

<https://doi.org/10.15407/dopovidi2021.02.051>

УДК 539.219.3:53.09

**Ю.М. Коваль, Д.С. Герцрікен,
В.Ф. Мазанко, С.Є. Богданов**

Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України, Київ

E-mail: besal21@ukr.net

Вплив кінетики мартенситного перетворення на міграцію атомів

Представлено членом-кореспондентом НАН України Ю.М. Ковалем

За допомогою радіоактивних індикаторів вивчався вплив низькотемпературних мартенситних перетворень з різною кінетикою на дифузію (масоперенесення) в ряді сплавів. Виявилось, що при дії термопружних перетворень та перетворень, які характеризуються ізотермічною кінетикою, не спостерігається збільшення рухливості мічених атомів при першому акті перетворення та тривалому термоциклуванні. При мартенситному перетворенні з атермічною (вибуховою) кінетикою має місце аномально велике зростання рухливості атомів навіть при одному акті перетворення. Встановлено відмінності у впливі на підвищення коефіцієнтів дифузії багаторазових перетворень, багаторазового стиснення та одночасної дії перетворення та деформації, яка багаторазово повторюється. Визначені коефіцієнти дифузії у моментах, що передують перетворенню.

Ключові слова: мартенситне перетворення, кінетика перетворення, передмартенситна нестабільність, міграція атомів, коефіцієнти дифузії, радіоактивні ізотопи.

Відомо, що мартенситне перетворення, яке протікає при низьких і криогенних температурах за атермічною, т.зв. вибуховою кінетикою, сприяє аномальному зросту швидкості міграції атомів, що відбувається в процесі перетворення [1, 2]. Високотемпературні перетворення також зумовлюють збільшення коефіцієнтів само- та гетеродифузії, проте приріст рухливості незрівнянно менший, і з підвищенням температури він монотонно спадає.

Оскільки мартенситне перетворення є бездифузійним (зсувним), а температура перестає бути основним чинником, який визначає в рівноважних умовах швидкість перенесення атомів, то можна припустити, що саме від кінетики мартенситного перетворення, тобто від швидкості самого перетворення і кількості речовини, яка бере участь у фазовому переході, залежить як можливість міграції атомів при відсутності термічної активації (або незначної величини), так і значення коефіцієнтів дифузії за умов одночасного протікання

Цитування: Коваль Ю.М., Герцрікен Д.С., Мазанко В.Ф., Богданов С.Є. Вплив кінетики мартенситного перетворення на міграцію атомів. *Допов. Нац. акад. наук Укр.* 2021. № 2. С. 51–58. <https://doi.org/10.15407/dopovidi2021.02.051>

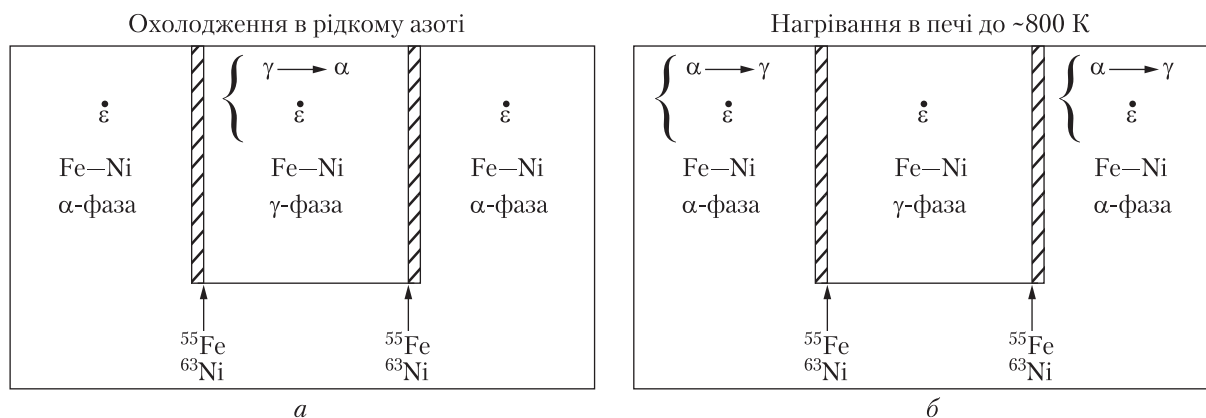


Рис. 1. Схема розміщення зразків для імпульсного навантаження за умов мартенситного перетворення у Fe–Ni-сплавах: при охолодженні (а) та нагріванні (б)

перетворення і перенесення речовини. Цей процес та чинники, які на нього впливають, досліджуються в даній роботі.

