

ВПЛИВ ТЕКСТУРИ ФЕРОМАГНІТНИХ ПОКРИТТІВ Co–Fe НА ЇХ ДЕМПФУЮЧУ ЗДАТНІСТЬ

О.С. Кременчутський¹, С.С. Поліщук²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: kremens44@gmail.com

²Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України.

03142, м. Київ, бульвар Академіка Вернадського, 36. E-mail: serg.polis7@gmail.com

Досліджено вплив текстури покриттів із сплаву Co–Fe, отриманих методом електронно-променевого вакуумного осадження (EB PVD), на їх демпфуючу здатність. Встановлено, що амплітудна залежність демпфуючої здатності покриття з аксіальною текстурою типу <111> описується кривою з чітко вираженим максимумом, тоді як у покриттях з багатокомпонентною аксіальною текстурою <100> + <111> + <110> цей максимум розмивається і зміщується в область більш високих амплітуд деформації. В рамках моделі Сміта–Берча проведено аналіз впливу типу аксіальної текстури покриттів та величини внутрішніх (залишкових) напружень на амплітудну залежність демпфуючої здатності. Показано, що перехід від однокомпонентної до багатокомпонентної текстури покриття супроводжується головним чином зменшенням висоти максимуму демпфуючої здатності її амплітудної залежності, тоді як збільшення внутрішніх напружень в покритті призводить до зміщення і розмиття максимуму демпфуючої здатності. На цій підставі зроблено висновок, що максимальний рівень амплітудної залежності демпфуючої здатності у покриттях Co–Fe можна досягти за умови отримання в них аксіальної текстури типу <111> з мінімальним рівнем внутрішніх напружень. Бібліогр. 15, табл. 2, рис. 10.

Ключові слова: EB PVD, покриття, сплав Co–Fe, демпфуюча здатність, текстура, внутрішні напруження

Вступ. Пригнічення резонансних коливань (РК) у виробках, що піддаються інтенсивним вібраціям, наприклад, у лопатках газотурбінних двигунів є необхідною умовою запобігання їх передчасного руйнування [1]. Використання високодемфуючих покриттів для подібних виробів розглядається як один із засобів зниження в них амплітуди РК. У роботах [2–4] показана можливість використання феромагнітних покриттів, які поєднують високу демпфуючу здатність (ДЗ) з прийнятними механічними і корозійними властивостями.

У феромагнетиках з ОЦК решіткою дисипація механічної енергії пов'язана переважно з незворотним зміщенням границь 90°-них магнітних доменів під дією динамічних напружень. У роботі [5] запропонована модель, яка описує магніто-механічне загасання (ММЗ) коливань, з якої випливає, що максимальна величина демпфування пропорційна магнітострикції насичення матеріалу, а варіація амплітудної залежності характеристик ДЗ визначається рівнем і дисперсією залишкових (внутрішніх) напружень, які перешкоджають руху границь магнітних доменів.

У роботі [6] показано, що величина магнітострикції в масивному текстурованому матеріалі змінюється в залежності від напрямку дії на нього зовнішнього напруження. Тому можна очікувати, що ДЗ покриттів з феромагнітних матеріалів буде залежати від типу текстури покриттів і залишкових напружень в їх об'ємі.

Відомо, що на мікроструктуру вакуумних конденсатів в значній мірі впливає температура їхнього осадження, зокрема, при температурах осадження T_d для яких приведена температура $T_d/T_m = 0,3...0,5$, де T_m — температура плавлення металу, що конденсується, відповідних другій структурній зоні [7], для якої характерна стовпчаста мікроструктура покриття. При цьому товщина стовпчастих кристалітів зменшується по мірі зниження температури осадження конденсату. На прикладі вакуумних конденсатів Cu [8] та Ni [9] показано, що зі зменшенням товщини кристалітів змінюється і їх кристалографічна текстура, причому це супроводжується трансформацією монодоменної структури покриттів в полідоменну субструктуру, коли стовпчасті кристаліти фрагментуються внаслідок утворення в них двійників. Такі зміни мікроструктури в покриттях з феромагнітних матеріалів можуть істотно впливати на рухливість границь магнітних доменів і, відповідно, на їх ДЗ.

Рухливість границь магнітних доменів визначається також щільністю дислокацій в об'ємі покриття. У роботі [10] показано, що збільшення щільності дислокацій у покритті Co–20 мас. % Fe за рахунок послідовної пластичної деформації ударною ультразвуковою хвилею призводить до зміщення амплітудного максимуму логарифмічного декременту коливань (ЛДК) і зниження його висоти.

О.С. Кременчутський — <https://orcid.org/0000-0001-7650-0122>, С.С. Поліщук — <https://orcid.org/0000-0002-8403-5360>

Виходячи з викладеного вище, на прикладі покриттів зі сплаву Co–Fe з ММЗ коливань, отриманих за різних умов їх осадження, досліджено вплив текстури на амплітудну залежність характеристик ДЗ феромагнітних сплавів з ОЦК решіткою.

