

ФІЗИЧНА ПРИРОДА ТА МАТЕМАТИЧНИЙ ОПИС ОРІЄНТОВАНИХ МІКРОНАПРУЖЕНЬ

© Голиборода І.М., 2005

Досліджено фізичну природу та мікроструктурні властивості залишкових мікронапружень у однофазних полікристалічних матеріалах, та у матеріалах з мартенситними перетвореннями. Запропоновано класифікацію мікронапружень, які виникають у матеріалі з пам'яттю форми, та їх математичний опис в межах феноменологічної моделі.

The physical nature and microstructural properties of residual stresses in usual polycrystalline materials and shape memory materials are discussed in details. The classification of residual stresses in shape memory materials and their mathematical representation in terms of the phenomenological model are given.

Вступ. Математичний опис та прогнозування деформаційної поведінки матеріалів з особливими властивостями, в першу чергу полікристалічних матеріалів з пам'яттю форми (ПФ) є складною та актуальною проблемою [1–5].

Для матеріалів цього класу типові режими їх застосування мають характер довготривалих циклічних термосилових випробувань, що зумовлює багаторазовий прояв оборотних мартенситних перетворень (МП). Для ефективного опису механічної поведінки необхідно відобразити прояв та взаємовплив деформаційних явищ, зокрема оборотної деформації мартенситної природи та необоротної деформації дефектно – дислокаційної природи [5].

Необоротна деформація пов'язана із високою концентрацією дефектів та формуванням регулярної дислокаційної структури, вона суттєво впливає на перебіг МП. Значно впливають на деформаційні процеси мартенситної природи, зокрема, замкнені по напруженнях та деформаціях (циклічна пам'ять форми) залишкові мікронапруження (МН), які визначаються рівнем пластичної деформації дислокаційної природи. Своєю чергою, МП змінюють механічні властивості матеріалів, зумовлюють накопичення дефектів кристалічної структури (дислокацій), що призводить до необоротної пластичної деформації та подальшого розвитку залишкових мікронапружень [2, 6].

У роботах [3–4, 7–11] розглянуто дворівневу феноменологічну модель нелінійної деформації для матеріалів з ПФ, яка дозволяє описувати деформацію полікристалічних матеріалів з ПФ; при тому враховується дія різних груп залишкових мікронапружень. Для всебічного обґрунтування цієї моделі необхідно детально описати та проаналізувати фізичну природу, мікро- та макровластивості залишкових мікронапружень, які виникають як у звичайних полікристалічних матеріалах, так і у матеріалах з ПФ. Іншим завданням є адекватний математичний опис різних груп МН у межах моделі [3–4]. Детальне дослідження фізичної природи, мікро- та макровластивостей залишкових т.зв. неорієнтованих мікронапружень термічного походження (НОМН) має стати предметом окремої публікації.

Залишкові мікронапруження в однофазному полікристалічному матеріалі. Для дослідження залишкових мікронапружень у матеріалах з ПФ необхідно попередньо вивчити МН у звичайних полікристалічних матеріалах.

Залишкові мікронапруження в полікристалах вивчалися багатьма дослідниками [1–2] на основі рентгеноскопічних методів досліджень (метод кутового знімання) [12–17]. Згідно з результатами експеримента, в багатьох матеріалах (алюміній, мідь, нікель, залізо, сталь та ін.) після

макрооднорідної пластичної деформації зразка (стиск або розтяг) виникає поле т.зв. орієнтованих мікронапружень (ОМН), які не зникають після макророзвантаження. Пластична деформація веде до зміни віддалі між площинами ковзання, паралельними осі зразка, Δd (d – віддаль між площинами до деформації, Δd вимірюють за зміщенням дифракційних ліній), та до розширення згаданих ліній. Однорідність напружень по перетину вказує на їх приналежність до класу мікронапружень II роду (за Давиденковим) [12,13,15]. Дослідники пояснюють це явище існуванням слабонавантажених ("слабких") А-областей та сильновантажених ("сильних") В-областей, але по-різному трактують ці області, їх розподіл у зразку та механізм утворення. Було висунуто три гіпотези [15]:

1) гіпотеза ослабленого поверхневого шара: А-області являють собою тонкий поверхневий шар зразка; В-області – внутрішня зона зразка. Гіпотеза не підтвердилася, оскільки ОМН в приповерхневому шарі можуть виникати за рахунок технологічних чинників (різна концентрація домішок або розміри зерен за перетином) та травлення [12–15];

2) гіпотеза Грінафа: зміна міжплощинних віддалей породжується звичайними мікронапруженнями Гейнца–Мазінга ("дезорієнтовані" мікронапруження II роду, які виникли тому, що окремі зерна полікристала по-різному опираються пластичному деформуванню). У такому випадку дифракційні лінії, що відповідають різним орієнтаціям зерен, коли ці зерна знаходяться під дією мікронапружень різних знаків, мали б зміщуватись у різні боки (частина ліній має давати: $\Delta d/d > 0$, а частина: $\Delta d/d < 0$). "Дезорієнтовані" МН також можуть призводити до розширення ліній;

3) гіпотеза Вуда: залишкові напруження породжені опором, що його чинять граничні області та внутрішні частини зерен. За пластичної деформації граничні області перебувають під дією більш високих напружень, ніж внутрішні частини зерен. Після макророзвантаження граничні ("сильні") області перебувають під дією системи залишкових мікронапружень того ж знака, що й прикладені макронапруження, а внутрішні ("слабкі") області – під дією системи напружень протилежного знака, які врівноважують напруження в "сильних" областях. Ровінський показав, що крім "сильних" границь зерен, напруження концентруються поблизу площин зсувів, що виникають при пластичному деформуванні; він же запропонував термін "орієнтовані мікронапруження" [16]. У "сильних" областях матеріал є настільки насиченим дефектами, що не бере участі у формуванні дифракційних ліній і, отже, не відбувається когерентного розсіяння рентгенівських променів. Натомість, в "слабких" областях розсіяння існує, що уможливує рентгеноскопичні дослідження ОМН [6, 12–16].

Експерименти [12–16] для сталей та інших матеріалів підтвердили слушність гіпотези Вуда (рентгенівські лінії для зерен різної орієнтації дають зміщення одного знака). Ефект, передбачений Грінафом, або зовсім не має місця, або існує вторинний характер – на порядок менший, ніж дає гіпотеза Вуда.

Васильєв дослідив можливий взаємозв'язок між орієнтованими мікронапруженнями ρ_i' , які визначаються зміщенням ліній, та "дезорієтованими" мікронапруженнями, які визначаються конкретним розсіянням і показав, що розширення ліній обумовлено коливаннями ОМН на деяку величину $\Delta\rho_i$ навколо певного середнього значення ρ_i' , відмінного від нуля (дисперсія мікронапружень). Повна величина мікронапружень становитиме [15]: $\rho_i = \rho_i' + \Delta\rho_i$. Зокрема, після одноосного розтягу в "слабких" областях діють залишкові мікронапруження: $\rho_1' > \rho_2' > 0$, а після стиску: $\rho_1' < \rho_2' < 0$.

Згадані області зазнають трансформації в процесі пластичної деформації: спочатку "слабкими" областями є зерна полікристала, внаслідок розвитку деформації відбувається їх фрагментація та виникає блокова структура. У "сильних" областях як після розтягу, так і після стиску діють розтягуючі мікронапруження ($\rho_i > 0$), які значно перевищують макронапруження. За результатами рентгенівських досліджень можна оцінити дисперсію ОМН [15].

На підставі уявлень про ОМН було пояснено ефект Баушінгера, зміну розмірів пластично деформованих зразків під час нагрівання, деформаційне зміцнення металів, діаграму деформування

м'якої сталі та низку інших явищ, пов'язаних із силовим навантаженням та незворотним деформуванням [15].

Бречко [17] досліджував складні види напруженого стану та ламані траєкторії навантаження. Нерозривність полікристалічного тіла під час деформації та несумісність необоротної деформації на мікрорівні ($\text{inc } \beta_p \neq 0$) зумовлюють виникнення залишкового поля пружних мікродеформацій

(за сумісності пружно-пластичних сумарних деформацій на мікрорівні: $\beta = \beta^e + \beta^p$; $\text{inc } \beta = \text{inc } \beta^e + \text{inc } \beta^p = 0$).

