

КІНЕТИЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ Й ОСОБЛИВОСТІ ЗАКОНУ ВІДЕМАНА–ФРАНЦА МАРТЕНСИТНОСТАРІЮЧОГО СПЛАВУ Fe–Ni–Al–Ti В РІЗНОМАНІТНИХ ФАЗОВО-СТРУКТУРНИХ СТАНАХ

А. Г. Медвідь, В. Ю. Остаф, І. Ю. Остаф

*Тернопільський національний педагогічний
університет імені В. Гнатюка,
вул. М. Кривоноса, 2, Тернопіль, 46009, Україна*

(Отримано 16 червня 2005 р.; в остаточному вигляді — 2 березня 2007 р.)

Досліджено температурні залежності кінетичних характеристик (електропровідності, теплопровідності й коефіцієнта термо-ЕРС) мартенситностаріючого сплаву на залізонікелевій основі системи Fe–Ni–Al–Ti (H26ЮТ2Б) в мартенситно-аустенітних станах в інтервалі температур 4.2–1173 К. На основі експериментальних даних розраховано коефіцієнт Лоренца і проаналізовано його чутливість до фазово-структурних перетворень у таких системах. Виявлено, що титан порівняно з алюмінієм спричиняє домінуючий вплив у сплавах такого складу на їхню електронну структуру, кристалоструктурні стани при різних температурах та відповідний рівень електрофізичних і теплових характеристик. Установлено, що низькотемпературні залежності сталої Лоренца мартенситностаріючого сплаву залежно від фазово-структурного стану проявляють у ділянці температур 4.2–200 К не тільки максимум, а й мінімум. Наведено дані вимірювань із 16-ти фізичних і механічних характеристик сплаву у двох найхарактерніших фазово-структурних станах, які сформовані термічними обробленнями. Досліджуваний сплав за своїми теплофізичними характеристиками може успішно конкурувати з класичними кріоматеріалами при унікальній технологічності.

Ключові слова: стала Лоренца, кінетичні характеристики, мартенситно-аустенітні перетворення, старіння, сплав системи Fe–Ni–Al–Ti.

PACS number(s): 81.40.Rs, 72.15.E, 72.15.Jf

I. ВСТУП

Дослідження температурних залежностей кінетичних характеристик (питомого електроопору, коефіцієнтів теплопровідності й термо-ЕРС) сплавів систем Fe–Ni [1,2] та Fe–Ni–Al і Fe–Ni–Ti [3] у широкому діапазоні температур (від 4.2 до 1273 К) та розрахунки коефіцієнта Лоренца для них виявили високу чутливість та інформативність останнього до фазово-структурних перетворень. Природно було поширити такі дослідження на сплави системи Fe–Ni–Al–Ti. Мета цієї роботи — дослідити чутливість коефіцієнта Лоренца до кристалоструктурних перетворень у сплавах системи Fe–Ni–Al–Ti та перевірити перспективність використання таких сплавів, як кріоматеріали, що є актуальним у зв'язку з розв'язанням багатьох технічних задач, які викликані розробками електротехнічного обладнання з використанням високотемпературної надпровідності. Сплави такого складу з високим умістом нікелю (25–27%), мартенситна точка яких нижча за кімнатні температури, можуть мати складні фазово-структурні стани, які дають змогу формувати унікальні комплекси фізичних, механічних і технологічних властивостей [4–7]. Зокрема, вони характеризуються високими міцністю і пластичністю при достатній пружності в поєднанні з широким діапазоном змін магнетних і теплофізичних властивостей.