Феромагнітний сплав Co–Fe як об'єкт дослідження обрали з урахуванням його високої ДЗ в широкому температурному інтервалі, що важливо в плані розробки демпфуючих покриттів на основі матеріалів даного класу та їх практичного застосування [11].

Методика експерименту. Покриття Co–20 % Fe товщиною 90...120 мкм осаджували методом EB PVD на підкладки товщиною 1,8 мм, виготовлені у формі подовженої трапеції з листа сплаву Ti–6–4 (рис. 1). Покриття отримували в стаціонарних і нестационарних умовах при температурах підкладок 350...500 °С. У першому випадку підкладка знаходилася над випарником нерухомо, у другому — оберталася навколо її поздовжньої осі зі швидкістю 80 об/хв у процесі формування покриття.

Характеристики ДЗ матеріалу покриттів (амплітудні залежності ЛДК) досліджували на лабораторній установці, яка описана в роботі [12]. Первинні значення ЛДК системи підкладка–покриття вимірювали в режимі вільно загасаючих згинних коливань частотою 130...150 Гц. Власні значення ЛДК матеріалу покриттів визначали за методикою, описаною в роботі [13], виходячи з первинних даних для зразків з покриттями та без них. Такий підхід дозволяє виключити неоднорідність розподілу деформації по поверхні зразка, тобто представляє деформацію матеріалу покриття в наближенні чистого вигину, а також дає можливість усунути вплив товщини покриття на його ДЗ.

Дослідження мікроструктури покриттів проводили на зразках–свідках, отриманих в ідентичних

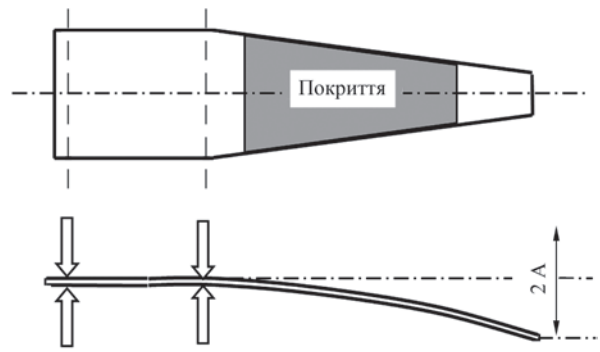


Рис. 1. Загальний вигляд підкладки трапецієподібної форми з покриттям Co–20 % Fe для дослідження характеристик ДЗ системи підкладка–покриття

умовах осадження. Для цього використовували пластини розміром 5×10 мм зі сплаву Ti–6–4, які закріплювали поблизу підкладки на її тримачі. Надалі ці зразки–свідки механічно розрізали на дві частини, з яких виготовляли зразки для електронно-мікроскопічного та рентгенівського досліджень. Підкладки трапецієподібної форми з покриттям не піддавали будь-якій обробці і використовували надалі для встановлення характеристик їх ДЗ.

На рис. 2 представлено загальний вигляд мікроструктури і розподіл хімічних елементів за товщиною поперечного перерізу зразка–свідка. Видно, що мікроструктура матеріалу однорідна, а на границі розділу підкладки і покриття немає дефектів, які сприяють зниженню адгезії між ними.

Для рентгеноструктурного аналізу покриттів Co–Fe використовували дифрактометр ДРОН-4М у випромінюванні мідного анода. На рис. 3 представлені дифрактограми покриттів, осаджених при різних умовах. Видно, що на обох дифрактограмах присутні лише максимуми ОЦК структури. Звертає на себе увагу той факт, що співвідношення інтенсивностей дифракційних піків змінюється при переході від покриттів, отриманих в стаціонарних умовах, і при обертанні підкладки.

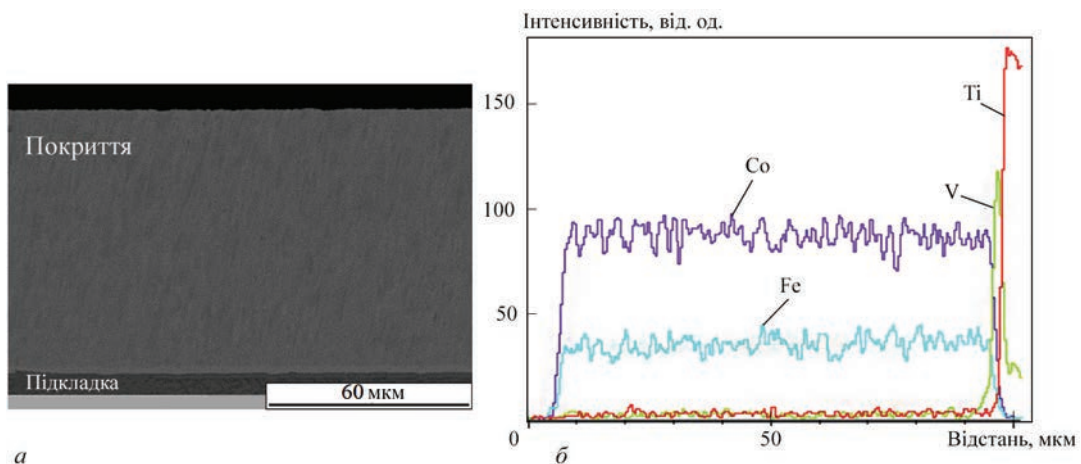


Рис. 2. Загальний вигляд мікроструктури (а) і розподіл хімічних елементів (б) за товщиною поперечного перерізу зразка–свідка з покриттям Co–20 % Fe