Було підтверджено існування ОМН під час макророзвантаження, кореляцію між ОМН та їх середньоквадратичними значеннями, між мікродеформаціями та їх середньоквадратичними значеннями, розроблено методика оцінки ОМН за напруженнями у "слабких" областях, підтверджено закон Гука для мікронапружень, тензорний характер ОМН та їх дисперсії, відсутність поворотів головних осей тензора ОМН за релаксації. Згадані властивості справджуються також для матеріалів з МП [17], де ОМН можуть виникати внаслідок недостатньої акомодатії кристалічних ґраток суміжних фаз при механомартенситному перетворенні [1].

У структурно-аналітичній теорії міцності [2] відображено перерозподіл напружень внаслідок дисперсії властивостей різних частин кристала і, відповідно, гетерогенності пластичної деформації. Крім поля прикладених напружень σ_{ij} розглянуто зустрічне поле орієнтованих напружень ρ_{ij} .

Фізичний зв'язок має існувати між ε_{ij}^p та $\sigma_{ij}' = \sigma_{ij} - \rho_{ij}$, де ε_{ij}^p – тензор пластичної деформації, σ_{ij}' – ефективне (активне) навантаження. В теорії, відповідно до експеримента [12], ОМН визначають пластичною макродеформацією, по макророзвантаженню не зникають, здатні до релаксації. Вважають, що ОМН діють лише в сильнодеформованих мезооб'ємах V_0 і врівноважуються напруженнями протилежного знаку в "слабких" мезооб'ємах. На відміну від механічних напружень, ОМН не можуть задовольняти рівнянь рівноваги, їх необов'язково враховувати під час розрахунку пружних деформацій у мезооб'ємах і, відповідно, на мікрорівні [2].

У тій чи іншій формі мікронапруження, що породжуються пластичною деформацією та залишаються після макророзвантаження, враховують у сучасних математичних моделях нелінійної деформації – під час суто феноменологічного підходу [16–17], і в феноменологічних моделях з розширеною фізичною базою. Зокрема, в узагальненій концепції ковзання Русинка – Леонова [18–19] враховують т. зв. локальні пікові напруження, породжені мікронеоднорідністю зразка та здатні до релаксації.

Кадашевич [18] поділяв залишкові мікронапруження на такі, робота яких на замкненому циклі пластичних деформацій дорівнює нулю ("відповідальні" за анізотропне зміцнення та здатні до релаксації) і такі, що не релаксують (породжують деформаційну анізотропію після процесу деформування, замкненого і за навантаженням і за деформаціями).

Отже, можна стверджувати таке:

- 1) ОМН реально існують, їх можна виміряти та аналізувати;
- 2) ОМН в полікристалі визначають пластичною деформацією зразка, яка проходить гетерогенно і, своєю чергою, залежить від історії навантаження;
- 3) досліджувані мікронапруження (II роду) здатні до релаксації, але не зникають повністю (є залишковими);
- 4) поле ОМН має тензорний характер, за релаксації головні осі тензора не повертаються;
- 5) ОМН проявляються та зберігають свої властивості за оборотних мартенситних перетворень. Розрізняють мікронапруження, здатні до релаксації та такі, що не релаксують;
- 6) закони поведінки суцільних середовищ формують для усереднених значень прикладених напружень σ_{ij} , сумарних (оборотних та необоротних) деформацій ε_{ij} в макрооб'ємі; тоді як окремі компоненти полів напружень (орієнтовані напруження) та деформацій (пластичні деформації) не задовольняють відповідні рівняння.

7) ОМН необхідно враховувати за математичного моделювання нелінійної деформації полікристалів, зокрема процесів, замкнених за напруженнями та за деформаціями (багаторазова пам'ять форми).

Відомі теорії загалом можна охарактеризувати як феноменологічні моделі із внутрішніми змінними, що базуються на принципах термодинаміки. Ці моделі зазвичай мають обмежене практичне застосування.