Експерименти проводили на сплавах системи Cu–Sn, де наявні термопружні перетворення, сплаві Fe–24% Ni–3%С з ізотермічною кінетикою перетворення, сплавах Fe–29,5%Ni, Fe–30%Ni та Fe–31%Ni, які характеризуються атермічним перетворенням. Слід зауважити, що попередня обробка в трьох останніх сплавах призводила до гомогенного пересиченого розчину нікелю у залізі. Перетворення і дифузія відбувалися в інтервалі температур від рідкого азоту до 800 К ($A_K = 506$ К). Зміну кількості речовини, яка приймала участь у $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ перетворенні, проводили шляхом попередньої обробки, від якої залежав вміст залишкового аустеніту, і його кількість варіювалася від 5 до 60 %, а також термоцикуванням зразка, який знаходився в оправленні, і у вільному стані. Крім того, для практично повного придушення атермічної кінетики перетворення [3] частину матеріалу (залізо з 29,5–31 % нікелю), призначеного для виготовлення зразків і оправок, піддавали деформації сповільненою осадкою на 50 %. Застосовували ще один спосіб впливу на перебіг перетворення – використовували різні температури перегріву – від 0 до 400 К.

Імпульсне деформування Fe–Ni-сплавів за умов $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ перетворення здійснювали таким чином. Для кожного експерименту були виготовлені зразки з одного й того ж сплаву, але в різних модифікаціях: кубічний (α -фаза Fe–Ni-сплаву) та П-подібний (γ -фаза Fe–Ni-сплаву) (оправлення кубічного). Кубічний зразок вставляли в П-подібний так, щоб забезпечити контакт між нанесеним на дві протилежні поверхні кубічного зразка гальванічним покриттям з тонким шаром радіоактивного ізотопу і протилежними внутрішніми поверхнями зразка у формі літери П. Потім цю збірку поміщали в рідкий азот або піч, нагріту до ~ 800 К (рис. 1 а, б). Такий перегрів чи переохолодження були достатніми для повного протікання перетворення $\gamma \rightarrow \alpha$ у кубічному зразку або $\alpha \rightarrow \gamma$ у П-подібному оправленні. Оскільки коефіцієнти лінійного розширення заліза з нікелем мають близькі значення в обох модифікаціях, то деформування відбувалося в основному в момент початку перетворення, тобто за рахунок збільшення об'єму зразка при $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворенні, що протікає по атермічній (вибуховій) кінетиці (становить 3 %). Отже при охолодженні у кубічному зразку відбувалися перетворення і деформація, а у частині П-подібного оправлен-

ня, що примикають до нього, тільки деформація, створювана різким збільшенням об'єму зразка при перетворенні, оскільки оправлення були виготовлені зі сплаву в α -модифікації. Це призводило до швидкої пластичної деформації зразка і оправлення, причому для поверхневих шарів, дифузія в яких розглядається, середні значення ступеню та швидкості деформації дорівнюють $\varepsilon \sim 1\%$, $\dot{\varepsilon} \sim 5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$.

Аналогічним чином при нагріванні у П-подібному оправленні відбувається $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення і різке стиснення оправлення призводить до деформації оправлення і розміщеного всередину зразка, який спочатку був у γ -фазі. Ступінь деформації поверхневих шарів визначали за заздалегідь нанесеними на контрольні зразки координатними сітками. За час дифузії визначена тривалість перетворення. Відповідність часу протікання викликаного імпульсною дією міграції атомів тривалості навантаження показана в роботі [4].

Отже, при швидкому нагріванні або охолодженні відбувалося перетворення то в зразку, то в оправленні, і дифузія в сплаві здійснювалася або при одночасній дії перетворення і деформації, або тільки при деформації. При цьому вдається точно визначити температуру імпульсної деформації, викликаного перетворенням, оскільки основна маса речовини переходить в нову модифікацію в перші моменти фазового переходу, тобто швидкість деформації на початку перетворення вища за середню, як мінімум, на порядок [5]. Крім того, частина кубічних зразків у відповідних фазах з нанесеним на протилежні сторони радіоактивним ізотопом була піддана охолодженню або нагріванню без оправлення. Тобто перетворення не супроводжувалося додатковим деформуванням. Відбувалася лише деформація, зумовлена появою нової фази всередині вихідної фази.

