УДК 539.373

І.М. Голиборода
Національний університет “Львівська політехніка”,
кафедра теоретичної механіки

НЕЛІНІЙНА ДЕФОРМАЦІЯ ПОЛІКРИСТАЛІЧНИХ МАТЕРІАЛІВ З ПАМ’ЯТТЮ ФОРМИ НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА В ТЕРМІНАХ ФЕНОМЕНОЛОГІЧНОЇ ТЕОРІЇ

Досліджується деформаційна поведінка матеріалів з пам’яттю форми на основі заліза. Дослідження проводиться на основі дворівневої феноменологічної моделі нелінійної деформації. Описано дислокаційну та мартенситну складові деформаційного процесу.

Deformational behavior of the Fe-based Shape Memory materials is investigated. The investigation is realized in terms of the two-level phenomenological model of non-linear deformation. The dislocational and martensitic components of the deformational process are reflected.

Вступ

Дослідження та прогнозування деформаційної поведінки сплавів з ефектом пам’яті форми (ЕПФ) внаслідок особливої перспективності матеріалів даного класу є актуальною проблемою. В цих матеріалах спостерігається взаємовплив деформаційних процесів принципово відмінної (мартенситної, дефектної, пружної) природи. Ця взаємодія має складний характер: оборотні мартенситні перетворення (МП) викликають накопичення дефектів кристалічної структури (дислокацій), що призводить до появи залишкових мікронапружень; в свою чергу мікроструктурні дефекти та залишкові напруження можуть впливати на перебіг МП. Ці явища мають бути необхідним чином враховані при дослідженні умов попередньої обробки та практичного застосування сучасних матеріалів з ЕПФ.

Останнім часом особливого значення набувають матеріали з ЕПФ на основі заліза. Вони є перспективною альтернативою традиційним матеріалам з пам”яттю форми – на основі нікеліду титану та міді – в першу чергу, завдяки високим механічним характеристикам та порівняно низькій вартості. Очікується, що вони можуть бути з успіхом застосовані для створення крупногабаритних пристроїв, які використовують ЕПФ. Взаємовплив деформаційних процесів в цих матеріалах має особливо складний характер і потребує особливої уваги, зокрема внаслідок високого рівня необоротної деформації, яка наводиться при термомеханічному циклюванні.

ЕПФ у матеріалах на основі заліза пов’язаний із механомартенситною трансформацією материнської (γ) фази у ε-мартенситну фазу. Фракція мартенситу у зразку характеризується негомогенністю. Пластини ε-мартенситу можуть бути потрактовані як розширені дислокації, які утворені точковими дефектами із частковими дислокаціями, приєднаними до них з обох боків. Пластини різної орієнтації з’єднуються, утворюючи досконалі дислокації. Спостерігається концентрація досконалих дислокацій в точках перетину пластин мартенситу різних орієнтацій. Ці дислокації акумулюються від циклу до циклу і утворюють основу для формування залишкової деформації. Локальні зустрічні напруження, які генеруються внаслідок несумісності деформації мартенситу та материнської фази, забезпечують прояв ефекту пам”яті форми. Із розвитком МП спостерігається акомодація суміжних фаз, що призводить до зменшення локальних напружень і служить додатковим фактором накопичення необоротної деформації при циклюванні. Характеристичне напруження початку прямого МП при циклюванні практично не змінюється, в той час як оборотна мартенситна деформація змінюється (зростає). Така ситуація пояснюється поступовим формуванням варіантів мартенситу, розташованих сприятливо щодо прикладеного навантаження. Остаточним результатом цього процесу слід вважати формування відповідної дислокаційної структури.

Подальші регулярні випробування попередньо тренованого (або “навченого”) матеріалу можуть, зокрема, призводити до формування умов для реалізації ЕПФ, індукованого простою зміною температури (термомартенситний ЕПФ): накопичення і зняття макродеформації проходить єдино внаслідок зміни температури при постійному (або нульовому) навантаженні (т. зв. “Two Way Memory Effect” (TWME)) [1].

Деформаційна поведінка матеріалів з ЕПФ, у тому числі в умовах взаємодії деформаційних процесів дефектного та мартенситного походження, останнім часом інтенсивно досліджується, див. зокрема [1–2]. Згадані теорії в цілому можуть бути охарактеризовані як феноменологічні моделі із внутрішніми змінними, що базуються на принципах термодинаміки.