II. ОБ'ЄКТ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Досліджуваний сплав H26ЮТ2Б (26.4 мас. % Ni, 1.0% Al, 2.1% Ti, 0.16% Nb, 0.02% C, 0.024% Si, 0.002% P, 0.001% S та решта Fe) виплавляли з хемічно чистих компонент (армко-заліза й електролітичного нікелю) у вакуумній індукційній печі. Після гомогенізації при 1423 К протягом 8 год. виливки вальцювали і з них виготовляли зразки у вигляді циліндриків діаметром 5 мм і довжиною 25 мм. Зразки піддавали нормалізаційному відпалу в очищеному аргоні при 1173 К протягом 0.5 год. і повільно охолоджували до кімнатної температури, а потім загартовували від 1273 К у воді кімнатної температури (293 К). Після такої обробки два зразки розміщували у відповідному тримачі в термостаті, де повільно переохолоджували до температури 4.2 К, а потім нагрівали до 1273 К і знов охолоджували до кімнатної температури, вимірюючи коефіцієнт термо-ЕРС, питомого електроопору й коефіцієнт теплопровідності за методикою, наведеною у праці [1]. Паралельно з виливком тієї ж плавки виготовляли зразки у вигляді пластин 110×15×2 мм для комплексного дослідження фізичних і механічних властивостей при кімнатній температурі в різноманітних фазово-структурних станах, сформованих термічними обробленнями [5, 6]. За стандартними методиками на зразках цієї плав-

ки проведено вимірювання механічних властивостей, фазовий аналіз при кімнатній температурі рентгенографічним і мікроструктурним методами у двох найхарактерніших для таких сплавів кристалоструктурних станах, а також дилатометричне й магнетометричне визначення температурних інтервалів прямого та зворотного мартенситних перетворень.

Сплав Н26ЮТ2Б містить ніобій, мікролегування яким сприятливо впливає на мікроструктуру сталей [8]. Усереднені дані дилатометричних та магнетометричних вимірювань показали, що мартенситна точка досліджуваного сплаву Н26ЮТ2Б становить 228 К, що дає змогу отримувати й вивчати цей сплав при кімнатній температурі з різноманітними об'ємними співвідношеннями мартенситу й аустеніту. Температура початку зворотного мартенситного $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення при такому легуванні дещо підвищується і становить 893 К при швидкості нагрівання загартованих зразків 5 град/хв, тоді як при роздільному легуванні алюмінію і титан знижують її. Такий вплив сумісного легування на критичні температури Fe–Ni-сплаву, можливо, зумовлений утворенням ділянок ближнього атомного впорядкування в γ -твердому розчині, які стають центрами ГЦК γ' -фази Ni_3Ti вже при гартуванні, що було зафіксовано в залізнікелевих сплавах з умістом $Ti \geq 3\%$ [9]. Кластери γ' -фази $Ni_3(Al,Ti)$, утворення яких ще більше стимулюється алюмінієм, збіднюють матрицю нікелем і титаном, що і приводить до деякого підвищення температури початку як прямого мартенситного перетворення, так і зворотного.

III. РЕЗУЛЬТАТИ ЕКСПЕРИМЕНТУ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Як показує зіставлення температурних залежностей кінетичних характеристик залізнікелевих сплавів, які були леговані окремо алюмінієм і титаном [3], та досліджуваного в цій роботі сплаву з одночасним легуванням обома цими елементами (рис. 1, рис. 2а), характер цих залежностей для цього сплаву в цілому ближчий до сплаву Н27Т3. Сумісне введення Al і Ti в кількості 2.44 і 2.06 ат. % у залізнікелевий мартенситностаріючий сплав із 26.6 ат. % Ni викликає неаддитивну і неадекватну кожному з них зокрема дію на кінетичні характеристики. Для аустенітного стану з гранецентрованою кубичною структурою вплив легувальних компонент (як окремо, так і разом) на фізичні характеристики сплаву Fe–Ni значно сильніший порівняно з мартенситним станом. Вірогідно, це пов'язано зі щільнішим пакуванням атомів у ГЦК-структурі й сильнішим перекриттям електронних орбіталей атомів основи та домішок.