Залишкові мікронапруження у матеріалах з ПФ. Останнім часом досліджено деформацію матеріалів з ПФ (на основі титану, міді, заліза), зокрема в умовах взаємодії деформаційних процесів дефектно-дислокаційного та мартенситного походження [1, 2, 21]. При цьому враховують особливості накопичення та релаксації залишкових мікронапружень, їх вплив на деформацію [2, 5, 22–25].

Стандартні режими попередньої обробки (тренування) та експлуатації матеріалів з МП передбачають циклічні термомеханічні випробування у послідовності: навантаження та розвантаження за сталої температури витримки (проходить пряме МП та виникає оборотна мартенситна деформація), потім нагрівання та охолодження за сталого навантаження (наведена раніше оборотна мартенситна деформація знімається, на макрорівні проявляється ПФ) [5, 22–25].

Під час МП у матеріалах з ПФ на основі заліза із вихідної *fcc* γ -фази утворюється *hcp* фаза ε -мартенситу. Пластини ε -мартенситу вважають розширеною дислокацією. Вони складаються із концентрованих дефектів, до яких приєднуються неповні дислокації Шоклі, утворені у площині $(111)_\gamma$. Під час термомеханічного навантаження пластини ε -мартенситу видовжуються (пряме МП) або скорочуються (обернене МП). Пластини різної орієнтації взаємодіють між собою (іде акомодация), утворюючи клубки досконалих дислокацій. Тобто, МП визначається прямим та оберненим рухом неповних дислокацій. Коли зовнішнє навантаження відсутнє, то під час охолодження від початкової температури МП – M_s , всі три можливі види неповних дислокацій є однаково активними у площині $(111)_\gamma$ і відбувається досконала самоакомодация без макродеформації. Якщо МП відбувається під навантаженням, один вид неповних дислокацій (пластин мартенситу), орієнтований сприятливо до прикладеного навантаження, починає розвиватися, можуть утворюватись нові ε -пластини відповідного напрямку. Це веде до неповної самоакомодации та прояву оборотної мартенситної макродеформації [23].

У матеріалах з ПФ залишкові мікронапруження можуть виникати внаслідок різних чинників, зокрема за недостатньої акомодации кристалічних ґраток суміжних фаз під час МП [2]. Під час циклічного термомеханічного навантаження процес їх розвитку йде у міру навантаження та збільшення кількості циклів: під час циклічного МП локальні дислокації накопичуються в околі мікродфектів, розсіяних по матеріалу; формується нова дислокаційна структура і ОМН досягають фіксованого рівня (одночасно накопичується пластична деформація). Отже, ОМН залежать від числа циклів та розвитку МП у циклі. Ця залежність послаблюється у міру збільшення загального рівня деформації за дислокаційним та (або) мартенситним механізмами [23].

У матеріалах з ПФ на основі заліза за високого прикладеного навантаження, що перевищує певний критичний рівень $\sigma \geq \sigma_{cr}$ (для деяких сплавів σ_{cr} становить 350 МПа [23]), та тривалого циклювання відбувається взаємна акомодация (реорієнтація) різних варіантів мартенситу, що призводить до зменшення ОМН (генеруються додаткові ОМН протилежного знака), неповного відновлення форми під час оберненого МП і, відповідно, додаткового накопичення необоротної деформації. Це обумовлено формуванням клубків досконалих дислокацій у точках перетину пластин ε -мартенситу різної орієнтації: ОМН забезпечують зворотний рух неповних дислокацій, інакше кажучи – пластин мартенситу, при оберненому МП і, відповідно, реалізацію ПФ; натомість акомодация пластин мартенситу різної орієнтації і утворення клубків дислокацій зменшує загальний рівень ОМН і перешкоджає поверненню неповних дислокацій до початкового положення [18].

Отже, розрізняють два механізми залишкової деформації дефектно-дислокаційної природи при МП:

1. Дислокації, які накопичуються в околі мікроскопічних дефектів внаслідок циклічного МП, породжують пластичну деформацію [23].

2. За перевищення критичного навантаження $\sigma \geq \sigma_{cr}$ та тривалого циклювання утворюються досконалі дислокації та зменшуються орієнтовані мікронапруження, що призводить до додаткового накопичення необоротної деформації [23].