У роботах [3–6] опис нелінійної деформації в умовах взаємовпливу згаданих процесів реалізується в термінах ієрархічної феноменологічної моделі, побудованої на основі положень концепції ковзання. В основі цієї концепції лежить припущення про зсувний характер деформації, яка проходить на мікрорівні. Це припущення має універсальний характер, тому модель може бути застосована для опису спектра деформаційних процесів різного походження. Дворівнева структура моделі робить можливим відтворення особливостей досліджуваних явищ. Принципи її побудови не суперечать законам термодинаміки. На відміну від структурно-аналітичної теорії міцності [2], у запропонованій моделі застосовано принцип усереднення, який робить можливим опис деформаційних процесів у скінченній формі для довільного пропорційного навантаження. У [3–6] описано та враховано при розрахунках оборотну деформацію мартенситної природи, необоротну пластичну деформацію дефектного походження, пружну деформацію та деформацію теплового розширення. На відміну від попередніх публікацій тут систематизовано опис основних складових деформаційного процесу для матеріалів з ЕПФ на основі заліза і висвітлено ряд важливих “вузьких” місць моделі. Позначення, крім розглянутих нижче, пояснено там само.

1. Основні положення теорії

У запропонованій моделі деформація вважається залежною від переміщення площин п’ятивимірного простору девіаторів Іллюшина; кожній вказаній площині відповідає певна система ковзання. Як і в концепції Б. Будянського, вважається, що ця система ковзання є єдино можливою системою для кожного виділеного об’єму, який відповідає нижньому рівню моделі. Вважається також, що при навантаженні окремі кристалічні елементи не взаємодіють між собою; полікристалічний характер середовища відображається різною орієнтацією виділених об’ємів та, відповідно, систем ковзання і відповідних площин девіаторного простору [7].

Масштаб нижнього рівня залежить від фізичної суті досліджуваних явищ, він має задовольняти ряд вимог, зокрема умову однорідності. У теоріях даного класу цей розмір не фіксується [2]; виділений об'єм розглядається як представницький елементарний об'єм, по якому проводиться усереднення. Отже, це поняття відображає, в першу чергу, факт існування двох структурних рівнів при побудові визначальних співвідношень. Представницький характер виділеного об'єму передбачає, що його характеристики самі по собі є результатом певного усереднення по окремих елементах меншого масштабу, тому далі для характеристики даного об'єму будемо застосовувати термін «мезооб'єм».

Площини девіаторного простору переміщуються самопаралельно, величина переміщення характеризує елементарний деформаційний акт. У розглядуваному суміщеному просторі напружень та деформацій компоненти векторів напружень та деформацій відомим чином визначаються через компоненти відповідних девіаторів:

$$\varepsilon_1 = \frac{\sqrt{3}}{2} e_{xx},\ \varepsilon_2 = \frac{\sqrt{2}}{2}(e_{yy} - e_{zz}),\ \varepsilon_3 = \sqrt{2} e_{xy},\ \varepsilon_4 = \sqrt{2} e_{yz},\ \varepsilon_5 = \sqrt{2} e_{xz}, \tag{1}$$

$$S_1 = \frac{\sqrt{3}}{2} S_{xx},\ S_2 = \frac{\sqrt{2}}{2}(S_{yy} - S_{zz}),\ S_3 = \sqrt{2} S_{xy},\ S_4 = \sqrt{2} S_{yz},\ S_5 = \sqrt{2} S_{xz}.$$

Якщо навантаження проводиться у трихвимірному підпросторі згаданого простору девіаторів, яке визначається компонентами вектора S_1, S_2, S_3, то деформація однозначно визначається по переміщенню слідів вказаних площин у тривимірному підпросторі; зв'язок між площинами п'ятивимірного простору (із нормаллю $\bar{M}$) та тривимірного підпростору (із нормаллю $\bar{n}$) та спосіб визначення орієнтації площин за допомогою координатних кутів α, β, λ наведено у [3–6].

При визначенні оборотної мартенситної деформації (МД) функція МД на мезорівні задається співвідношенням:

$$d\varphi / dt = A_m D_{13}\, d\Phi / dt\ , \tag{2}$$

де Φ – відносна кількість мартенситу у мезооб"ємі, D_{13} – компонента тензора дисторсії ґратки при МП[2]; A_m – параметр, який визначає розвиток дислокаційної структури матеріалу при МП, тобто рівень переорієнтації пластин мартенситу внаслідок циклічних випробувань. $A_m = A_1 + A_2(1 - e^{-rE})$; в свою чергу $A_1, A_2, r = const$; $E = \int (|d\varepsilon_m| / ds) ds$ – довжина шляху інтегрування по мартенситному каналу. Вважається, що параметр A_m у кожному циклі випробувань є сталою величиною (враховується сумарна зміна мартенситної деформації, яка спостерігалася у попередніх циклах).

