

## **Оборотна мартенситна деформація сплавів з ефектом пам'яті форми з урахуванням трансформації структури**

**І. М. Голиборода**

Національний університет “Львівська політехніка”, Львів, Україна

*Розглядається узагальнення двохрівневої феноменологічної моделі нелінійної деформації полікристалу, яка враховує трансформацію дислокаційної структури матеріалу при циклічних мартенситних перетвореннях і дію різних груп залишкових мікронапружень.*

Дослідження та прогнозування деформаційної поведінки сплавів з ефектом пам'яті форми (ЕПФ) є складною і актуальною проблемою в силу особливої перспективності матеріалів даного класу. У цих матеріалах, звичайно, має місце взаємовплив деформаційних процесів принципово відмінної (мартенситної, дефектної, пружної) природи зі складним характером: оборотні мартенситні перетворення (МП) викликають накопичення дефектів кристалічної структури (дислокацій), що призводить до появи залишкових мікронапружень; у свою чергу, мікроструктурні дефекти і залишкові напруження можуть впливати на перебіг МП. Ці явища повинні враховуватися при дослідженні умов попередньої обробки та експлуатації сучасних матеріалів з ЕПФ.

У роботах [1–4] у термінах двохрівневої феноменологічної моделі досліджувалася деформаційна поведінка сплаву з ЕПФ на основі заліза ( $\text{Fe-9\%Cr-5\%Ni-14\%Mn-6\%Si}$ ) в умовах взаємовпливу деформаційних явищ відмінного походження (матеріали даного класу відзначаються високими маханічними характеристиками та порівняно низькою вартістю, що зумовлює їх перспективність при створенні новітнього великогабаритного обладнання – з'єднувальних муфт, сучасних домкратів, пресів, тощо). Там же математично описано експерименти з матеріалом, який перед регулярними випробуваннями проходив попередню циклічну термомеханічну обробку (“тренування”). Зазначалося, що такий матеріал отримує оптимальні властивості, і це зумовлює його ефективне застосування при подальших регулярних випробуваннях. Тому у згаданих дослідженнях увага приділялася модельному представленню деформаційної поведінки саме тренованого сплаву. У той же час велике значення має адекватний опис та надійне прогнозування поведінки матеріалів з ЕПФ безпосередньо в процесі попередніх випробувань, урахування трансформації маханічних властивостей матеріалу внаслідок тренування.

Стандартні режими попередньої обробки, як і типові режими експлуатації, включають циклічні термомеханічні випробування. При цьому в кожному циклі тренування має місце оборотна механомартенситна реакція і ЕПФ, індукований силовим навантаженням (механомартенситний ЕПФ). Результатом попередньої обробки є формування у циклі регулярного термомеханічного гістерезису з максимальним рівнем оборотної мартенситної деформації (МД), яка наводиться на етапі силового навантаження [5].

Подальші регулярні випробування тренованого матеріалу, що реалізуються за аналогічною схемою, можуть призводити до формування умов для реалізації ЕПФ, індукованого простою зміною температури (термомартенситний ЕПФ): накопичення і знаття макродеформації проходить єдино внаслідок зміни температури при постійному (або нульовому) навантаженні (так званий “Two Way Memory Effect” (TWME)) [4–6].

Експериментально встановлено, що при термомеханічному циклюванні і проходженні фронту МП по мірі збільшення числа циклів має місце поступова трансформація мікроструктури матеріалу (відбувається формування варіантів мартенситу у відповідності до прикладеного навантаження) і концентрація досконалих дислокацій в точках перетину пластин мартенситу різних орієнтацій. При цьому рівень механічно наведеної у циклі оборотної МД зростає з кожним черговим навантаженням. Для нетренованого матеріалу це збільшення особливо різко проявляється у другому циклі випробувань [5]. Мікроструктурні процеси у матеріалі при циклічному МП призводять також до формування полей залишкових мікронапружень різної природи.