Зазначимо, що досліджували дифузію в Fe–Ni-сплавах у кубічному зразку з оправленням та без нього не лише при дії одного акту перетворення, але й при багаторазовому переході за рахунок термоциклювання від рідкого азоту до нагрітої печі та в зворотному напрямку.

Аналогічним чином проводили експерименти на сплавах Cu–Sn та Fe–Ni–C. В першому випадку застосовували мідне оправлення, у другому — залізне. Також здійснювали навантаження шляхом дії одного акту перетворення або термоциклювання, при цьому в усіх експериментах це відбувалось як в оправленні, так і у вільному стані.

Для дослідження рухливості атомів використовували радіоактивні ізотопи компонентів сплавів (див. таблицю). Для Cu–Sn додатково застосовували тонкі покриття з радіоактивного та стабільного нікелю.

Розподіл та рухливість атомів визначали методами, які базуються на застосуванні радіоактивних ізотопів, та в деяких експериментах використовували вторинну іонну маспектрометрію (ВІМС).

Перевірка можливого впливу на міграцію атомів ^{113}Sn , ^{67}Cu , ^{63}Ni при одноразовому перетворенні в момент занурення сплаву в рідкий азот і тривалого циклювання в умовах термопружних перетворень аж до 200 циклів

Характеристики використаних у роботі радіоактивних ізотопів

Ізотоп	Тип розпаду	Період напіврозпаду
^{14}C	β -розпад	5 000 років
^{63}Ni	β -розпад	125 років
^{55}Fe	ε (електронне захоплення)	3 роки
^{113}Sn	β^+ , ε (захоплення K-електрона)	115 діб
^{67}Cu	β^- розпад	2,2 діб

* Захоплення атомним ядром електрона, як правило, з 1S (K) або 2S (L) рівня з випусканням характеристичного рентгенівського випромінювання.

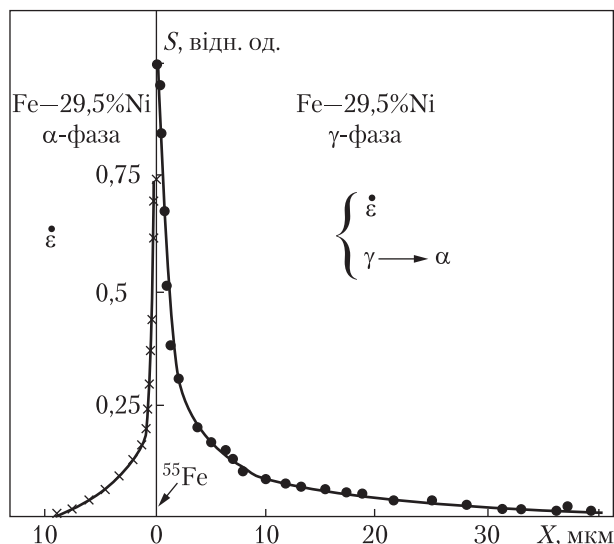


Рис. 2. Концентраційні профілі розподілу атомів ^{55}Fe у зразку, підданому дії $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення та деформації, і оправлені під дією лише деформації. За 0 прийнята межа розділу зразок–оправлення, де концентрація є максимальною