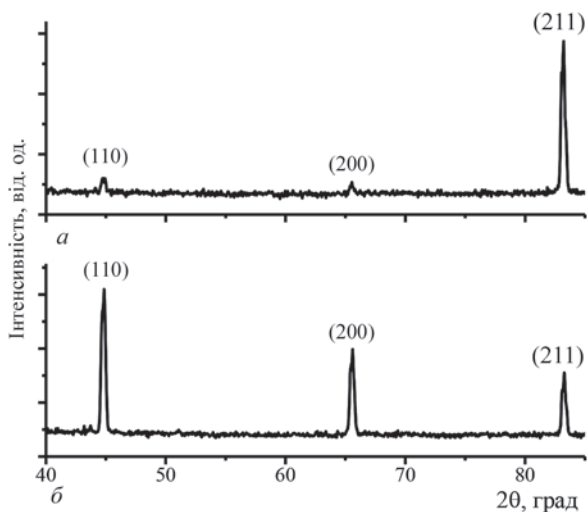


Рис. 3. Дифрактограма покриттів Co–20 % Fe, осаджених в стаціонарних умовах (а) і в обертанні підкладки (б)

Аналіз кристалографічної текстури покриттів проводили за допомогою рентгенівського дифрактометра ДРОН-3, оснащеного текстурною приставкою, в CuK_α випромінюванні. Вимірювання проводили з використанням геометрії паралельного пучка при кутах сканування від 0 до 80° і від 0 до 360° для α та β відповідно. Дані, отримані на безтекстурному зразку BaTiO_3 , були використані для обліку ефекту дефокусування. Аналіз кристалографічної текстури було проведено шляхом побудови прямих і зворотних полюсних фігур (ПФ) з використанням пакету програм MTEX Matlab [14].

Демпфуючі властивості покриттів. На рис. 4 представлені амплітудні залежності ЛДК, що відображають ДЗ систем підкладка–покриття, отриманих в умовах стаціонарного і нестационарного осадження покриттів. Видно, що ДЗ обох коливальних систем у кілька разів більша, ніж підкладки без покриття, причому у випадку покриття, яке осаджене при нерухомій підкладці, рівень ДЗ помітно вище в порівнянні з покриттям, осадженим на підкладку, що обертається.

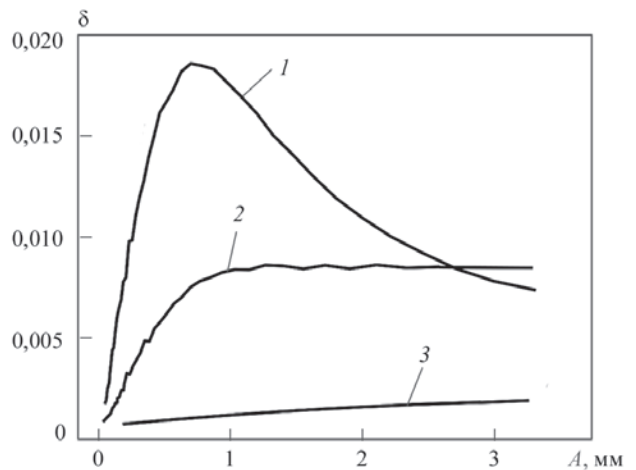
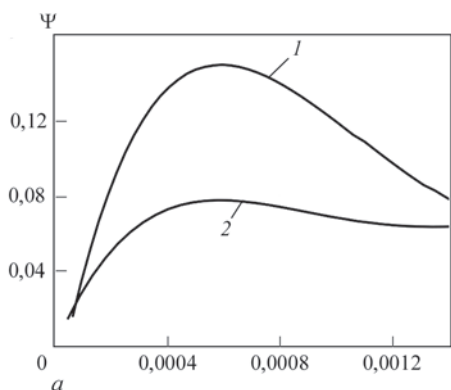


Рис. 4. Амплітудні залежності ЛДК для підкладок з покриттями Co–20 % Fe, осадженими на нерухому підкладку (1), яка обертається (2) і для підкладки без покриття (3)

На рис. 5 представлені розраховані амплітудні залежності власних значень ДЗ для матеріалу покриттів, одержаних у стаціонарному та нестационарному умовах осадження. Можна відмітити, що рівень ДЗ покриття, отриманого в стаціонарних умовах, майже вдвічі більший, ніж покриття, осадженого в нестационарних умовах. З порівняння форми кривих амплітудних залежностей видно, що для покриття, осадженого в стаціонарних умовах, швидкість зниження кривої для спадної частини максимуму різкіша.