При описі МД застосовується модифіковане рівняння Клаузіуса–Клапейрона, яке може бути зображено у вигляді:

$$\frac{dT^*}{dt} = \frac{dT}{dt} - \frac{T_0}{q_0} D_{13} \frac{d}{dt}\left[(S, M) + c_1 I_M + c_2 R_M - c_3 f_M\right], \tag{3}$$

де T^* – ефективна температура; T_0 – температура фазової рівноваги; q – тепловий ефект МП [2]; $c_2 = c_2^1[1 - c_2^3 \exp(-c_2^2(E))]$; $. c_1, c_3, c_2^1, c_2^2, c_2^3 = const$.

Величини I_M та R_M відповідають дії залишкових так званих орієнтованих мікронапружень (ОМН) у площині із нормаллю $\bar{M}$. Дані напруження виникають внаслідок неповного суміщення кристалічних ґраток суміжних фаз при механомартенситному перетворенні [5] і є відповідно здатними та нездатними до релаксації. Вони можуть бути визначені зі співвідношень:

$$dI_M = r_1\, d[(\bar{S},\bar{M})] - h(T)\, I_M\, dt, \qquad I_m \equiv |I_M|,$$

$$dR_M = \begin{cases} r_2\, d[(\bar{S},\bar{M})], & dR_M > 0, \\ 0, & dR_M < 0, \end{cases} \tag{4}$$

де $r_1 = a_i(c_r + d_r(E-E_c)H(E-E_c))^{-1}$; $r_2 = a_r(c_r + d_r(E-E_c)H(E-E_c))^{-1}$; $a_i, a_r, c_r, d_r = const$; величина E_c відповідає рівню розвитку дислокаційної структури, характерному для тренованого матеріалу; вважається E_c = const.

Величина f_M відповідає дії так званих неорієнтованих мікронапружень (НОМН), що виникають у змінному полі температур внаслідок дії різних факторів, зокрема анізотропії коефіцієнтів теплового розширення суміжних фаз [2]. Вони можуть бути визначені з рівняння:

$$df_M = \begin{cases} r_3(\bar{S},\bar{M})dT - p(S) f_M dt, & df_M \ge 0 \\ 0, & df_M < 0 \end{cases} \tag{5}$$

де $r_3 = b_f(c_f + d_f(E-E_c)H(E-E_c))$; $b_f, c_f, d_f = const.$

Для опису кінетики МП та визначення оборотної МД на верхньому структурному рівні моделі застосовуємо відповідні співвідношення:

$$d\Phi/dt = -dT^*/dt\{H(1-\Phi)H(-dT^*/dt)H[M_s - \Phi(M_s - M_f) - T^*](M_s - M_f)^{-1} + \\ + H(\Phi)H(dT^*/dt)H[T^* + \Phi(A_f - A_s) - A_s](A_f - A_s)^{-1}\} \tag{6}$$

$$\varepsilon_m = \int_S ds \iiint_\Omega M_k (d\varphi/dt) f(\Omega) d\Omega \qquad \Omega = \Omega(\alpha,\beta,\lambda), \tag{7}$$

де $H(x)$ – функція Хевісайда, A_s, A_f, M_s, M_f - характеристичні температури МП; $f(u)$ – параметр макроанізатропії; Ω – область реалізації МП в орієнтаційному просторі.

Співвідношення (2–7) дають змогу описати оборотну мартенситну деформацію сплаву з ЕПФ. При цьому враховується як значний приріст МД у перших циклах тренування (внаслідок трансформації дислокаційної структури матеріалу), так і поступова еволюція діаграми деформування при тривалих термомеханічних випробуваннях (завдяки накопиченню та прояву різних груп залишкових мікронапружень).

При описі необоротної деформації дефектного походження в змінному температурно-силовому полі на нижньому структурному рівні моделі може бути застосована формула:

$$d\Psi = d\varphi - K_0(T,S)\Psi\, dt\ . \tag{8}$$

У цій постановці φ – інтенсивність необоротної деформації (величина, яка є усередненою неперервною характеристикою дисторсії кристалічної ґратки під час деформування; в термінах даної моделі вона визначається зміщенням площин стосовно початкового положення під дією вектора навантаження; задається у мезооб’ємі, який визначається нормаллю $\bar{M}$); Ψ – інтенсивність зміцнення або інтенсивність дефектів (величина, яка є усередненою неперервною характеристикою рівня розвитку дефектів кристалічної структури під час деформування, і в термінах моделі є однозначно пов’язаною із положенням площин 5-вимірного простору – вважається, що площини з часом можуть поступово прямувати до початкового положення). Параметр K_0 визначається рівнем температури та абсолютною величиною вектора навантаження, він характеризує інтенсивність мікроструктурних процесів, які проходять у часі – в першу чергу, повзучості, і може відповідати рівню концентрації вакансій при заданому навантаженні та температурі [8]. Рівняння (8) в цілому говорить про те, що необоротна деформація стимулює появу неоднорідностей будови полікристалу, цей процес поєднується із одночасною релаксацією дефектів. Це припущення, зокрема, відповідає гіпотезі Бейля–Орована [9]. В термінах співвідношення (8) може бути описана "миттєва" пластична деформація та усталена повзучість.