На температурних залежностях питомого електроопору, коефіцієнта теплопровідності (рис. 1) й абсолютного коефіцієнта термо-ЕРС (рис. 2а) досліджуваного сплаву проявились переважно такі самі ефекти й закономірності, які виявлені в сплаві Н26Т3 й описані в праці [3]. Як і у сплавах Н30 [1] та Н27Т3 [3],

$\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення в досліджуваному сплаві проявляє певну двостадійність, яка виражається максимумом на кривій $S(T)$ і особливо значним мінімумом на температурній залежності коефіцієнта Лоренца (рис. 2б).

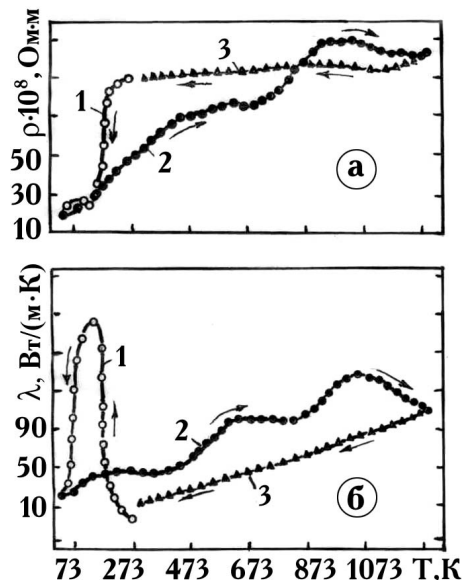


Рис. 1. Температурні залежності питомого електроопору (а) і коефіцієнта теплопровідності (б) загартованого сплаву Н26ЮТ2Б при переохолодженні (1), нагріванні (2) та охолодженні до кімнатної температури (3).

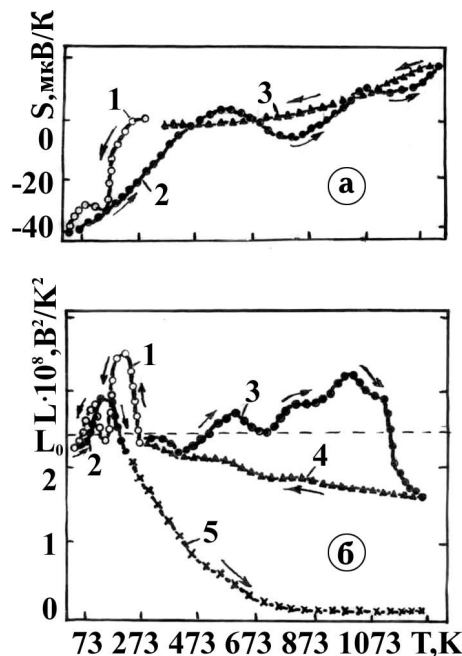


Рис. 2. Температурні залежності абсолютного коефіцієнта термо-ЕРС (а) загартованого сплаву Н26ЮТ2Б при переохолодженні (1), нагріванні (2) та охолодженні до кімнатної температури (3) і коефіцієнта Лоренца (б) при переохолодженні (1), нагріванні (2,3,5) та охолодженні до кімнатної температури (4), розрахованого за методикою [9] на ділянках (1, 2, 5) та за нашою методикою — криві (3, 4).

У температурній ділянці 720–970 К спостерігаємо ряд ефектів на всіх кривих (рис. 1, 2), які аналогічні до зафіксованих у залізнікелевому сплаві Н30 [1] та ідентифіковані як двостадійний процес зворотного мартенситного $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення. Титан сприяє інтенсивнішому протіканню другої стадії зворотного мартенситного перетворення, що супроводиться стрімкішим і значнішим збільшенням коефіцієнта Лоренца порівняно з бінарним залізнікелевим сплавом.