Нижче пропонується узагальнення двохрівневої феноменологічної моделі нелінійної деформації [1–4, 7, 8] для сплаву з ЕПФ на основі заліза, що дозволяє враховувати дію різних груп мікронапружень а також загальну трансформацію дислокаційної структури зразка в процесі випробувань і її вплив на оборотну мартенситну деформацію.

**Основні положення теорії.** Величина деформації приймається залежною від переміщення площин п’ятивимірного простору девіаторів Льюшина; кожній площині відповідає певна система ковзання. Як і в концепції Будянського, вважається, що дана система ковзання є єдиною можливою системою для кожного виділеного об’єму, який відповідає нижньому рівню моделі; при навантаженні окремі кристалічні елементи не взаємодіють між собою; полікристалічний характер середовища має різну орієнтацію виділених об’ємів та відповідно систем ковзання і площин девіаторного простору. Масштаб нижнього рівня залежить від фізичної суті досліджуваних явищ [9]; виділений об’єм розглядається як представницький елементарний об’єм, по якому проводиться усереднення. Такий характер виділеного об’єму передбачає, що його характеристики самі по собі є результатом певного усереднення по окремих елементах меншого масштабу, тому далі для його характеристики будемо застосовувати термін “мезооб’єм”.

Площини девіаторного простору переміщуються самопаралельно, величина переміщення характеризує елементарний деформаційний акт. У розглядуваному суміщеному просторі напружень і деформацій компоненти вектора напружень та деформацій відомим чином визначаються через компоненти відповідних девіаторів [10]. Якщо навантаження проводиться у тривимірному підпросторі згаданого простору девіаторів, яке визначається компонентами  $S_1, S_2, S_3$  вектора навантаження  $S$ , 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  $\bar{n}$ ) задається кутом  $\lambda$ . При усередненні по мезорівню застосовується спеціальна сферична система ко-

ординат, яка визначається координатними кутами  $\alpha, \beta$  і фактично реалізує суміщення вектора навантаження з координатною віссю і таким чином забезпечує представлення компонент вектора деформації у скінченному вигляді при довільному пропорційному навантаженні. Зв'язок між площинами п'ятивимірного простору і тривимірного підпростору та принцип орієнтації площин за допомогою кутів  $\alpha, \beta$  детально розглянуто в [7, 8]. Надалі в першу чергу зупинятимемося на моментах, що стосуються запропонованого узагальнення моделі.

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

$$\frac{d\varphi}{dt} = A_m D_{13} \frac{d\Phi}{dt}, \quad (1)$$

де  $\Phi$  – відносна кількість мартенситу у мезооб'ємі;  $D_{13}$  – компонента тензора дисторсії ґратки при МП [7–9];  $A_m$  – 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,  $A_1, A_2, r = \text{const}$ ;  $E = \int (d\varepsilon_m / ds) ds$  – довжина шляху інтегрування по мартенситному каналу. Вважається, що параметр  $A_m$  у кожному циклі випробувань є сталою величиною (враховується сумарна зміна мартенситної деформації, яка мала місце у попередніх циклах).

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

$$\frac{dT^*}{dt} = \frac{dT}{dt} - \frac{T_0}{q_0} D_{13} \frac{d}{dt} [(S, M) + c_1 I_M + c_2 R_M - c_3 f_M], \quad (2)$$

де  $T^*$  – ефективна температура;  $T_0$  – температура фазової рівноваги;  $q$  – тепловий ефект МП [8, 9];  $c_2 = c_2^1 [1 - c_2^3 \exp(-c_2^2(E))]$ ;  $c_1, c_3, c_2^1, c_2^2, c_2^3 = \text{const}$ .

Величини  $I_M$  та  $R_M$  відповідають дії залишкових, так званих орієнтованих мікронапружень (ОМН) у площині з 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:

$$\begin{aligned} dI_M &= r_1 d[(\bar{S}, \bar{M})] - h(T) I_M dt, \quad I_M \equiv |I_M|; \\ dR_M &= \begin{cases} r_2 d[(\bar{S}, \bar{M})], & dR_M > 0; \\ 0, & dR_M < 0, \end{cases} \end{aligned} \quad (3)$$

де

$$r_1 = a_i (c_r + d_r (E - E_c) H(E - E_c))^{-1};$$

$$r_2 = a_r(c_r + d_r(E - E_c)H(E - E_c))^{-1};$$

$a_i, a_r, c_r, d_r = \text{const}$ ; величина  $E_c$  відповідає рівню розвитку дислокаційної структури, що характерний для тренованого матеріалу, прийнято  $E_c = \text{const}$ .