При проходженні необоротної деформації дислокаційного походження спостерігається зміцнення матеріалу, яке визначається зміною віддалі відповідної площини (із нормаллю $\overline{M}$) від початку координат і залежить від початкової здатності матеріалу до деформації (початкової міцності), деформаційного зміцнення та зміцнення, що визначається швидкістю зміни прикладеного навантаження. Тому спостерігається залежність:

$$H_M = F(R, \Psi, R_M, I_M, -f_M), \tag{9}$$

де H_M – результуюча віддаль до площини з нормаллю $\bar{M}$. Для випадку проходження необоротної деформації дислокаційного походження $H_M = (\bar{S}, \bar{M})$.

Перший аргумент, R – вихідна – до початку процесу необоротної деформації – віддаль від початку координат до поверхні навантаження:

$$R = \sqrt{2/3}\sigma_p, \tag{10}$$

де величина $\sigma_p(T)$ – напруження початку необоротних формозмін (при розтязі), яке залежить від температури. Тут ми розрізняємо два поняття – границя пластичності та границя необоротних формозмін; під першим розуміється напруження початку формозмін при достатньо інтенсивному навантаженні з урахуванням швидкісних ефектів та попередніх циклічних випробувань.

Наступні два аргументи в (9) визначають переміщення площини, яке відповідає деформаційному зміцненню (другий аргумент відповідає зміцненню, яке залежить від рівня прикладеної температури і може зніматися при знакозмінному навантаженні, третій аргумент, що не зменшується, характеризує рівень пошкоджуваності матеріалу [10]). Четвертий та п'ятий аргумент задає додаткові переміщення, які можуть зменшуватись (релаксувати) із часом. Вони відповідають швидкісному зміцненню та зміцненню (або знеміцненню), породженому перепадами температур. Введення третього та четвертого аргументів – релаксуючого та нерелаксуючого параметрів – у формулу (9) відповідає дії орієнтованих мікронапружень у площині з нормаллю $\overline{M}$. П'ятий аргумент відповідає дії неорієнтованих мікронапружень. Урахування напружень, здатних до релаксації, дає змогу відобразити швидкісні ефекти (зокрема неусталену повзучість).

Враховуючи попередні міркування, інтенсивність дефектів може бути задана у вигляді:

$$\Psi = a[(H_M/\sigma_p(T))^2 - 1 - c_1 I_M - c_2 R_M + c_3 f_M], \tag{11}$$

де $a, c_1, c_2, c_3 = const$.

Необоротна деформація починається із рухом площин, дотичних до поверхні навантаження, яка первісно є сферою радіуса $\sqrt{2/3}\sigma_p$. При подальшому навантаженні поверхня навантаження для матеріалу, у якому спостерігається МП, так само, як і у випадку однофазного матеріалу, є конусом, який накладений на сферичну поверхню радіуса $\sqrt{2/3}\sigma_p$. Згідно із (11) початкова віддаль до поверхні навантаження задається співвідношенням

$$H_M^2 = \tfrac{2}{3} o_p^2 (1 + c_1 I_M + c_2 R_M - c_3 f_M) . \qquad (12)$$

Параметр □$_p$ можна подати у вигляді:

$$\sigma_p = \sigma_p^i(T) + \sqrt{2/3} z_2 \frac{M_s^d - T}{M_s^d - M_s} [\frac{\Phi(M_s - M_f)}{K} H(S - S_p) H(S_o - S) +$$

$$+ \frac{\Phi_{\max}(M_s - M_f)}{K} H(S - S_o)] \qquad i = 1,2,3 \qquad (13)$$

В свою чергу $\sigma_p^i(T)$ – границя необоротних формозмін для матеріалу в аустенітному стані. Цей параметр задається у вигляді:

$$\sigma_p = \sigma_p^1 = z_1 S_p \qquad при : M_s \le T \le M_s^\sigma ;$$

$$\sigma_p = \sigma_p^2 = z_1 K^{-1} \frac{M_s^\sigma - M_s}{T_{ml} - M_s^\sigma} (T_{ml} - T) \qquad при : M_s^\sigma \le T \le T_{con} ; \qquad (14)$$