Слід відзначити значно менше зростання $\rho(T)$, $\lambda(T)$ і $S(T)$ досліджуваного сплаву після завершення $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення порівняно зі сплавом Н26Ю2 [3] та менший спад цих характеристик і його зміщення в ділянці вищих температур після завершення зворотного мартенситного перетворення, що можна пояснити складнішими і тривалішими процесами старіння аустеніту.

Дослідження показують, що значення коефіцієнта Лоренца, які розраховані за методикою роботи [10], де електронний складник коефіцієнта теплопровідності визначається за формулою $\lambda_e = 1/(\rho_0 L_0^{-1} T^{-1} + BT^2)$ (доцільність застосування якої в ділянках низьких температур для сплавів на основі заліза обґрунтована в праці [1]) і за методикою, в якій $\lambda_e = \lambda/2$ і яка застосовна для ділянки високих температур, мають близькі значення при температурах нижче 280 К (криві 2, 3 і 5 та 1 і 4 перекриваються). Тому можна вважати доцільним розраховувати коефіцієнт Лоренца для сплавів Fe–Ni–Ti–Al, близьких за складом до досліджуваного, за методикою [10] при температурах нижче 280 К. Для бінарного залізнікелевого сплаву Н30 це раціонально робити при температурах нижче 273 К.

Привертає увагу складний характер температурної залежності абсолютного коефіцієнта термо-ЕРС (рис. 2а) сплаву, який проявляється в інверсії знака при нагріванні мартенситу в трьох температурних точках близько 470, 670 і 890 К та при охолодженні аустеніту при 600 К. У п'ятих точках значення абсолютного коефіцієнта термо-ЕРС при нагріванні й охолодженні зразків збігаються (170, 470, 675, 1000 і 1080 К), хоча за цих умов фазово-структурні стани суттєво відмінні (мартенсит і залишковий аустеніт, мартенсит після часткового старіння, інтерметалід η -Ni₃Ti і залишковий аустеніт, мартенсит, реверсивний аустеніт та η -інтерметалід; аустеніт після старіння, інтерметалід γ' -Ni₃Ti з кубічною ґраткою), але в інтегральному вигляді електронна структура, зокрема густини електронних станів на поверхні Фермі, проявляють ідентичність. Порівняно невеликі значення абсолютного коефіцієнта термо-ЕРС досліджуваного сплаву і складні зміни його знака з негативного на додатний і навпаки при температурах, вищих від кімнатної, можна пояснити, виходячи з моделі зміни зонної структури бінарних сплавів перехідних металів [6].

Оскільки досліджуваний сплав може перебувати в складних фазово-структурних станах і його фізичні й механічні властивості можуть змінюватися в широких межах і особливо різко в ділянці низь-

ких температур, то ми провели ретельне дослідження температурних залежностей електрофізичних (ρ , S) і теплових (λ) характеристик і коефіцієнта Лоренца в ділянці температур 4.2–200 К у двох відмінних структурних станах. Перший стан формувался гартуванням з однорідного аустенітного стану від температури 1273 К у воді кімнатної температури з наступним переохолодженням у рідкому азоті (77 К). У цьому стані, згідно з магнетометричними, рентгеноструктурними й металографічними даними [7] і нашими контрольними вимірюваннями, структура сплаву складалась із 86% пластинчато-глобулярного мартенситу (α -фази з ОЦК-ґраткою) і 14% залишкового аустеніту. Середні розміри кристаліків мартенситу й зерен залишкового аустеніту становили близько одного мікрона. У такому стані при кімнатній температурі сплав характеризується таким комплексом механічних і фізичних властивостей: твердість HV = 330 МПа; межа міцності σ_B = 750 МПа; межа плинності $\sigma_{0.2}$ = 250 МПа; відносне звуження ψ = 35%; відносне видовження δ = 18%; питомий електричний опір ρ = 5.804·10⁻⁷ Ом·м, коефіцієнт термо-ЕРС у парі з міддю S = 1.798 мкВ/К, густина d = 7.807·10³ кг/м³, коефіцієнт теплопровідності λ = 70 Вт/(м·К), коерцитивна сила H_c = 11.5·10³ А/м (145 Е), модуль Юнга E = 146 ГПа, термпружний коефіцієнт e_T = -4.1·10⁻⁴ К⁻¹, коефіцієнт Лоренца L = 2.4·10⁻⁸ В²/К².