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 [9]. Останні можна визначити з рівняння [11]

$$df_M = \begin{cases} r_3(\bar{S}, \bar{M})dT - p(S)f_M dt, & df_M \geq 0; \\ 0, & df_M < 0, \end{cases} \quad (4)$$

де

$$r_3 = b_f(c_f + d_f(E - E_c)H(E - E_c));$$

$b_f, c_f, d_f = \text{const}$ .

Для опису кінетики МП та визначення оборотної МД на верхньому структурному рівні моделі застосовуємо відповідні співвідношення [1, 2, 7]:

$$\frac{d\Phi}{dt} = -\frac{dT^*}{dt} \left\{ H(1 - \Phi)H\left(-\frac{dT^*}{dt}\right)H[M_s - \Phi(M_s - M_f) - T^*](M_s - M_f)^{-1} + \right. \\ \left. + H(\Phi)H\left(\frac{dT^*}{dt}\right)H[T^* + \Phi(A_f - A_s) - A_s](A_f - A_s)^{-1} \right\}; \quad (5)$$

$$\varepsilon_m = \int_S ds \int_{\Omega} \int_{\Omega} M_k \left( \frac{d\varphi}{dt} \right) f(\Omega) d\Omega, \quad \Omega = \Omega(\alpha, \beta, \lambda), \quad (6)$$

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

Співвідношення (1)–(6) дозволяють 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 проявленню різних груп залишкових мікронапружень). Компоненти необоротної деформації дефектного походження, пружної деформації та деформації теплового розширення матеріалу визначаються згідно з [1, 2, 4]. Як і раніше [1, 2, 7, 8], визначальні співвідношення моделі можуть бути приведені до вигляду, аналогічного деформаційній теорії пластичності.

**Опис термомеханічного тренування.** Вважається, що нетренований матеріал проходить попередню термомеханічну обробку за стандартною схемою [5, 6]: в циклі має місце навантаження до  $S_m$ , розвантаження до

нуля ( $S_h = 0$ , температура витримки  $T_h$ ), нагрів до  $T_{\max}$  і охолодження до вихідного рівня  $T_h$ . Не обмежуючи загальності, прийнемо:  $c_1 = 0$ . У силу того що розвантаження є повним, НОМН не проявляються [4]. Для  $N$ -го циклу випробувань ( $N = 1, 2, \dots$ ) приріст МД на етапі силового навантаження становитиме

$$\Delta \varepsilon_k^f = \frac{n_k^0 D_{13} A_m K (1 + c_2 r_2)}{6\Pi(M_s - M_f)} F(S_p, S + R_a), \quad (7)$$

де

$$K = T_0 D_{13} / q_0; \quad F(x, y) = y \arccos(x/y) - 2x a_p(x/y) + x^3 / y^2 b_p(x/y);$$

$$a_p(x) = (1 - x^2)^{1/2}; \quad b_p(x) = \ln|(1 + (1 - x^2)^{1/2})/x|; \quad S_p = (T_h - M_s) / K;$$

$$R_a = c_2 r_2 N S_m / (1 + c_2 r_2).$$

При цьому під час реалізації чергового циклу випробувань  $A_m = \text{const}$ ; після достатньо тривалого циклування даний параметр досягне певного максимального значення і надалі не залежатиме від номера циклу.