$$\sigma_p = \sigma_p^3 = \sigma_p^2 (T_{con}) \qquad при : T_{con} \le T$$

У формулах (13)-(14) $z_1, z_2 = const$; M_s, M_f – характеристичні температури прямого мартенситного перетворення, M_s^d – максимальна температура формування механомартенсита; M_s^σ – максимальна температура, при якій спостерігається аномальна залежність границі формозмін від температуры (линійне збільшення σ_p^i зі зростанням температури); $M_s^d \ge M_s^\sigma \ge M_s$; T_{con}, T_{ml} – характеристичні температури материалу; $T_{con} \le T_{ml}$; T_{ml} – не перевищує температури плавлення матеріалу; S_p, S_0 – характеристичні напруження початку й закінчення прямого механомартенситного перетворення при однократному навантаженні [3]; $S_p = (T - M_s)/K$; $S_0 = (T - M_s + \Phi_{\max}(M_s - M_f))/K$; Φ – кількість мартенситу в даному мезооб’ємі; $\Phi_{\max}$ – максимальний розмір кристалів мартенситу (стандартне значення $\Phi_{\max} = 1$) [2]. $H(x)$ – ступінчаста функція Гевісайда. Напруження початку формозміни для матеріалу в мартенситному стані задається у вигляді:

$$\sigma_p = \sigma_p^i(T) + \sqrt{2/3} z_2 \frac{M_s^d - T}{M_s^d - M_s} (S_o - S_p) . \qquad (15)$$

На макроурівні компоненти вектора необоротної деформації дефектної природи визначаються за формулою:

$$\varepsilon_k^p = \iiint_{\Omega_1} d\Omega_1 \int_t M_k (d\varphi / ds) ds; \qquad \Omega_1 = \Omega_1(\alpha, \beta, \lambda) . \qquad (16)$$

При визначенні компонент вектора необоротної деформації границі області, де проходить деформація, знаходимо з умови: $\Psi = 0$.

Для режимів із високою швидкістю зміни прикладеного навантаження, можна вважати, що рівняння (8) є чинним лише в період збільшення інтенсивності необоротної деформації, в той час як співвідношення (11) виконується упродовж всього процесу дослідження інтенсивності дефектів (в тому числі і коли приросту необоротної деформації нема). В загальному випадку (при довільних швидкостях зміни прикладеного навантаження) вважаємо, що рівняння (8) є чинним упродовж всього процесу випробувань. Т.ч. зміна інтенсивності дефектів (в т.ч. релаксація) у всіх випадках описується співвідношенням (8).

Отже, в термінах запропонованої моделі кожен з розглянутих деформаційних процесів відображається переміщенням відповідної множини площин 5-вимірного простору девіаторів Іллюшина. Згадані деформаційні явища опосередковано пов'язані між собою.

Тут, як і раніше [3–6], визначальні співвідношення моделі можуть бути приведені до вигляду, аналогічного деформаційній теорії пластичності. Будується універсальна залежність між інтенсивністю зсувних деформацій та інтенсивністю дотичних напружень.

Опис циклічних випробувань при довільній швидкості зміни зовнішніх параметрів

Розглянемо стандартні циклічні випробування в режимі [11]: навантаження за програмою $S = S_h + B(t - t_j)$ до величини S_{max} (1-й етап циклу), витримка (звичайно нетривала) при максимальному навантаженні (2-й етап), розвантаження до вихідного значення $S=S_h$ (3-й етап), далі нагрів до температури $T=T_{max}$ та охолодження до початкового рівня $T=T_v$ (4-й етап); $t_{j+1} - t_j$ – тривалість згаданих етапів зміни прикладеного навантаження.

Згідно із (4–5) мікронапруження можуть бути зображені у вигляді:

$$R_M = R_M^* \cos\beta \cos\lambda; \qquad f_M = f_M^* \cos\beta \cos\lambda; \qquad I_M = I_M^* \cos\beta \cos\lambda. \tag{17}$$

При цьому для довільного N-го циклу (N=0,1,2,...) ці величини на етапі навантаження (j=4N+1) мають вигляд:

$$R_M^* = r_2(S + N\Delta S);\ f_M^* = r_3 S_h N\Delta T;\ I_M^* = B_1[1 - exp[-h(T)(t - t_j)]E_j] \tag{18}$$

при $B_1 = B\, r_1/h(T)$, $\quad \Delta T = T_{\max} - T_v$, $\quad \Delta S = S_{\max} - S_h$,

$$E_j = (-1)^{H_T[4(l+1)]}[\sum_{i=1}^{j-1} (-1)^{[i/2+1]} \exp[-h(T)(t_j - t_i)] + (-1)^{[j/2+1]}], \qquad E_1 = 1;$$

$h(T) = \text{const}$. $H_T(x = a)$ – точкова функція Гевісайда.