Другий високодисперсний аустенітно-мартенситний фазово-структурний стан, який забезпечує оптимальний комплекс фізико-механічних властивостей — високу міцність і твердість при достатній пластичності та пружності [4–6], формувался такими послідовними операціями: 1) відпал однорідного аустеніту при 923 К протягом 5 год., який супроводиться його розпадом з утворенням часточок γ' -фази (Ni₃(Al,Ti), ГЦК) розмірами близько 100 Å і збідненням твердого розчину Ni, Ti, Al; 2) охолодження до температури 77 К, що супроводиться утворенням мартенситу; 3) відпуск мартенситу при температурі 823 К протягом 1 год., при якому відбувається старіння мартенситу з виділенням частинок η -фази (Ni₃Ti, ГЦП) розмірами близько 50–100 Å та зворотне мартенситне перетворення $\alpha \rightarrow \gamma$ — з утворенням фазово наклепаного аустеніту γ'' , який має високу густину дислокацій і розміри зерен близько 500 Å. Внаслідок такої обробки формується високодисперсна структура, що складається з $\alpha + \gamma + \eta + \gamma' + \gamma''$ -фаз. Об'ємне співвідношення основних фазових складників сплаву в цьому стані, як показали рентгеноструктурні й магнетометричні вимірювання, становило близько 62% α -фази, 22% γ'' -фази і 15% γ -фази. У такому мартенситно-аустенітному стані сплав характеризується при кімнатній температурі таким комплексом механічних і фізичних властивостей при кімнатній температурі: твердість HV = 590 МПа, межа міцності σ_B = 1962 МПа, межа плинності $\sigma_{0.2}$ = 1805 МПа, відносне видовження δ = 12%, відносне звуження ψ = 40%, критичний коефіцієнт інтенсивності напруг при вершині тріщини K_{I1} = 88 МПа·м^{1/2}, питома поверх-

нева енергія руйнування $a_H = 800$ КДж/м², кількість циклів до руйнування при знакозмінному навантаженні 450 МПа $N = 10^6$, питомий електричний опір $\rho = 5.46 \cdot 10^{-7}$ Ом·м, коефіцієнт термо-ЕРС у парі з міддю $S = 9.63$ мкВ/К, густина $d = 7.87 \cdot 10^3$ кг/м³, коефіцієнт теплопровідності $\lambda = 60$ Вт/(м·К), коерцитивна сила $H_c = 11.15 \cdot 10^3$ А/м (140 Е), модуль Юнга $E = 178$ ГПа, термopружний коефіцієнт $e_T = -3.0 \cdot 10^{-4}$ К⁻¹, коефіцієнт Лоренца $L = 2.8 \cdot 10^{-8}$ В²/К².

