l = (I/||F||)F$ или, если такое изменение запрещено одним из условий $\Phi \geq 0, \Phi \leq 1$, то в направлении проекции вектора l на плоскость, определяемую этим условием:

$$\begin{pmatrix} \Delta\Phi \\ \Delta\Lambda \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} l_\Phi \\ l_\Lambda \end{pmatrix} \Delta\varphi$$

где величина $\Delta\varphi$ определяется из условия превращения:

$$F \cdot l = F^{\text{fr}},$$

где F^{fr} – сила "трения" – константа материала, определяющая ширину гистерезиса.

Константы материала F^{fr}, k, a простыми соотношениями связаны с характеристическими температурами, теплотой превращения и пределом текучести материала в мартенситном состоянии σ_Φ . Остальные используемые константы подбираются исходя из соответствия результатов расчета экспериментальным данным.

Расчеты выполнены с использованием следующих значений констант: $M_s = 303\text{K}$, $M_f = 283\text{K}$, $A_s = 383\text{K}$, $A_f = 403\text{K}$, $I = 0.8\%$, $\Gamma_D = 22\%$, модули Юнга и коэффициенты Пуассона аустенита и мартенсита $E_A = 80$ ГПа, $E_M = 30$ ГПа, $\nu_M = 0.33$, $\nu_M = 0.45$, коэффициенты теплового расширения $\alpha_A = 8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, $\alpha_M = 14 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, теплота превращения $q_0 = -150 \text{ МДж} \cdot \text{м}^{-3}$, $b = 15$, $\sigma_\Phi = 150 \text{ МПа}$. На рисунках 1, 2 показаны рассчитанная диаграмма деформирования за счет переориентации мартенсита, и температурная кинетика накопления и возврата деформации при прямом и обратном превращениях. На диаграммах деформирования имеется упругий участок, за которым следует стадия переориентации мартенсита. После исчерпания лимита фазовой деформации происходит рост напряжения. При обратном деформировании сжатием поведение материала полностью аналогично.

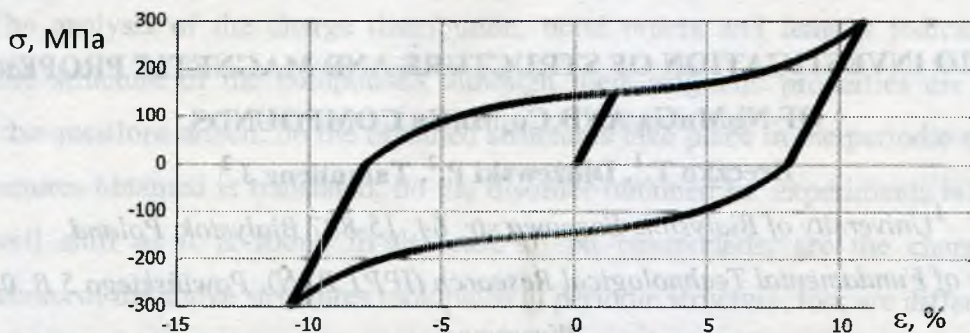


Рисунок 1. Диаграмма деформирования сплава в мартенситном состоянии в режиме растяжения – сжатия

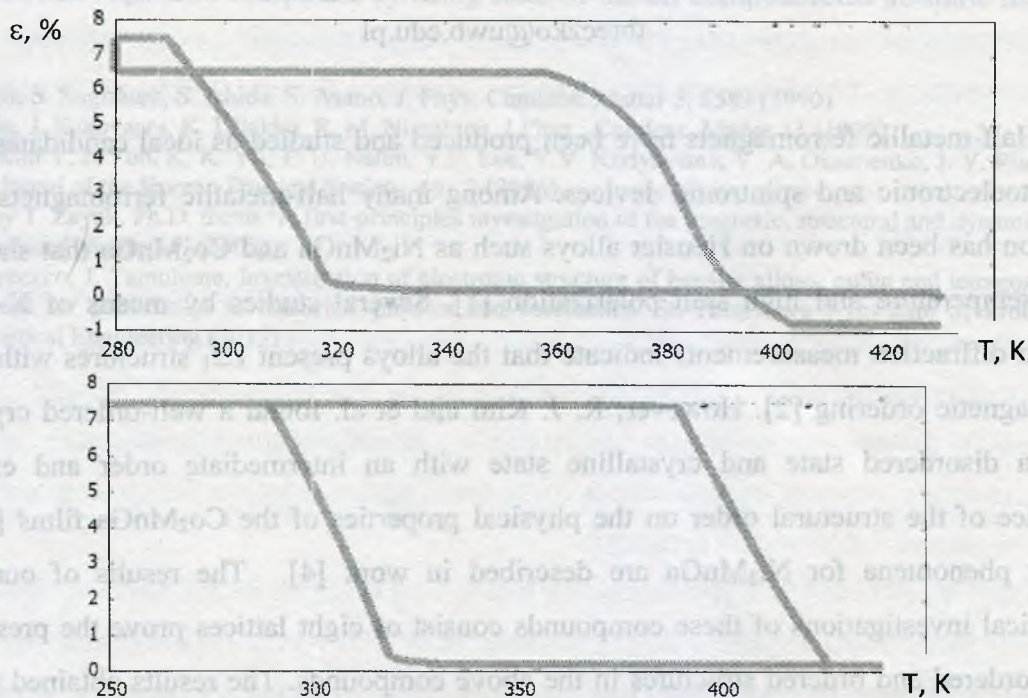


Рисунок 2. Зависимости деформации от температуры при охлаждении и нагреве сплава под действием напряжения 100 МПа с разгрузкой в мартенситном состоянии и без нее

Полученные результаты показывают, что предлагаемая модель, несмотря на простоту и компактность, качественно правильно описывает термомеханический гистерезис при деформировании в аустенитном и мартенситном состоянии, накопление и возврат деформации при охлаждении и нагреве под постоянным напряжением, явление генерации напряжения, то есть основные функциональные свойства сплава с памятью формы. Также правильно описывается зависимость между деформацией пластичности превращения и напряжением, под которым происходит охлаждение.