Зняття оборотної МД на стадії нагрівання задається співвідношенням

$$\Delta \varepsilon_k^f = - \frac{n_k^0 D_{13} A_m K}{6\Pi(A_f - A_s)} F((T_h + A_f - M_s - T) / K, S_m). \quad (8)$$

Нехай тепер після  $N$  циклів термомеханічних випробувань (навантаження, розвантаження, нагрівання і охолодження) будемо проводити циклічну зміну температури (охолодження–нагрівання). Тоді з рівняння кінетики МП (5) аналогічно [3] знаходимо температуру початку прямого перетворення, індукованого зміною температури (охолодженням):

$$T_s = M_s + K c_2 r_2 N S_m. \quad (9)$$

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

Приріст МД на етапі охолодження визначається за формулою

$$\Delta \varepsilon_k^T = \frac{n_k^0 D_{13} A_m K}{6\Pi[M_s - M_f]} F((T - M_s) / K, B), \quad (10)$$

де  $B = c_2 r_2 N S_m$ . Без попереднього тренування при термоіндукованому МП деформація на макрорівні дорівнює нулю. При зменшенні температури до

вєлїчїни  $T_{cr}$  мартенїтїна дєформація, що проходить внаслідок охолодження, дорівнює мартенїтїній дєформації, що проходила внаслідок навантаження до вєлїчїни  $S_m$  на  $N$ -му етапі термомеханїчних випробувань.

Якщо тепер почати нагрївання, то за деякої температури  $T_p = T_{cr} + A_f - M_s$  почнеться обернене термомартенїтне перетворення, що будє супроводжуватися змєншенням МД. При температурї  $T_z = A_f + KB$  обернене МП повністю завершиться, і сумарна макродєформація будє дорівнювати нулю. При наступному термоциклуванні характеристики оборотного термомартенїтного перетворення (температури початку прямого й оберненого МП, вєлїчина макродєформації в циклі) не змїнюються, що вїдповїдає даним експерименту (вїдповїдно “навчєні” сплави з ЕПФ припускають рєалїзацію TWME на протязї значного числа циклів при незмїнних характеристиках матерїалу [5]).

**Порівняння даних розрахунку з експериментом.** Для розрахунків використовували нетренованї зразки, виготовленї зі сплаву Fe–9%Cr–5%Ni–14%Mn–6%Si, що перебували під дією циклічних температурних і силових навантажєнь (розтяг) за згаданою схемою. Об’єктом експериментального дослїдження [12] служив аналогічний матерїал, який випробовували за наведених ранїше [1, 2, 4] термомеханїчних умов: характеристичнї температури –  $M_s = 270$  К;  $M_f = 118$  К;  $A_s = 305$  К;  $A_f = 457$  К; максималне навантаження в циклі –  $\sigma_h = 350$  МПа; розвантаження в циклі – повне;  $T_{max} = 873$  К. Проте у попереднїх роботах дослїджувалися тренованї зразки: було представлено розрахунки для експериментів за рїзними програмами, зокрема при повному ( $S_h = 0$  [1, 2]) та неповному ( $S_h > 0$  [4]) розвантаженнї у циклі.

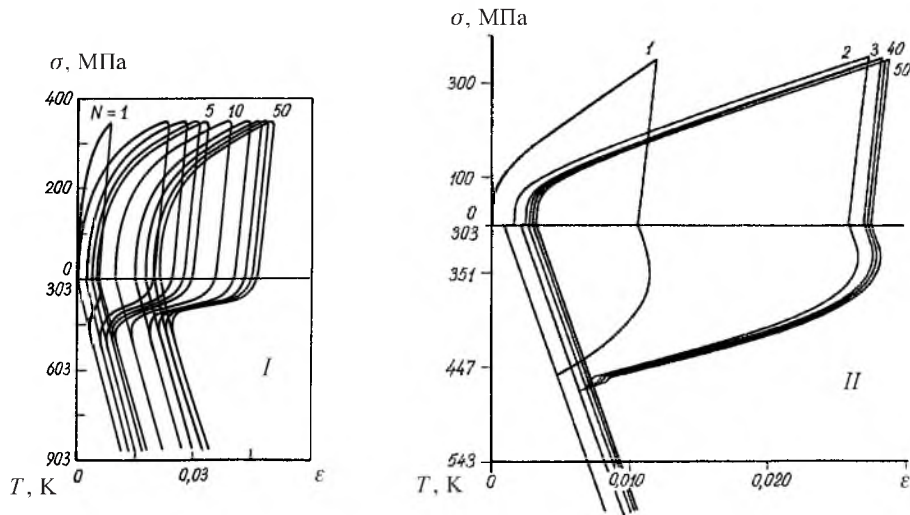


Рис. 1. Дїаграма дєформаційної поведїнки сплаву при циклічних випробуваннях.