Висота і профіль максимуму ММЗ визначаються магнітострикцією насичення та залишковими напруженнями [5]. Враховуючи, що величина магнітострикції матеріалу залежить від його текстури [6], припустили, що відмінності в кривих амплітудної залежності ДЗ матеріалів покриття Co–Fe, отриманих в різних умовах їх осадження (рис. 5), обумовлені їх різною текстурою.

Мікроструктура покриттів. Характерна мікроструктура покриття Co–20 % Fe представлена на рис. 6. Видно, що покриття складається зі

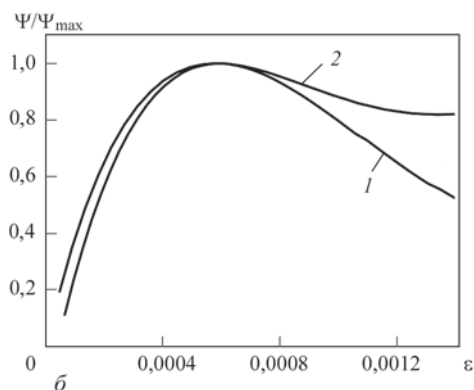


Рис. 5. Амплітудні залежності коефіцієнта енергетичних втрат ($\psi = 2\delta$, де δ — власні значення ЛДК) власних (а) та нормованих на максимальне (ψ_{max}) (б) значень для покриттів Co–20 % Fe, осаджених в стаціонарних (1) і нестационарних (2) умовах

стовпчастих зерен, орієнтованих перпендикулярно поверхні підкладки.

Виявилося, що таким покриттям характерна не тільки витягнутість зерен у напрямку їх зростання, а також наявність певної переважної кристалографічної орієнтації. На рис. 7, *а* представлені ПФ (110), (100) і (211), побудовані для покриття Со–20 % Fe, осадженого в стаціонарних умовах. Видно, що розподіл щільності полюсів (110) і (100) має кільцевий характер. З урахуванням кутової відстані кільцевих розподілів дійшли висновку, що такий вид розподілу полюсної щільності можна отримати у разі аксіальної текстури з переважною орієнтацією кристалітів у напрямку $\langle 111 \rangle$. На рис. 7, *б* представлені ПФ покриття Со–20 % Fe, осадженого в нестаціонарних умовах. Видно, що і в цьому випадку формується аксіальна текстура, проте зерна переважно орієнтовані вздовж осі $\langle 100 \rangle$, де спостерігається максимум полюсної щільності в центрі ПФ.

Для оцінки об'ємної частки кристалітів, що характеризуються різними орієнтаціями на основі отриманих результатів по розподілу полюсної щільності, були побудовані зворотні ПФ. На рис. 8 представлені зворотні ПФ, побудовані для покриттів Со–20 % Fe, осаджених у стаціонарних та нестаціонарних умовах. Видно, що у випадку

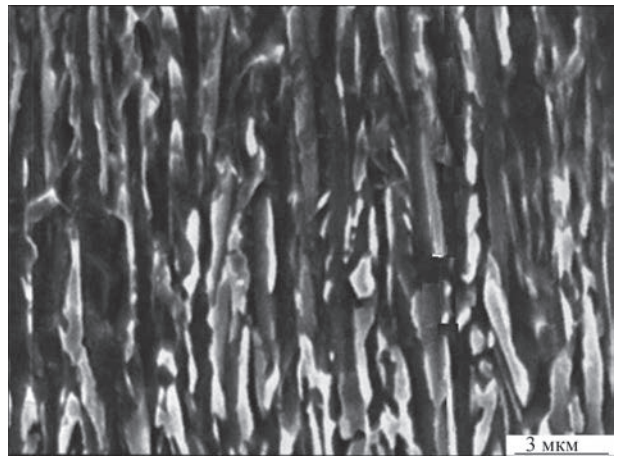


Рис. 6. Мікроструктура поперечного перерізу покриття Со–20 % Fe, що протравлена для виявлення границь зерен

ку покриття, осадженого в стаціонарних умовах, аксіальна текстура є однокомпонентною типу $\langle 111 \rangle$, а в покритті, отриманому в нестаціонарних умовах — багатокомпонентною $\langle 100 \rangle + \langle 111 \rangle + \langle 110 \rangle$. Причому об'ємні частки компонентів відрізняються. Найбільша об'ємна частка властива компоненті аксіальної текстури типу $\langle 100 \rangle$, найменша — компоненті $\langle 110 \rangle$ (табл. 1).