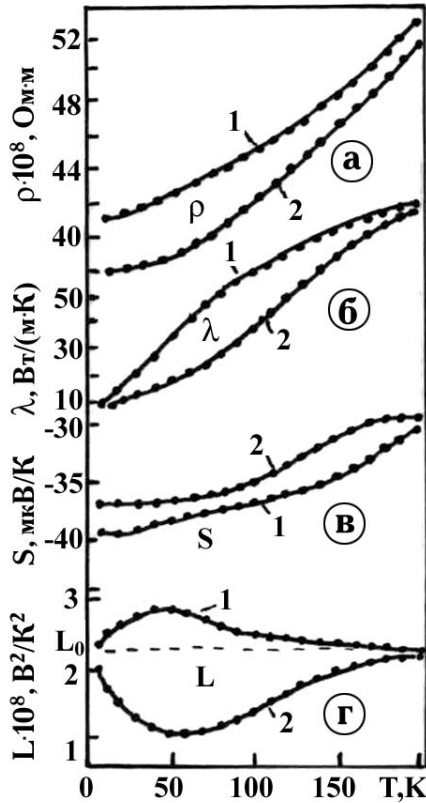


Рис. 3. Низькотемпературні особливості кінетичних характеристик (питомого електроопору - а, коефіцієнта теплопровідності — б, абсолютного коефіцієнта термо-ЕРС — в і коефіцієнта Лоренца — г сплаву N26ЮТ2Б в мартенситному стані (1) і високодисперсному багатозфазному переважно аустенітно-мартенситному стані (2).

Температурні залежності питомого електроопору, коефіцієнтів теплопровідності, абсолютної термо-ЕРС і Лоренца досліджуваного сплаву в різних структурних станах після обробки за режимами 1 і 2, як видно з рис. 3а–г, виявляють у ділянці низьких температур (4.2–200 К) суттєві відмінності та відхилення від монотонності. Зразки, які були оброблені за першим способом (на рис. 3 криві для першого і другого структурних станів позначені символами 1 і 2), проявляють більші електроопір і теплопровідність та менший коефіцієнт абсолютної термо-ЕРС порівняно з другим станом. Коефіцієнт Лоренца ($L = \lambda_e \cdot \rho / T$), який розраховано на основі вимірювань теплопровідності й електропровідності за методикою [9], не тільки зростає з підвищенням температури від 4.2 до 50 К

(структурний стан 1, рис. 3г), але може також зменшуватися, проходячи через мінімум при температурах, близьких до 50 К (стан 2). Максимум коефіцієнта Лоренца в ділянці температури 50 К, як і його природа, пов'язані з різким підвищенням коефіцієнта теплопровідності. Аналогічно підвищення коефіцієнта теплопровідності властиве і для чистого заліза [12], у якому він зростає майже в 6 разів при підвищенні температури від 4.2 до 50 К. Суттєві відмінності температурних залежностей коефіцієнта Лоренца для досліджуваного сплаву в двох структурних станах, які проявляються у вигляді максимуму для першого стану й мінімуму для другого, демонструють високу кристалоструктурну чутливість цієї характеристики. Появу максимуму на $L(T)$ при обробці сплаву за способом 1 можна обґрунтувати, згідно з теоретичною моделлю [10], непружним розсіюванням електронів атомами домішок, яке зводиться до виникнення квазілокальних коливань та інтерференції між розсіюванням на деформованому спектрі й на домішкових йонах. Залежно від концентрації домішок, різниці мас домішкового й основного йонів та від зміни амплітуди розсіювання електронів коефіцієнт Лоренца може як зростати, так і зменшуватися.

При обробці сплаву за схемою 2 відбувається збіднення твердого розчину Ni, Ti, Al за рахунок виділення η - і γ' -фаз, що дає підстави припустити суттєвий вплив цих атомів на фононний спектр заліза в таких сплавах. Збіднення матриці на основі заліза розчиненими домішками зменшує кулонівське розсіювання електронів, і відповідно електропровідність сплаву зростає порівняно з першим станом ($\rho_1 < \rho_2$). З іншого боку, при дуже низьких температурах довжина хвилі фононів може бути співрозмірною з величиною зерен інтерметалідних η - і γ' -фаз, а можливо, ще дисперсніших інтерметалідів і карбіду ніобію (Ni₃Nb, NbC), розмірами близько 50–100 Å, тому суттєвим стає розсіювання фононів. Оскільки фононний складник теплопровідності λ_ϕ перевищує електронний складник λ_e ($\lambda_\phi > \lambda_e$), то ефект зменшення фононного складника теплопровідності перекриває збільшення λ_e за рахунок зменшення розсіювання електронів. Отже, внаслідок структурних особливостей теплопровідність сплаву в стані 2 дещо знизилась порівняно зі станом 1, а електропровідність підвищилась (рис. 3а, б). Цей ефект має принципово важливе значення, оскільки свідчить про можливість змінами структури в широких межах регулювати співвідношення електрофізичних і теплофізичних властивостей сплавів такого складу. При цьому структурні відмінності сплаву найбільш суттєво відобразилися на величині коефіцієнта Лоренца, який при 50 К відрізняється майже на 200%, тоді як питомий електроопір відрізняється лише на 12%, а теплопровідність — на 80%.