Прояв в циклі оборотної мартенситної деформації $\Delta\varepsilon_T$ поступово посилюється (це особливо помітно у перших циклах випробувань для нетренованого матеріалу) і з часом $\Delta\varepsilon_T$ набуває певного фіксованого значення. У матеріалах з ПФ на основі нікеліду титану та міді таке зростання обумовлене зменшенням напруження початку прямого МП, σ_p , під час циклювання, що пояснюється накопиченням клубків досконалих дислокацій та зниженням обернених мікронапружень. У металах на основі заліза σ_p є відносно стабільним щодо кількості циклів (спостерігався лише один стрибок – під час першого циклу для нетренованого матеріалу [23]). Це означає, що у матеріалах цієї групи обернені мікронапруження є не єдиним фактором впливу на перебіг МП. Збільшення $\Delta\varepsilon_T$ в циклі пояснюється також зміною мікроструктури зразка внаслідок МП: формуються варіанти мартенситу, розташовані сприятливо стосовно прикладеного навантаження [23–24].

ОМН у матеріалах з ПФ поділяють на три групи: релаксуючі, нерелаксуючі та такі, що виникають за підвищеного навантаження $\sigma \geq \sigma_{cr}$ і мають протилежну напрямленість. Описуючи мартенситну деформацію у матеріалах з ПФ на основі заліза, треба також враховувати трансформацію дислокаційної структури матеріалу.

Математичний опис ОМН. Розглядаються типові циклічні випробування [5, 22–25]: навантаження за програмою $S = S_h + B(t - t_j)$; ($j = 4N, N = 0, 1, 2, \dots$) до величини S_{max} (1-й етап циклу, $t \geq t_{4N}$), витримка за максимального навантаження (2-й етап, $t \geq t_{4N+1}$), розвантаження до вихідного значення $S = S_h$ (3-й етап, $t \geq t_{4N+2}$), потім нагрівання до температури $T = T_{max}$ та охолодження до початкового рівня $T = T_h$ (4-й етап, $t \geq t_{4N+3}$).

Деформаційну поведінку матеріалів з ПФ досліджують у межах дворівневої феноменологічної моделі нелінійної деформації [3–4, 7–9].

Згідно із розглянутими вище властивостями мікронапружень, ОМН здатні до релаксації, у площині з нормаллю \vec{M} визначають із співвідношення:

$$dI_M = r_1 H(d|\vec{S}|) d[\vec{S}, \vec{M}] - h(T) I_M(t) dt, \quad (1)$$

$$t \geq t_j; \quad I_M(t_1) = 0; \quad I_M(t \geq t_j) = I_M(t_j) + dI_M(t - t_j)$$

де $h(T) = h_1(T) H(d|\vec{S}|) + h_0(T)$; $H(x)$ – функція Гевісайда; $r_1 = a_i(c_r + d_r(E - E_c)H(E - E_c))^{-1}$; $a_i, c_r, d_r = \text{const}$; $E = \int (|d\varepsilon_m|/ds) ds$ – довжина шляху деформування за мартенситним механізмом; параметр $E_c = \text{const}$ відповідає завершеним дислокаційній структурі, сформованій внаслідок циклічного МП.

На відміну від [10], де релаксуючі ОМН мають пульсуючий характер і припускають циклічну зміну від нуля до деякої максимальної величини $r_1 B / h(T)$, приймаємо, що здатні до релаксації мікронапруження можуть накопичуватись з часом; інтенсивність їх релаксації визначається коефіцієнтом $h(T)$. За такого подання релаксуючих ОМН вони в частинному випадку ($h(T) = 0$) зводяться до нерелаксуючих мікронапружень.

ОМН, не здатні до релаксації, у площині з нормаллю \vec{M} визначають із співвідношення:

$$dR_M = \begin{cases} r_2 d[(\vec{S}, \vec{M})], & d|R_M| \geq 0; \\ 0, & d|R_M| < 0. \end{cases} \quad (2)$$

$$t \geq t_j; \quad R_M(t_1) = 0; \quad R_M(t \geq t_j) = R_M(t_j) + dR_M(t - t_j),$$

де $r_2 = a_r(c_r + d_r(E - E_c)H(E - E_c))^{-1}$; $a_r = \text{const}$.