Видно, що в багатокомпонентній текстурі покриття, осадженого в нестаціонарних умовах, незважаючи на присутність компонентів $\langle 111 \rangle$ і $\langle 110 \rangle$,

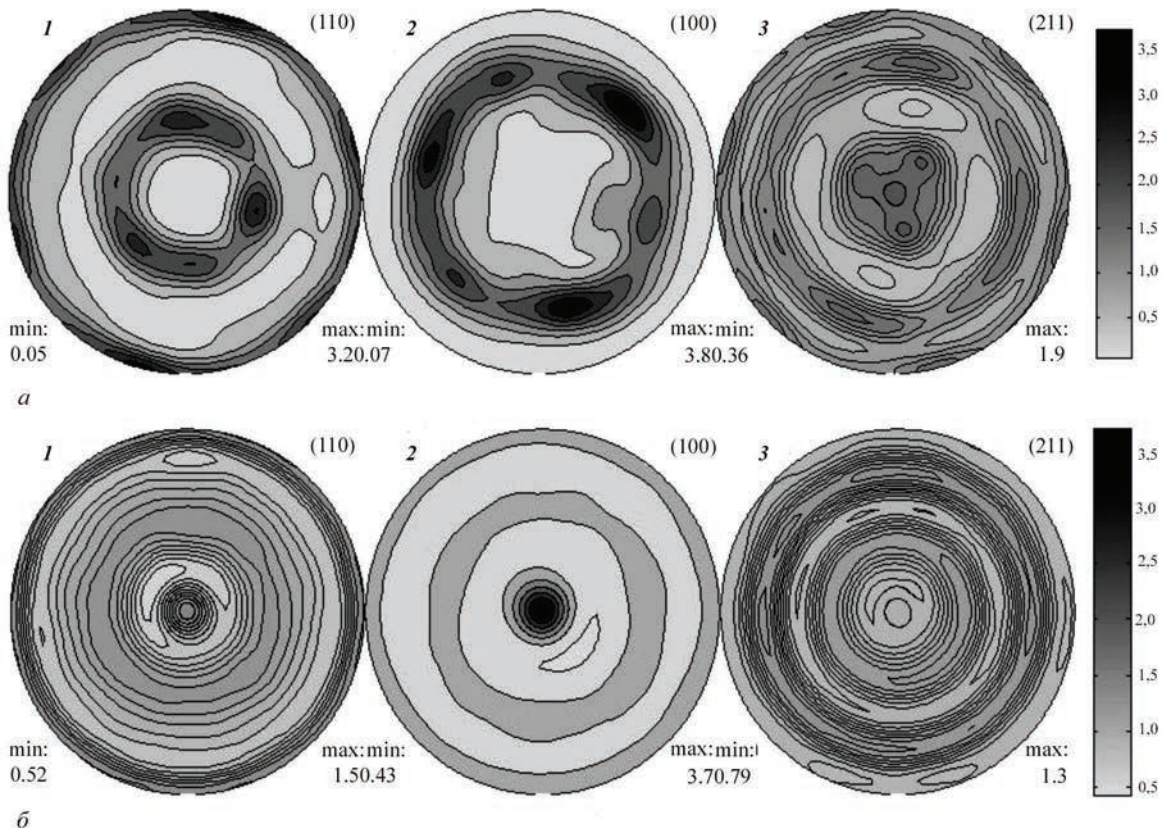


Рис. 7. Розподіл щільності полюсів для покриттів Со–20 % Fe, що осаджені на поверхню титанової пластини в стаціонарних (*а*) і нестаціонарних (*б*) умовах: 1 — (110), 2 — (100) і 3 — (211)

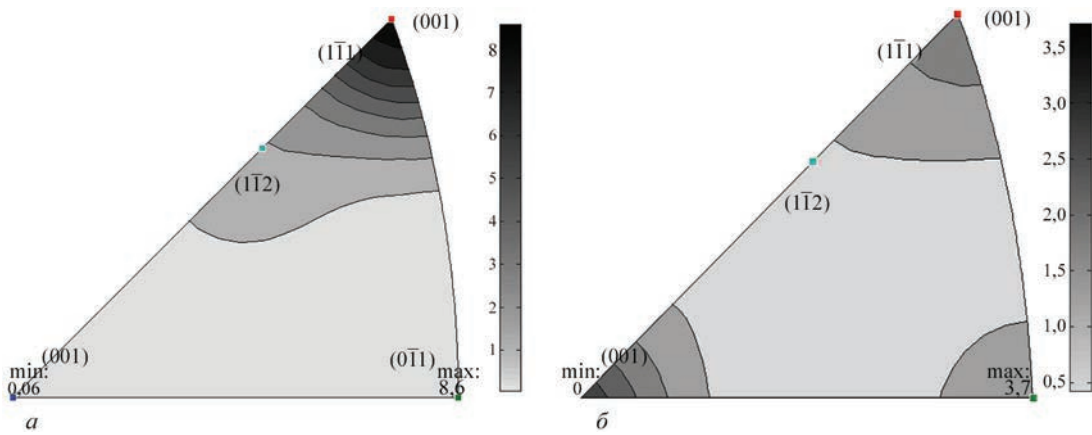


Рис. 8. Зворотні ПФ, побудовані в напрямку, перпендикулярному до поверхні покриття Co–20 % Fe, осадженого в стаціонарних (а) та нестаціонарних (б) умовах

домінуючою є текстурна компонента <100>. Покриття, осаджене в стаціонарних умовах, має однокомпонентну аксіальну текстуру <111>.