Дїаграму дєформаційної поведїнки сплаву при циклічних випробуваннях ілюструє рис. 1 (тут і далї: крївї *I* – данї експерименту [12]; *II* – результати розрахунків). На рис. 2 та 3 представлено дїаграми вїдповїдно мартенїтїної дєформації та необоротної дєформації дєфектної природи в залежностї вїд числа циклів. Має мїсце кїлькасна та якїсна вїдповїднїсть

теоретичних розрахунків експерименту – спостерігається різке збільшення рівня механічно наведеної оборотної МД після першого циклу і його поступове наближення до певної максимальної величини при подальших випробуваннях. Аналогічна картина спостерігається і для необоротної деформації.

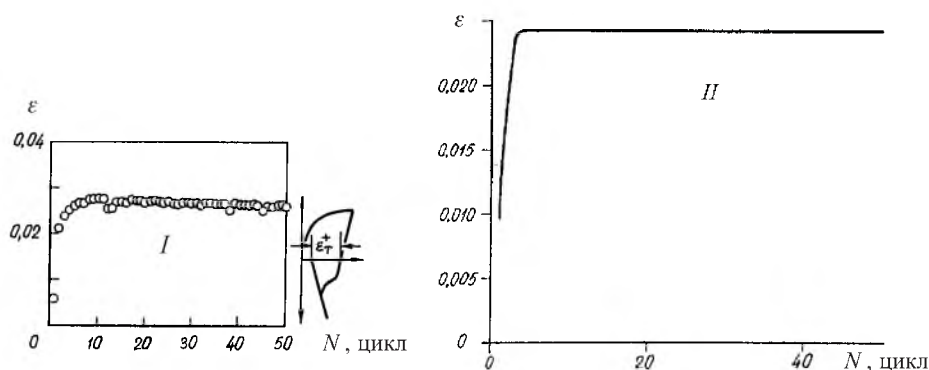


Рис. 2. Діаграма мартенситної деформації в залежності від числа циклів.

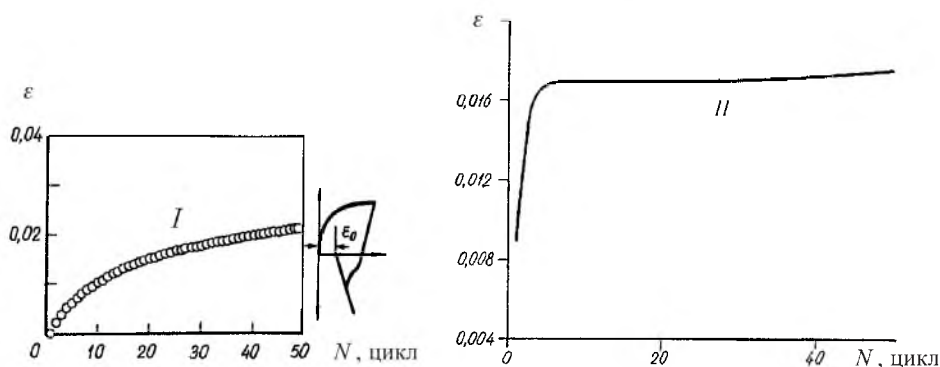


Рис. 3. Діаграма необоротної деформації дефектного походження в залежності від числа циклів.