Дію зустрічного поля залишкових мікронапружень, яке виникає внаслідок акомодатії різних варіантів мартенситу за високих рівнів прикладеного навантаження, визначають із співвідношення:

$$dD_M = \begin{cases} r_3 d[(\vec{S}, \vec{M}) - S_{cr}], & dD_M \geq 0 \\ 0, & dD_M < 0 \end{cases}, \quad (3)$$

де $r_3 = a_d H(S - S_{cr})(c_r + d_r(E - E_c)H(E - E_c))^{-1}$; $a_d = \text{const}$; S_{cr} – мінімальне значення навантаження (за модулем), за якого починає діяти зустрічне поле мікронапружень [23].

Запропоновані співвідношення (1–3) дозволяють адекватно описувати залишкові мікронапруження у матеріалах з ПФ, які виникають за різних рівнів прикладеного макронавантаження та розвитку мартенситних перетворень відповідно до їх мікроструктурних особливостей.

Висновки. Результати аналізу відомих гіпотез щодо природи мікроструктурних процесів у полікристалічних матеріалах в умовах механічних навантажень дають змогу визначити механізми формування та характерні властивості залишкових мікронапружень механічного походження, які виникають у полікристалічних матеріалах з пам'яттю форми під час одночасного деформування за дефектно – дислокаційним та мартенситним механізмами, виділити характерні види цих мікронапружень та запропонувати їх адекватне математичне подання у межах феноменологічної теорії нелінійної деформації полікристалів.

1. Bo Z., Lagoudas D. *Thermomechanical modelling of polycrystalline SMAs under cyclic loading* // *Int. J. Eng. Sci.* – 1998. – 36. – P. 1–150. 2. Лихачев В.А., Малинин В.Г. *Структурно-аналитическая теория прочности.* – С. Пб: 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. – No. 13. – P. 218–226. 5. 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, No. 2. – P.135–143. 6. Лихачев В.А. *Принципы инженерного расчета функционально – механических свойств кристаллов, деформируемых за счет дислокационных и мартенситных процессов* // *Труды XXIX межресп. семинара "Функционально-механические свойства материалов и их компьютерное конструирование", Псков, 15–18 июня 1993 года.* – Псков, 1993. – С. 1–8. 7. Голиборода І.М. *Опис необоротної деформації, пружної деформації та деформації теплового розширення полікристала в умовах оборотного мартенситного перетворення* // *Математичні методи та фізико-механічні поля.* – 2001. – 44, № 1. – С.114–123. 8. Голиборода І.М. *Оборотна мартенситна деформація сплавів з ефектом пам'яті форми з урахуванням трансформації структури* // *Проблеми Міцності.* – №2. – 2002. – С.53–61. 9. Голиборода І.М. *Нелінійна деформація полікристалічних матеріалів з пам'яттю форми на основі заліза в термінах феноменологічної теорії* // *Вісник Національного університету "Львівська політехніка".* – № 483. – 2004. – С.30–40. 10. Голиборода І.М., Кузьо І.В. *Математичний опис залишкових мікронапружень в термінах феноменологічної моделі.* // *Вісник Національного університету "Львівська політехніка".* – № 515. –2004. – С.101–103. 11. Голиборода І.М. *Дослідження в термінах феноменологічної синтезної моделі поверхні навантаження при циклічних термомеханічних випробуваннях полікристалічного матеріалу з пам'яттю форми.* // *Вісник Національного університету "Львівська політехніка".* – № 515. –2004. – С.41–49.