Вплив текстури на амплітудну залежність ДЗ покриттів. Згідно моделі Сміта–Берча [5], висота максимуму ММЗ в матеріалах з ОЦК решіткою визначається залежністю:

$$\left(\frac{\Delta U}{U}\right)_{\max} = \frac{3KE\lambda_s}{2\Delta\sigma_i} \times \left\{1 - \left[\frac{1 - \frac{\Delta\sigma_i}{\sigma_i}}{1 + \frac{\Delta\sigma_i}{\sigma_i}}\right]^{2/3}\right\}, \quad (1)$$

де K — постійна, яка залежить від форми петлі гістерезису; E — модуль пружності; λ_s — магнітострикція насичення; $\Delta\sigma_i$ — дисперсія величини внутрішніх напружень; σ_i — середнє значення внутрішніх напружень.

В роботі [6] було показано, що величина λ_s визначається типом аксіальної текстури матеріалу та напрямком прикладання знакозмінних деформацій. На основі отриманих даних про текстуру покриттів і враховуючи напрям їх деформації при коливаннях плоских зразків, були розраховані значення λ_s для покриттів з різною текстурою (табл. 2), використовуючи методику [6] та експериментальні значення магнітострикції для сплаву Co–Fe вздовж кристалографічних напрямків <100> та <111> [15].

Таблиця 1. Характеристики аксіальних текстур зразків, одержаних у процесі осадження сплаву Co–20 % Fe на титанові підкладки

Умови осадження покриття	Об’ємна доля компонентів текстури		
	<110>	<100>	<111>
Стаціонарні	0,0	0,0	1,0
Нестаціонарні	0,16	0,6	0,24

Для оцінки впливу типу текстури проведемо розрахунок амплітудної залежності коефіцієнта енергетичних втрат ψ для покриттів з різною аксіальною текстурою. Відповідно до моделі Сміта–Берча ця залежність визначається виразом:

$$\psi = (2KE\lambda_s/\sigma_i) \{ [1 - \exp(-2x)] \times (1 + 2x + 2x^2)/x^2 \}, \quad (2)$$

де $x = \sigma/\sigma_i$; σ — амплітуда знакозмінних напружень зразка, що коливається.

У роботі [2] показано, що задовільна відповідність між вимірними експериментально значеннями ДЗ зразка для різних амплітуд коливання і значеннями, розрахованими за формулою (2), можна отримати при умові, що величина внутрішніх напружень $\sigma_i = 17,5$ МПа.

На рис. 9, а наведені амплітудні залежності коефіцієнта енергетичних втрат матеріалу покриття з різними типами текстури. Видно, що при зміні типу аксіальної текстури висота максимуму ДЗ змінюється: найбільше значення спостерігається у випадку аксіальної текстури типу <111>, а найменше — <100>. Проте форма амплітудної залежності ДЗ для покриттів з різною текстурою залишається незмінною (рис. 9, б).

В порівнянні цих залежностей з експериментальними результатами, отриманими для покриттів з різним типом аксіальної текстури (рис. 5), можна припустити, що зміна типу аксіальної текстури покриття може привести лише до зниження рівня ДЗ. Разом з тим на експериментальних амплі-

Таблиця 2. Величина магнітострикції насичення покриття Co–20 % Fe з різними типами аксіальної текстури при його розтягуванні/стисканні

Тип аксіальної текстури покриття	<100>	<110>	<111>
Величина магнітострикції насичення, 10^{-6}	92,8	118,5	317,8

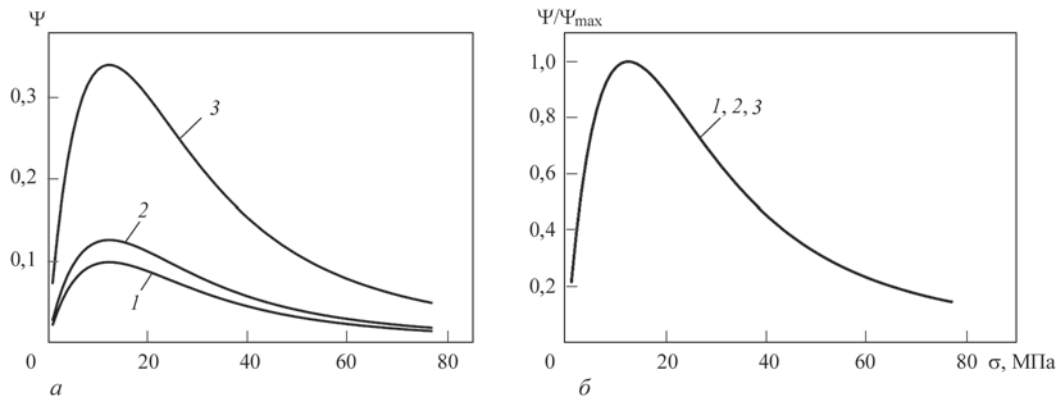


Рис. 9. Амплітудні залежності коефіцієнта енергетичних втрат покриттів з аксіальними текстурами типу <100> (1), <110> (2) та <111> (3) при однаковому рівні внутрішніх напружень (а) і нормовані на максимальне значення Ψ_{\max} (б)