За зроблених припущень інтенсивність дефектів, інтенсивність необоротної деформації та компоненти вектора необоротної деформації, приріст якої спостерігається в циклі на етапі навантаження, відповідно визначаються у вигляді:

$$\varphi = \Psi = a[\eta_1^{(j)} \cos^2\beta \cos^2\lambda - 1 - \eta_2^{(j)} \cos\beta \cos\lambda] \tag{19}$$

$$\varepsilon_l^p = \pi a n_k^0 \left\{\frac{1}{3}\eta_1^{(j)}\left[a_p(x_1)c_p(x_1) - \frac{3}{2}x_1^4 b_p(x_1)\right] - \eta_2^{(j)}\left[a_p(x_1) - x_1^2 b_p(x_1)\right] - \right.$$

$$\left. - [(x_1^2 + 1/2)\arccos(x_1) - \frac{3}{2}x_1 a_p(x_1)]\right\}, \tag{20}$$

де $a_p(x) = \sqrt{1 - x^2}$, $b_p(x) = \ln\left|\frac{1 + \sqrt{1 - x^2}}{x}\right|$, $c_p(x) = 1 + \frac{x^2}{2}$, $\eta_1^{(j)} = \frac{3}{2}\frac{S^2}{R^2}$, $\eta_2^{(j)} = c_1 I_M^* + c_2 R_M^* + c_3 f_M^*$; $R = \sigma_p(T_v)$; x_1 – корінь квадратного рівняння $\eta_1^{(j)} x_1^2 - \eta_2^{(j)} x_1 - 1 = 0$.

Надалі вважаємо: $S_h = 0$, тоді через те, що розвантаження є повним, НОМН не проявляються – $f_M \equiv 0$.

Приріст мартенситної деформації на етапі силового навантаження становитиме:

$$\Delta\varepsilon_k^f = \frac{n_k^0 D_{13} A_m K(1+c_2 r_2)}{6\Pi(M_s - M_f)} F(S_p, S + R_a), \tag{21}$$

де $K = T_0 D_{13} / q_0$; $F(x,y) = y\arccos(x/y) - 2xa_p(x/y) + x^3/y^2 b_p(x/y)$; $R_a = c_2 r_2 N S_{\max}/(1+c_2 r_2)$. При цьому під час реалізації чергового циклу випробувань $A_m = const$; після достатньо тривалого циклювання цей параметр досягне певного максимального значення і надалі незалежатиме від номера циклу.

На другому етапі циклу (витримка при $S = S_{\max}$) інтенсивність дефектів, інтенсивність необоротної деформації та необоротна деформація на макрорівні визначаються аналогічно до [5]. На третьому етапі (розвантаження) та на четвертому (нагрів) приросту необоротної деформації нема, відбувається релаксація дефектів.

Зняття оборотної мартенситної деформації на стадії нагріву задається співвідношенням:

$$\Delta\varepsilon_k^f = -\frac{n_k^0 D_{13} A_m K}{6\Pi(A_f - A_s)} F((T_v + A_f - M_s - T)/K, S_{\max}). \tag{22}$$

У формулах (21) і (22) без обмеження загальності вважається $c_1 = 0$

Розв'язавши (8), отримаємо формулу, яка описує інтенсивність дефектів у період їх релаксації – Ψ^*:

$$\Psi^* = \Psi(t \ge t_{4N+3}) = [\eta_1^{(2)} \cos^2\beta \cos^2\lambda - \eta_2^{(2)} \cos\beta \cos\lambda - 1] e^{-K_0(t - t_{4N+3})}. \tag{23}$$

При цьому область релаксації дефектів не змінюється з часом і відповідає області, де інтенсивність дефектів є відмінною від нуля під час витримки при максимальному навантаженні. Сама ж інтенсивність дефектів релаксує з часом. Нехай тепер при $t = t_{j+1}$ починається наступний цикл. Інтенсивність дефектів має зростати, при цьому вона збільшується не від нуля, а від певної невід"ємної величини. Позначимо надалі через Ψ_a інтенсивність дефектів, яке визначається згідно з (9). Тоді момент відновлення необоротної деформації – t' визначимо числовим методом зі співвідношення:

$$\Psi_a(t', \beta = 0, \lambda = 0) = \Psi^*(t', \beta = 0, \lambda = 0) = 0. \tag{24}$$

Останнє співвідношення можна подати у вигляді (j=1):

$$3[(B(t - t_5))^2 - S_{\max}^2 e^{-K_0(t - t_3)}]/(2\sigma_p^2) - c_1 r_1 [(1 - E_5 e^{-h(t - t_5)}) -$$
$$- E_2 e^{-h(t_3 - t_2) - K_0(t - t_3)}] - (1 - e^{-K_0(t - t_3)}) = 0.$$

При $t \ge t'$ інтенсивність дефектів описується співвідношенням (11), область реалізації необоротної деформації визначається співвідношенням:

$$\Psi_a(t \ge t') - \Psi^*(t') = 0. \tag{25}$$

Ця область описується кутом β_1, який ми визначаємо зі співвідношення (24):

$$x_1 = \cos\beta_1 = (\eta^{(2)}{}_2 + \sqrt{(\eta^{(2)}{}_2)^2 + 4\eta_1^{(2)}\eta^{(2)}{}_3})/(2\eta^{(2)}{}_1),$$

де $\eta^{(2)}{}_1 = 3[(B(t - t_5))^2 - S_{\max}^2 e^{-K_0(t - t_3)}]/(2\sigma_p^2)$.