Отже, складний характер відхилень функції Лоренца досліджуваного сплаву від стандартного значення ($L_0 = 2.445 \cdot 10^{-8}$ В²/К²) свідчить про значні зміни механізмів температурної залежності непружного розсіювання s-електронів, а саме: домішковими ато-

мами; електрон-фононного, електрон-електронного та на статичних неоднорідностях (дефектах структури, магнетних неоднорідностях, ділянках атомного впорядкування, концентраційних розшарування, сегрегаціях атомів, мікровиділенням вторинних фаз тощо). Коректно оцінити вплив кожного з цих факторів окремо як теоретично, так і експериментально методами сучасної фізики металів практично поки що неможливо. Тому прецизійне вивчення кінетичних характеристик складних сплавів і побудова температурних залежностей коефіцієнта Лоренца в ділянці низьких температур може дати важливу й надійну інформацію про стан невеликих кількостей домішкових атомів усього порядку $10^{-10}\%$, як це показано теоретичними розрахунками автора праці [11], а також щодо виділень мікроділянок розмірами близько 50–100 Å. Дані наших досліджень це підтверджують певною мірою, бо зміна стану атомів унаслідок виділення інтерметалідних фаз у кількості об'ємного вмісту близько 1% змінює число Лоренца більш ніж на 100% при зміні вмісту легуючих елементів у матричних фазах на соті долі відсотка. Такі концентраційні та структурні зміни безпосередніми спектральними та структурними методами ідентифікувати практично дуже важко, тому розширення теоретичних й експериментальних робіт (зокрема на монокристалічних зразках) в плані розвитку такого методу аналізу кристалоструктурних особливостей металевих систем нам видається досить перспективним.

Нааявність даних про температурні залежності питомого електроопору, коефіцієнтів теплопровідності і термо-ЕРС, які отримані на одних і тих самих зразках, дає змогу, по-перше, коректно вибрати надійні методи неруйнівного контролю фазово-структурних станів такого складу і, по-друге — оцінити залежність даних властивостей від об'ємного вмісту фаз у двофазних мартенситно-аустенітних станах сплавів. Слід зауважити, що досліджуваний мартенситнастійкий сплав за своїми теплофізичними властивостями може успішно конкурувати з кращими класичними матеріалами для криогенного обладнання [12]. У певних структурних станах, які сформовані тер-

мічною обробкою, такий сплав може мати при низьких температурах хороші електрофізичні властивості й малу теплопровідність та навпаки. При цьому, крім широкого спектра різноманітних співвідношень фізичних і механічних властивостей сплавів такого складу, слід відзначити їхню цікаву технологічність [4]. В аустенітному стані вони мають дуже високу пластичність, що дає змогу виготовляти з них деталі різноманітної складної конфігурації шляхом штампування і глибокого витягування, а після відповідної обробки на мартенситно-аустенітний стан при мінімальній формозміні вироби набувають механічних властивостей, які притаманні інструментальним сталям.

IV. ВИСНОВКИ

1. При сумісному легуванні залізонікелевих сплавів (~27 ат. % Ni) алюмінієм і титаном (~2 ат. %) переважачий вплив на кінетичні характеристики і їхні температурні залежності виявляє титан.