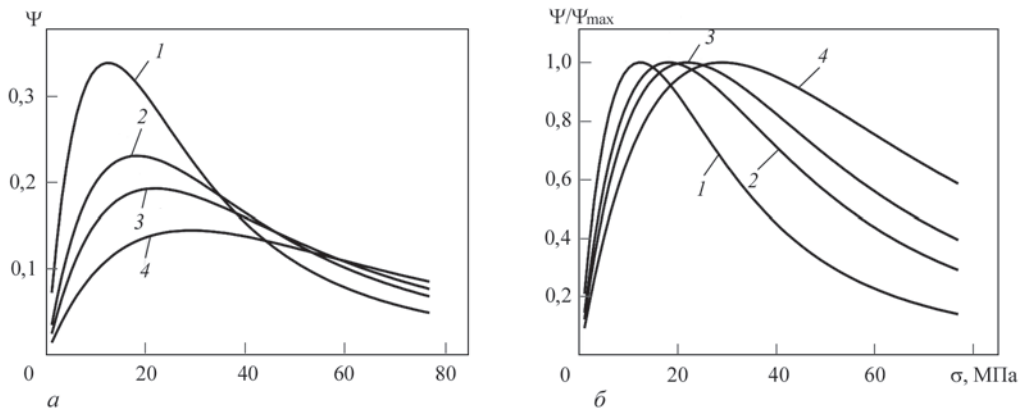


Рис. 10. Амплітудні залежності коефіцієнта енергетичних втрат покриттів з аксіальною текстурою типу <111> при різних рівнях внутрішніх напружень σ , МПа: 1 — 17,5; 2 — 25; 3 — 30; 4 — 40 (а) і нормовані на максимальне значення Ψ_{\max} (б)

літудних залежностях коефіцієнта енергетичних втрат для покриттів, отриманих в різних умовах, видно не тільки зниження величини максимуму ДЗ, але й його форми (максимум розмивається в бік більших амплітуд деформації). Тому припустили, що таке явище може бути пов'язане зі зміною внутрішніх напружень в покриттях, отриманих при різних умовах. Для з'ясування такої можливості були розраховані амплітудні залежності коефіцієнта енергетичних втрат матеріалу покриття з різним рівнем внутрішніх напружень.

З представлених на рис. 10 розрахованих амплітудних залежностей коефіцієнта енергетичних втрат матеріалу покриття з однаковим типом аксіальної текстури, але з різним рівнем внутрішніх напружень видно, що при підвищенні внутрішніх напружень відбувається зменшення висоти піку, його зміщення та його розширення в бік більших амплітуд напружень при знакозмінній деформації.

Відповідно до отриманих результатів моделювання можна припустити, що при зміні умов отримання покриттів зміна їх амплітудної залежності ДЗ обумовлена головним чином зміною аксіальної текстури покриттів з однокомпонентної типу

<111>, що формується при стаціонарних умовах осадження, на багатокомпонентну <100> + <111> + <110>, сформовану в нестационарних умовах осадження. Однак, оскільки, як видно з рис. 5, для покриттів, осаджених в нестационарних умовах, спостерігається не тільки зниження висоти максимуму на амплітудній залежності ДЗ, але і його розмиття, можна припустити, що такі зміни обумовлені підвищенням рівня внутрішніх напружень в покриттях з багатокомпонентною текстурою.

Висновки

1. ДЗ титанових пластин із покриттями з феромагнітного сплаву Со–20 % Fe змінюється в залежності від умов осадження покриттів. В стаціонарних умовах їх осадження характеристики ДЗ системи підкладка–покриття описуються кривою з максимумом, тоді як у нестационарних умовах — кривою з насиченням із боку великих амплітуд коливань.

2. Власні значення ДЗ покриттів Со–20 % Fe, сформованих у стаціонарних умовах, більші приблизно вдвічі, ніж покриттів, отриманих в нестационарних умовах.

3. Встановлено, що умови осадження покриттів Co–20 % Fe впливають на характеристики текстури матеріалу покриття. При стаціонарних умовах осадження формується аксіальна текстура типу $\langle 111 \rangle$, а за нестаціонарних умов — багатоконпонентна типу $\langle 100 \rangle + \langle 111 \rangle + \langle 110 \rangle$.

4. Рівень ДЗ покриттів Co–20 % Fe з аксіальною текстурою типу $\langle 111 \rangle$ обумовлений високим значенням величини магнітострикції, що узгоджується з моделлю Сміта–Берча для магнітомеханічного демпфування.

5. Зменшення рівня демпфування в покриттях Co–20 % Fe з багатоконпонентною аксіальною текстурою типу $\langle 100 \rangle + \langle 111 \rangle + \langle 110 \rangle$ може бути наслідком як зниження середнього значення величини магнітострикції, так і підвищення рівня внутрішніх напружень.