Необоротна деформація визначається згідно з (20) при відповідних значеннях $\eta_1^{(j)}, \eta_2^{(j)}, \eta_3^{(j)}$. Аналогічним чином визначається необоротна деформація у довільному циклі випробувань.

Опис двостороннього ефекту пам'яті форми

Вважаємо, що матеріал, який початково перебував в аустенітному стані, підлягав термомеханічним циклічним випробуванням за наведеною вище програмою. Це призводило до прояву циклічного ЕПФ, індукованого силовим навантаженням.

Нехай тепер, після N циклів термомеханічних випробувань (навантаження, розвантаження, нагрів і охолодження) будемо проводити циклічну зміну температури (охолодження–нагрів). Тоді з рівняння кінетики МП знаходимо температуру початку прямого перетворення, індукованого зміною температури (охолодженням):

$$T_s = M_s + Kc_2 r_2 N S_m . \tag{26}$$

При температурі $T_{cr} = c_2 r_2 N (T_v - M_s)/(1 + c_2 r_2 N) + M_s$ область орієнтаційного простору, у якому проходить термомартенситне перетворення при охолодженні, буде такою ж, що і при N-му навантаженні до величини $S_{\max}$ в період термомеханічних випробувань.

Приріст МД на етапі охолодження буде визначатися за формулою:

$$\Delta\varepsilon_k^T = \frac{n_k^0 D_{13} A_m K}{6\Pi\left[M_s - M_f\right]} F\left((T - M_s)/K, B\right), \tag{27}$$

де $B = c_2 r_2 N S_m$. Без попереднього тренування при термоіндукованому МП деформація на макрорівні дорівнює нулю. При зменшенні температури до величини T_{cr}, мартенситна деформація, що проходить внаслідок охолодження, дорівнює мартенситній деформації, що проходила внаслідок навантаження до величини S_m на N-му етапі термомеханічних випробувань.

Якщо тепер почати нагрів, то при деякій температурі $T_p = T_{cr} + A_f - M_s$ почнеться обернене термомартенситне перетворення, що буде супроводжуватися зменшенням МД. При температурі $T_z = A_f + KB$ обернене МП цілком завершиться і сумарна макродеформація буде дорівнювати нулю. При подальшому термоциклюванні характеристики оборотного термомартенситного перетворення (температури початку прямого й оберненого МП, величина макродеформації в циклі) не змінюються, що відповідає даним експерименту (відповідно "навчені" сплави з ЕПФ припускають реалізацію TWME упродовж значної кількості циклів при незмінних характеристиках матеріалу [1]).

Перспективи практичного застосування

Т.ч. актуальність проблеми адекватного опису та надійного прогнозування деформаційної поведінки матеріалів з ЕПФ та відповідних конструкційних елементів значною мірою визначаються спектром ефектів, які "спрацьовують" в цих матеріалах та відповідних приладах внаслідок мартенситних перетворень (МП): надпружність, пластичність перетворення, однократний, повторювальний та двосторонній ЕПФ та ін. Сфера застосування цих матеріалів є надзвичайно широкою: медицина, приладо- та машинобудування, аерокосмічна галузь, наземний транспорт, морські транспортні засоби та споруди тощо. Серед конкретних приладів та конструкцій, створених на основі матеріалів з ЕПФ, слід назвати надпотужні та компактні домкрати, преси, двигуни, реле, т.зв. трансформовані конструкції, в т.ч. силові приводи, матеріали з високими демпфуючими властивостями (активними та пасивними), різноманітні пристрої утримування, вивільнення (розчековування) та розкриття, замкові з”єднання.

Серед різноманітних приладів та механізмів з МП можна виділити великий клас т. зв. термомеханічних пристроїв (ТМП), де механічна робота в той чи інший спосіб виконується без перетворюючих пристроїв (електродвигуни, електромагніти, парогенератори, гідравліка, пневматика та ін.) при перетворенні тепла в роботу, що є одною з їх принципових переваг. Іншими перевагами ТМП є компактність, високе співвідношення корисної роботи до одиниці маси, простота, надійність, екологічність, відсутність небажаних акустичних та електричних дій на електронне обладнання.

ТМП можна поділити на три групи [12]:

- одноразові;
- багаторазові (декілька циклів);
- багатоциклові (до 100000 циклів).

Основні вимоги до одноразових ТМП:

- потужність;
- надійність;
- висока пряма швидкодія.