2. Алюміній і титан при сумісному, як і роздільному легуванні Fe–Ni-сплавів, суттєво не вплинули на кінетику прямого і зворотного мартенситних перетворень та характер ефектів, які викликають ці перетворення на температурних залежностях $\rho(T)$, $\lambda(T)$, $S(T)$, $L(T)$.

3. Температурні залежності коефіцієнта Лоренца виявили більшу інформативність щодо фазово-структурних змін у досліджуваному складно легуваному сплаві порівняно з окремо взятими температурними залежностями коефіцієнта теплопровідності, абсолютної термо-ЕРС і питомого електроопору. На кривих $L(T)$ сплаву в ділянці низьких температур (~50 K) залежно від структурного стану спостерігаємо не тільки максимум, але й мінімум. Прецизійне системне експериментальне й теоретичне вивчення відхилень від закону Відемана–Франца в ділянці низьких температур може стати основою одного з нових високоінформативних методів аналізу малих змін хемічного складу і структури сплавів.

[1] А. Г. Медвідь, Журн. фіз. досл. **8**, 187 (2004).

[2] А. Г. Медвідь, Термоелектрика №1, 25 (2004).

[3] А. Г. Медвідь, Журн. фіз. досл. **10**, 234 (2006).

[4] В. Г. Горбач, И. В. Сидорук, Е. А. Измайлов, Металловед. терм. обраб. металлов № 8, 9 (1988).

[5] А. И. Медведь, В. Г. Горбач, Металлофиз. нов. технol. **19**, 67 (1997).

[6] А. И. Медведь, Металлофиз. нов. технol. **23**, 205 (2001).

[7] В. Г. Горбач, В. В. Козяткин, В. В. Кокорин, Ю. И. Самсонов, К. В. Чуистов, Металлофиз. **63**, 67

(1976).

[8] І. Гладкий, С. Дяченко, В. Тарабанова, Машинознавство №11, 58 (1999).

[9] Е. З. Винтайкин, В. Б. Дмитриев, К. В. Удовенко, Физ. мет. металлов. **4**, 127 (1978).

[10] А. Миснар, *Теплопроводность твердых тел, жидкостей, газов и их композиций*. (Мир, Москва, 1968).

[11] А. М. Ермолаев, Физ. мет. металлов. **5**, 813 (1967).

[12] *Справочник по физико-техническим основам криотехники*, под ред. М. П. Малова, 3-е изд. (Энергоатомиздат, Москва, 1985).

**KINETIC CHARACTERISTICS AND FEATURES OF PRINCIPLE
OF WIEDEMANN–FRANZ MARAGING STEEL Fe–Ni–Al–Ti IN VARIOUS
PHASE-STRUCTURE STATES**

A. G. Medvid', V. U. Ostaf, I. U. Ostaf
*V. Gnatyuk Ternopil State Pedagogical University,
12 M. Kryvonosa St., Ternopil, 46009, Ukraine*

The temperature dependence of kinetic characteristics (such as electrical conductivity, thermal conductivity and coefficient of thermoelectromotive force) of maraging steel on the iron-nickel base of the Fe–Ni–Al–Ti system (N26YT2B) in martensite-austenite states in the temperature range of 4.2–1173 K is investigated. The Lorentz factor is calculated on the basis of the experimental data and its sensitivity to phase-structure transformations was analysed in such a class of alloys. It was found out that titanium in comparison with aluminium exerts a predominant influence on such alloys as regards their electronic structure, crystal-structural states at various temperatures and the corresponding values of electrophysical and thermal characteristics. It appears that low-temperature dependences of Lorentz factor from the phase-structure state of the maraging steel shows of the temperature of 4.2–200 K not only the maximum but also the minimum. The data about a set of 16 physical and mechanical properties of the alloy in two most typical phase-structure states formed by thermal treatments is given. The tested alloy with its thermo-physical properties can successfully compete with classic cryogenic materials for all that with its unique adaptability to manufacture.