Список літератури/References

1. Matveev, V.V. (1985) *Vibration damping of deformed bodies*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
2. Yen, H.-Y., Herman Shen, M.-H. (2001) Passive vibration suppression of beams and blades using magnetomechanical coating. *J. of Sound and Vibration*, 245(4), 701–714. DOI: <https://doi.org/10.1006/jsvi.2001.3561>
3. Torvik, J., Langley, B. (2015) Material properties of hard coatings developed for high damping. In: *Proc. of 51st AIAA/SAE/ASEE Joint Propulsion Conf. (Orlando, Florida, USA, July 29, 2015)*, 4195. DOI: <https://doi.org/10.2514/6.2015-4195>
4. Ustinov, A.I., Movchan, B.A., Lemke, F., Skorodzievskii, V.S. (2001) Damping capacity of Co–Ni and Co–Fe coatings produced by electron-beam deposition. *Vibr. Tekh. Tekhnol.*, 4, 123–126 [in Russian].
5. Smith, G.W., Birchak, J.R. (1969) Internal stress distribution theory of magnetomechanical hysteresis—an extension to include effects of magnetic field and applied stress. *J. Appl. Phys.*, 40, 5174–5178. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.1657370>
6. Frank, R.C., Johnson, B.G., Schroeder, C.W. (1969) Crystal orientation and magnetomechanical damping of torsional vibrations. *J. Appl. Phys.*, 40, 3189–3192. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.1658164>
7. Movchan, B.A., Demchishin, A.V. (1969) A study of the structure and properties of thick vacuum condensates of nickel, titanium, tungsten, aluminum oxide and zirconium dioxide. *Fiz. Metall. Metalloved.*, 28(4), 653–660 [in Russian].
8. Ustinov, A.I., Fesyun, E.V., Melnichenko, T.V., Romanenko, S.M. (2007) Effect of substrate temperature on micro- and substructure of copper condensates deposited from a vapor phase. *Advances in Electrometallurgy*, 4, 18–24.
9. Ustinov, A.I., Skorodzievskii, V.S., Fesiun, E.V., Taranenko, V.N. (2012) Structure and mechanical properties of nanostructured vacuum nickel condensates. *Nanosystemy, Nanomaterialy, Nanotekhnologii*, 10(1), 11–18 [in Russian].
10. Ustinov, A.I., Movchan, B.A., Skorodzievskii, V.S. et al. (2004) Effect of thermomechanical treatment onto damping capacity Co–20 % Fe coatings. *Vibr. Tekh. Tekhnol.*, 3, 104–106 [in Russian].
11. Herman Shen, M.-H. (2008) *Free layer blade damper by magneto-mechanical materials*. United States. Pat. WO 2008/127375 A1.
12. Ustinov, A.I., Nekrasov, A.A., Perederiy, V.A. et al. (2012) Device for dissipative properties research of metallic flat samples and coatings. *Zavod. Laboratoriya*, 10, 41–44 [in Russian].
13. Ustinov, A.I., Skorodzievskii, V.S., Kosenko, N.S. (2007) A study of the dissipative properties of homogeneous materials deposited as coatings. Pt 1. Method for the determination of the amplitude dependence of the true vibration decrement of the coating material. *Strength Mater.*, 39(6), 663–670. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11223-007-0076-3>
14. Hielscher, R., Schaeben, H. (2008) A novel pole figure inversion method: Specification of the MTEX algorithm. *J. Appl. Cryst.*, 41, 1024–1037. DOI: <https://doi.org/10.1107/s0021889808030112>
15. Noro, S., Ohtake, M., Kawai, T. et al. (2022) Magnetostrictive properties of Co–Fe alloy epitaxial thin films with Co-rich composition. *AIP Advances*, 12, 035144. DOI: <https://doi.org/10.1063/9.0000352>

EFFECT OF THE TEXTURE OF FERROMAGNETIC Co–Fe COATINGS ON THEIR DAMPING CAPACITY

O.S. Kremenchutskyi¹, S.S. Polishchuk²

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: kremens44@gmail.com

²G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics of the NAS of Ukraine.

36 Academician Vernadsky Blvd, 03142, Kyiv, Ukraine. E-mail: serg.polis7@gmail.com

The influence of the crystallographic texture of Co–Fe coatings produced by the electron beam physical vapor deposition (EB PVD) on their damping capacity (DC) has been studied. It is found that the amplitude dependence of the DC of a coating with a fiber $\langle 111 \rangle$ texture exhibits a prominent maximum, while that of a coating with a multicomponent $\langle 100 \rangle + \langle 111 \rangle + \langle 110 \rangle$ fiber texture shows the blurred maximum which has shifted to the higher amplitude deformations. The effect of both the fiber texture type and the level of internal (residual) stresses in the Co–Fe coatings on the amplitude dependence of the DC has been analyzed within the framework of the Smith–Birchak model. It is shown that the transition from a single-component to a multi-component coating texture reduces the DC maximum value. In contrast, an increase in the internal stresses in the coatings leads to a shift and blurring of the DC maximum. On this basis, it is concluded that the maximum DC for Co–Fe coatings can be achieved provided that they have a fiber $\langle 111 \rangle$ texture and a minimum level of internal stresses. 15 Ref., 2 Tabl., 10 Fig.

Keywords: EB PVD, coating, Co–Fe alloy, damping capacity, texture, internal stresses

Надійшла до редакції 14.11.2023