Додаткові вимоги до багаторазових ТМП:

- обернена швидкодія;
- нормована зміна робочих характеристик для кожного цикла.

Додаткові (максимальні) вимоги до багатоциклових ТМП:

- сталість робочих характеристик;
- висока питома потужність;
- експлуатаційна надійність.

Як вже зазначалося вище, серед матеріалів з ЕПФ можна виділити такі групи:

- нікелід титану і стопи на його базі;
- бронзи (Cu-Al-Ni, Cu-Al-Ni та ін.);
- мідно-марганцеві стопи;
- композиції на основі драгметалів (AuCd, TiPd та ін.);
- залізо-нікелеві стопи.

Серед названих груп найбільш розповсюдженою і дослідженою є перша. Цей клас матеріалів характеризується високими фізико-механічними характеристиками (стабільний гістерезис МП, високий рівень наведеної мартенситної деформації) і, одночасно, досить високою вартістю.

На основі вищезгаданого можна визначити вимоги до матеріалу з ЕПФ для широкого кола ТМП:

- висока питома термомеханічна робота;
- високий рівень термомеханічних напружень, що розвиваються;
- високий рівень оборотної деформації, яка наводиться під час МП;
- мінімальний рівень необоротної (дислокаційної) деформації;
- мінімальний температурний гістерезис;

- циклічна стійкість з мінімальним зниженням термомеханічних характеристик;
- високі механічні характеристики (міцність, корозієстійкість, зносостійкість);
- помірковані вартість;
- можливість формування двостороннього ЕПФ.

Серед основних проблем, пов'язаних із впровадженням матеріалів даного класу, слід назвати відсутність надійних та ефективних теорій і методів розрахунку. Серед названих груп матеріалів матеріали з ЕПФ на основі заліза найповніше задовольняють вказані вимоги.

Висновки. В термінах запропонованої моделі може бути описана нелінійна деформація полікристалічного матеріалу в умовах одночасної реалізації різноманітних мікроструктрурних процесів, в т.ч. оборотного мартенситного перетворення при складних термосилових режимах випробувань. При цьому відображаються суттєві закономірності прояву та взаємовпливу цих процесів, сукупні дії різних груп залишкових напружень в залежності від історії деформування. Дані матеріали з ЕПФ є надзвичайно важливою та перспективною групою матеріалів з новими властивостями; за своїми характеристиками вони можуть бути успішно застосовані для створення різноманітних спеціальних конструкцій і приладів, в т.ч. ТМП.

1. Bo Z., Lagoudas D. Thermomechanical modelling of polycristalline SMAs under cyclic loading // Int. J. Eng. Sci. – 1998. – ***36.*** *– P. 1–150. 2. Лихачев В. А., Малинин В. Г. Структурно-аналитическая теория прочности. – Санкт-Петербург: Наука, 1993. – 472 с. 3. Голиборода І. М. Опис взаємовпливу деформаційних процесів дефектної та мартенситної природи в термінах синтезної моделі // Проблеми міцності. – 1998. – № 6. – С. 124–131. 4. Holyboroda (Goliboroda) I., Rusinko K., Tanaka K. Description of an Fe-based shape memory alloy thermomechanical behaviour in terms of the synthetic model // Computational Materials Science. – 1999. – №. 13. – P. 218–226.5. Голиборода І.М. Опис необоротної деформації, пружної деформації та деформації теплового розширення полікристалу в умовах оборотного мартенситного перетворення // Математичні методи та фізико-механічні поля. – 2001. –* ***44.*** *– № 1. – С. 114–123. 6. Голиборода І.М. Оборотна мартенситна деформація сплавів з ефектом пам"яті форми з урахуванням трансформації структури // Проблеми Міцності. – 2002. – №2. – С. 53–61. 7. Батдорф С.Б., Будянский Б.В. // Механика. – 1962. – № 1. – С. 135–155. 8. Голиборода И. М. Влияние температурных эффектов на деформацию ползучести // Вест. ЛПИ № 210. Динамич. прочность машин и приборов. – 1987. – С. 33–34. 9. Orowan E. The creep of metals // J. West Scotland Iron Steel. Inst. – 1946. – Vol. 54. – P. 45–59. 10. Ильюшин А. А. Теория пластичности. – М., 1963. – 295 с. 11. Tanaka K., Hayashi T., Nishimura F. and Tobushi H. Hysteretic behavior in an Fe-Cr-Ni-Mn-Si polycrystalline shape memory alloy during thermomechanical cyclic loading // J. of Mater. Engineering and Perform. – 1995. –* ***3****, № 2. – P.135–143. 12. Чернов Д.Б. Перспективы создания термомеханических устройств // Материалы XXXII семинара "Акт. Проблемы прочности", 12-14 ноября 1996 г. – СПб, 1997. – С. 97–105.*