тривале циклювання і сумарний час перебування при 900 К близько 5 год, дифузія не спостерігалася. Ні атомів заліза, ні легуючих елементів (С, Ni) за межами залізного або нікелевого покриття або насиченого вуглецем шару не було виявлено методами, заснованими на застосуванні радіоактивних індикаторів, включаючи електронно-мікроскопічну авторадіографію і мікроавторадіографію “косого шліфа” з кутом 30° . Тільки застосування методу ВІМС і використання покриття із стабільного кобальту (товщиною близько 0,5 мкм) дозволило встановити протяжність дифузійної зони кобальту в залізі і його сплаві з нікелем $\sim 0,35$ і $0,25$ мкм відповідно. Аналогічним чином сталося проникнення заліза і нікелю в кобальтове покриття, причому на значну частину його товщини. Розрахунок коефіцієнтів взаємної дифузії ($D^{\text{Co} \rightarrow \text{Fe-Ni}} = 2,9 \cdot 10^{-15}$, $D^{\text{Co} \rightarrow \text{Fe}} = 5,5 \cdot 10^{-15}$, $D^{\text{Fe} \rightarrow \text{Co}} = 6,1 \cdot 10^{-17}$ см²/с, $D^{\text{Ni} \rightarrow \text{Co}} = 9,2 \cdot 10^{-17}$ см²/с) показав, що вони не тільки можуть бути зіставленими, але за винятком дифузії в залізо, трохи вищими за значення, визначені після проведеного тривалого ізо-термічного відпалу досліджуваного сплаву (923 К, 230 год) або апроксимовані на 923 К літературні дані, які стосуються термічно активованої дифузії атомів кобальту в α -Fe і Ni, атомів заліза і нікелю в β -Co [7, 8], $D^{\text{Co} \rightarrow \text{Fe-Ni}} = 1,4 \cdot 10^{-15}$, $D^{\text{Co} \rightarrow \text{Fe}} = 4 \cdot 10^{-14}$, $D^{\text{Co} \rightarrow \text{Ni}} = 4,2 \cdot 10^{-16}$, $D^{\text{Fe} \rightarrow \text{Co}} = 2,1 \cdot 10^{-19}$, $D^{\text{Ni} \rightarrow \text{Co}} = 4,9 \cdot 10^{-18}$ см²/с. Мабуть, однією з причин спостережуваного перенесення речовини при термоциклюванні як залізонікелевого сплаву, так і кобальту є прискорююча дія напружень, що виникли при багаторазових фазових переходах, на дифузію елементів заміщення в умовах відпалів [9], а не саме прискорене перенесення речовини, стимульоване мартенситними $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ (Fe–Ni) та $\beta \rightleftharpoons \alpha$ (Co) перетвореннями. Крім того, треба враховувати, що в кобальті малий об’ємний ефект ($\sim 0,31$ – $0,36$ %) при $\alpha \rightarrow \beta$ і $\beta \rightarrow \alpha$ перетвореннях, які відбуваються в процесі нагрівання і охолодження при кожному циклі впливу, і кінетика перетворення не мають вибухового характеру. Але в

показала, що після видалення покриття, що проводилося з кроком 0,2 мкм, тобто на глибині ~ 1 мкм, мічені атоми відсутні. Причому застосовували пошарові радіометричний і авторадіографічний аналізи (з експозицією 2 тижні). Негативний результат отримано також при дослідженні методом ВІМС можливого проникнення атомів нікелю у Cu–Sn. Отже, можна стверджувати, що повільне протікання перетворення і відсутність пластичної деформації при перетворенні [6] не приводить до прискореної міграції атомів.

Такий самий результат маємо при використанні сплаву заліза з 24 % нікелю і 3 % вуглецю, що зазнає мартенситних перетворень нижче 0°C з ізо-термічною кінетикою [6]. Зразки піддавали дії 1, 10 і 100 перетворень як в залізній оправці, так і у вільному стані. Однак, незважаючи на

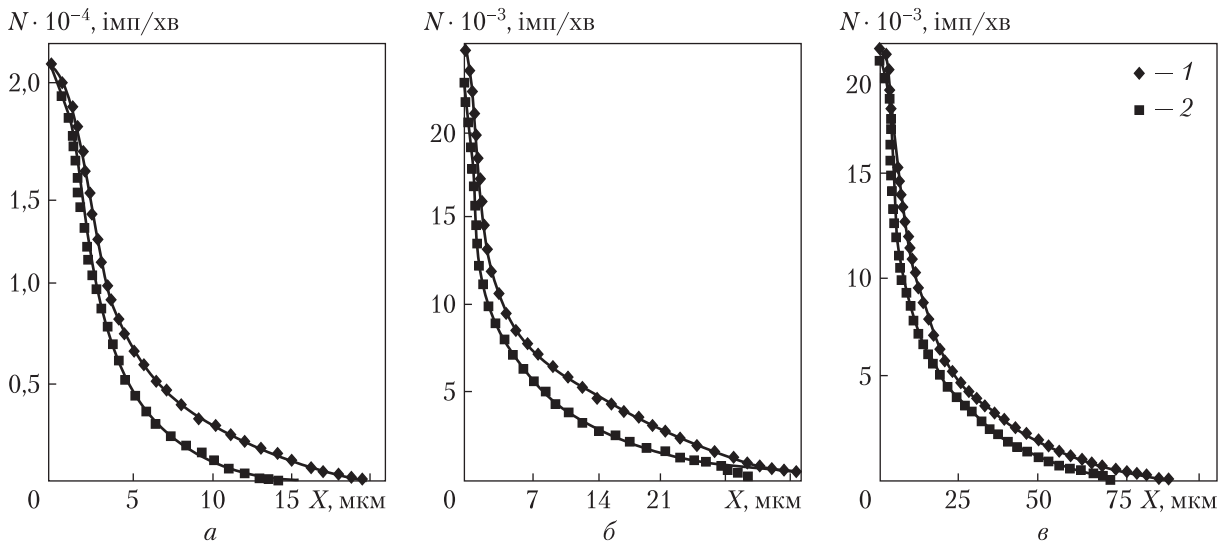


Рис. 3. Концентраційні профілі розподілу атомів ^{55}Fe (1) та ^{63}Ni (2) у сплаві Fe–31%Ni при деформації (а), $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворенні (б) та їх спільному впливі (в)