Важливо відмітити, що всі константи моделі, визначені при попередніх розрахунках [1, 2, 4] для тренуваних зразків, зберігають свої значення також при обчисленні складових деформаційного процесу для нетренованого зразка. Так, зокрема, константи, які “працюють” при визначенні мартенситної деформації, мають значення:  $K = 0,4842105 \text{ К} \cdot \text{МПа}^{-1}$ ;  $D_{13} = 0,8$ ;  $c_2^1 = 1$ ;  $c_2^2 = 0$ ;  $c_2^3 = 0$ ;  $c_3 = 1$ ;  $a_r = 0,05 \text{ МПа}^{-1}$ ;  $d_r = 25$ ;  $c_r = 1$ . При проведенні даних обчислень додатково визначаються константи:  $A_1 = 0,3$ ;  $A_2 = 0,4$ ;  $r = 70$ . Зауважимо, що після тривалих випробувань  $A_m = A_1 + A_2 = 0,7$ , що відповідає значенню цього параметра для тренованого матеріалу [4].

Таким чином, запропонована феноменологічна модель дозволяє адекватно відтворювати і прогнозувати деформаційну поведінку високотехнологічного сплаву з ЕПФ на основі заліза в умовах складних термосилових випробувань. При цьому враховується взаємовплив мікроструктурних процесів різної природи, зокрема трансформація дислокаційної структури спла-

ву внаслідок МП та дія залишкових мікронапружень. Деформаційна поведінка матеріалу на різних етапах його попередньої обробки й експлуатації в широкому спектрі програм випробувань може бути описана за єдиними визначальними співвідношеннями та єдиними значеннями констант і параметрів моделі.

## **Резюме**

Рассматривается обобщение двухуровневой феноменологической модели нелинейной деформации поликристалла, которая учитывает трансформацию дислокационной структуры материала при циклических мартенситных преобразованиях и действие различных групп остаточных микронапряжений.

1. *Голиборода І. М.* Опис взаємовпливу деформаційних процесів дефектної та мартенситної природи в термінах синтезної моделі // Пробл. прочности. – 1998. – № 6. – С. 124 – 131.
2. *Golaboroda I., Rusinko K., and Tanaka K.* Description of an Fe-based shape memory alloy thermomechanical behaviour in terms of the synthetic model // *Comp. Mater. Sci.* – 1999. – No. 13. – P. 218 – 226.
3. *Голиборода І. М.* Описание влияния предварительных испытаний на деформационное поведение сплава с ЭПФ // Материалы XXXV семинара “Актуальные проблемы прочности” (15–18 сент. 1999 г., Псков). – Псков, 1999. – С. 271 – 274.
4. *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.
5. *Nishimura F. and Tanaka K.* Phenomenological analysis of thermo-mechanical training in an Fe-based shape memory alloy // *Comp. Mater. Sci.* – 1998. – No. 12. – P. 26 – 38.
6. *Tanaka K., Hayashi T., Nishimura F., and Tobushi H.* Hysteretic behavior in an Fe–Cr–Ni–Mn–Si polycrystalline shape memory alloy during thermo-mechanical cyclic loading // *J. Mater. Eng. Perform.* – 1995. – 3, No. 2. – P. 135 – 143.
7. *Голиборода І. М., Русинко К. Н.* Описание обратимой деформации, вызванной мартенситными преобразованиями, в рамках синтезной модели // Пробл. прочности. – 1995. – № 8. – С. 68 – 75.
8. *Голиборода І. М., Русинко К. Н.* Феноменологическая модель нелинейной деформации поликристаллических тел, порожденной мартенситными преобразованиями // Журн. техн. физики. – 1996. – № 11. – С. 124 – 135.
9. *Лихачев В. А., Малинин В. Г.* Структурно-аналитическая теория прочности. – СПб.: Наука, 1993. – 472 с.
10. *Ильюшин А. А.* Теория пластичности. – М., 1963. – 295 с.



11. Голиборода И. М. Влияние температурных эффектов на деформацию ползучести // Вест. Ленингр. политехн. ин-та. Динамическая прочность машин и приборов. – 1987. – № 210. – С. 33 – 34.
12. Nishimura F., Watanade N., and Tanaka K. Hysteretic behavior in an Fe-based shape memory alloy under tensile/compressive cyclic thermo-mechanical loading // Mater. Sci. Research Int. – 1997. – 3, No. 1. – P. 23 – 30.

Поступила 08. 06. 2001