12. Васильев Д.М. Рентгенографическое изучение эффекта поверхностного ослабленного слоя // Физика металлов и металловедение. – 1962. – Т. 14. – № 5. – С. 737–744. 13. Васильев Д.М. О микронапряжениях, возникающих в поликристаллических образцах при пластическом деформировании // ЖТФ, 1958. – Т.28. – № 11. – С.2527–2524. 14. Васильев Д.М. О микронапряжениях, возникающих в металлах при пластическом деформировании. ч.II // Физика твердого тела, 1959. – Т.1. – № 11. – С.1736–1746. 15. Васильев Д.М., Смирнов Б.И. Некоторые рентгенографические методы изучения пластического деформирования металлов // Успехи физических наук. 1961. – Т.73. – № 3. – С.503–558. 16. Ровинский Б.М. Исследование остаточных напряжений, возникающих в металлах при однородной пластической деформации. Ч.II. ЖТФ. – Т.21. – № 11. – С.1325–1335. 17. Breczko T. Odkstalcenia plastyczne polikrystalow. – Bialystok: Wyd-wa Politechniki Bialostockiej, 1989. – 131 s. 18. Новожилов В.В., Кадашевич Ю.И. Микронапряжения в конструкционных материалах. – Л.: Машиностроение, 1990. – 223 с. 19. Русинко К.Н. Теория пластичности и неустановившейся ползучести. – Львов: Вища школа, 1981. – 152 с. 20. Русинко К.Н. Особенности неупругой деформации твердых тел. – Львов: Вища школа, 1986. – 152 с. 21. Abeyaratne R., Kim S.-J. Cyclic effects in shape – memory alloy: a one-dimensional continuum model // Int. J. Solids and Struct. – 1997. – 34, No. 25. – P. 3273–3289. 22. Tanaka K., Nishimura F., Tobushi H., Oberaigner E.R. and Fischer F.D. Thermomechanical behavior of an Fe-based shape memory alloy: transformation conditions and hysteresis. – Proc. ICOMAT 95, J. Phys. IV. – 1995. – 5(8). – P.463–468. 23. Nishimura F., Tanaka K. Phenomenological analysis of thermomechanical training in an Fe-based shape memory alloy // Comput. Mater. Sci. – 1998. – No. 12. – P.26–38. 24. Nishimura F., Watanabe N., Tanaka K. Hysteretic behaviour in an Fe-based shape memory alloy under tensile/compressive cyclic thermomechanical loading // Mater. Sci. Res. Int. – 1997. – 3, No. 1. – P. 23–30. 25. Miyazaki S., Imai T., Igo Y., Otsyka K. Effect of cyclic deformation on the pseudoelasticity characteristics of TiNi alloys // Met. Trans. – 1986. – No.17a. – P. 115–120.

УДК 629.113-59.001.4

Г.С. Гудз, О.Р. Клипко, Я.І. Підгородецький*
 Національний університет “Львівська політехніка”,
 кафедра автомобілебудування,
 *кафедра менеджменту і міжнародного підприємництва

ТЕХНІКО-ЕКОНОМІЧНА ДОЦІЛЬНІСТЬ ЗАСТОСУВАННЯ ТРИВИМІРНИХ ТЕПЛОВИХ МОДЕЛЕЙ ДЛЯ ПРОЕКТУВАННЯ АВТОМОБІЛЬНИХ ДИСКОВИХ ГАЛЬМ

© Гудз Г.С., Клипко О.Р., Підгородецький Я.І., 2005

Обґрунтовано техніко-економічну доцільність застосування тривимірних моделей для дослідження теплових процесів у дискових гальмах автотранспортних засобів.

Technical and economic feasibility of applying 3D models for studying thermal processes in vehicles' disk brakes is justified.

Зростання інтенсивності руху та поліпшення швидкісних властивостей автотранспортних засобів (АТЗ) загострюють проблему підвищення їх активної конструктивної безпеки, яка значною мірою залежить від теплового стану гальмових механізмів. Адже не випадково Правила 13 [1] вимагають перевірку ефективності гальмових механізмів АТЗ після проведення попередніх етапів випробувань I та II, тобто в нагрітому стані.

Температурні режими гальмових механізмів досліджувались у роботах В.К. Долі, Г.В. Макапетяна, А.Н. Пікушова, В.Я. Кушова, Є.Б. Решетнікова, Н.Л. Владімірова, А.М. Туренна, П.І. Яременка, О.Л. Коляси, Я.П. Яворського та інших дослідників різними методами.