процесі виходу температури на точки M_n , M_k , A_n , A_k , тобто при температурах перегріву і переохолодження і витримки при них, перенесення речовини було полегшене наявністю гетерофазних флуктуацій атомів обох фаз у передперехідний період. Дійсно, про існування дифузійної аномалії в даному стані матеріалу свідчать результати ряду досліджень, проведених на кобальті, титані та їх сплавах [10–12]. Не виключено, що для залізонікелевих сплавів, особливо тих, що характеризуються ізотермічною кінетикою перетворення, наявність прискореної дифузії при термоциклюванні пов'язана не скільки з фазовим наклепом, але зі збільшенням середньоквадратичних зміщень атомів. Отже, необхідно враховувати внесок у загальний потік речовини дифузії в умовах передмартенситної нестабільності.

Експерименти, проведені на зразках і оправленнях, виготовлених із деформованого сплаву Fe–31%Ni з ізотермічною кінетикою перетворення, показали, що немає міграції атомів заліза і нікелю ні при 1, ні при 10 циклах перетворення навіть на десятій частці мікрона (ВІМС і мікроавторадіографія “косого шліфа” з кутом 30°). Зважаючи на наведені вище результати подальше термоциклювання вважалось недоцільним.

Інший результат має місце при атермічних перетвореннях, що відбуваються в сплавах заліза з 29,5–31 % нікелю. Мартенситні $\gamma \rightarrow \alpha$ та $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення сприяють масоперенесенню (дифузії) при криогенних температурах (рис. 2) та при нагріванні до $\sim 500^\circ\text{C}$ (рис. 3) навіть при одному акті. Однак зі збільшенням частки залишкового аустеніту у зразку з даних сплавів (при навантаженні в оправленні) від 5 до 10, 20, 40 і 60 % у вихідному стані коефіцієнти само- і гетеродифузії зменшуються відповідно в $4,5 \pm 0,2$, $6,0 \pm 0,2$, $7,9 \pm 0,3$ та $9,4 \pm 0,3$ рази.

При деформації зразків із цих же сплавів без оправлення даний ефект виявляється слабшим — перехід від 5 до 60 % залишкового аустеніту сприяє зменшенню рухливості атомів заліза і нікелю в $7,0 \pm 0,5$ разів. Практично такими ж значеннями характеризується зменшення коефіцієнтів дифузії в сплавах з 30% нікелю при одному $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворенні з

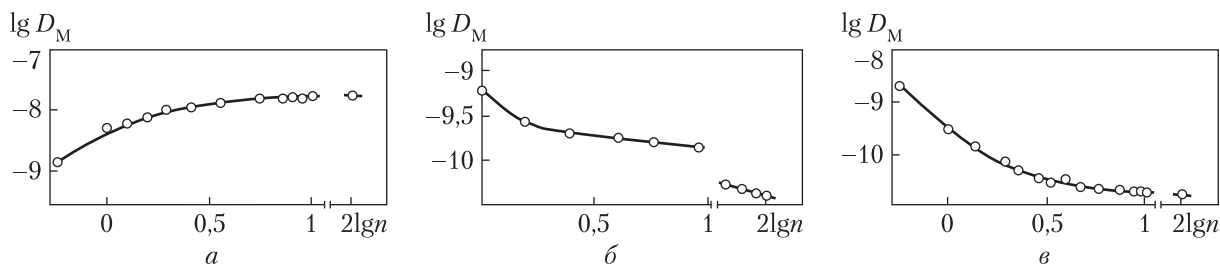


Рис. 4. Залежність коефіцієнта дифузії D_M заліза ^{55}Fe в сплаві заліза з 30 % нікелю від кратності (n) $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ перетворення (а), імпульсної деформації (б), одночасної дії перетворення і деформації (в)

ростом залишкового аустеніту. Тобто ні температура перетворення, ні концентрація нікелю в твердому розчині не впливають на дану залежність.

При багаторазовому термоциклюванні сплаву заліза з 29,5, 30 і 31 % нікелю з переходом через точки прямого і зворотного мартенситних перетворень, коли накопичується залишковий аустеніт і в перетворенні бере участь все менша кількість матеріалу, так само, як показано в роботах [13, 14] на залізі, нікелі і сплаві заліза з 30 % нікелю, збільшується рухливість атомів при дії тільки перетворень і уповільнення перенесення речовини при багаторазовій деформації і синхронній дії деформацій та перетворень (рис. 4). Причому в останньому випадку зниження рухливості атомів із зростанням кількості актів навантаження також виражено сильніше, ніж при дії тільки деформації. Причиною цього, як вважають автори [14], є наявність концентраційних неоднорідностей у складі сплаву, які є перешкодою для руху міжфазної межі, що призводить до зменшення швидкості протікання $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ перетворення, а це, в свою чергу, негативно впливає на можливість прискорення дифузійних процесів.

Розглянемо вплив температури перегріву на дифузійну рухливість атомів заліза на прикладі сплаву заліза з 29 % нікелю ($A_H = 605 \text{ K}$, $A_K = 665 \text{ K}$). Зразки в α -стані (без оправки) поміщали в піч, нагріту до 673, 823 і 973 К. Коефіцієнти дифузії D_M мали значення: $\sim 1 \cdot 10^{-11}$, $6,9 \cdot 10^{-10}$, $1,1 \cdot 10^{-9} \text{ см}^2/\text{с}$ відповідно.

Таким чином, можна стверджувати, що можливість прискорення дифузії при мартенситних перетвореннях визначається кінетикою перетворення.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Герцирикен Д.С., Гуревич М.Е., Коваль Ю.Н., Фальченко В.М. Влияние мартенситного превращения на диффузионную подвижность атомов в металлах. Мартенситные превращения. Киев: Наук. думка, 1978. С. 274–278.
2. Герцирикен Д.С., Коваль Ю.Н., Мазанко В.Ф., Новомлынец О.А., Миронов В.М., Алексеева В.В. Диффузия в условиях мартенситных превращений в материалах с различной структурой и фазовым составом. *Наукова думка ери інформації: надбання, виклики, пріоритети* : зб. матеріалів міждисциплін. наук.-практ. конф. Київ, 21 грудня 2018 р. [уклад. Л. І. Юдіна]. Київ, 2019. С. 8–15.
3. Пахута П., Хиспецка Л., Мазанец К. Изучение динамики мартенситного превращения. Мартенситные превращения. Киев: Наук. думка, 1978. С. 228–231.
4. Митлина Л.А., Мазанко В.Ф., Герцирикен Д.С., Миронова О.А. Взаимосвязь импульсных деформаций в металлах и стимулированного ими массопереноса. *ФиХОМ*. 2006. №4. С. 77–83.
5. Кауфман Л., Коэн М. Термодинамика и кинетика мартенситных превращений. Успехи физики металлов. Т. 4, Москва: Металлургиздат, 1961. С. 192–289.

6. Лободюк В.А., Эстрин Е.И. Мартенситные превращения. Москва: Физматлит, 2009. 352 с.
7. Лариков Л.Н., Исайчев В.И. Диффузия в металлах и сплавах: Справочник. Киев: Наук. думка, 1987. 512 с.
8. Adda I., Philibert J. Diffusion dans les solides. Paris: Presses universitaires de France, 1966. 2. 1296 p.
9. Лирчин Т.Н., Чернуха Л.Г., Павлова А.Г. и др. Диффузия атомов внедрения и замещения в наклепанной матрице. *МиТОМ*. 1973. № 2. С. 66–68.
10. Бокштейн С.З., Бокштейн Б.С., Кишкин С.Т. и др. Влияние фазовых превращений в кобальтовых сплавах на диффузию и механические свойства. *ФММ*. 1978. 46 (2). С. 390–395.
11. Бокштейн Б.С., Войтовский Ю.Б., Кишкин С.Т. Изучение фактора Дебая-Валлера вблизи температуры полиморфного превращения в кобальте. *ЖТФ*. 1973. 64 (2). С. 553–556.
12. Фальченко Ю.В. Особенности диффузионных процессов при ударной сварке в вакууме титановых цепей. *Роль диффузионных процессов в формировании поверхности металла с особыми свойствами и образовании неразъемных соединений*: Материалы конф. (Киев, ноябрь 1993 г.). С. 9–10.
13. Герцирикен Д.С., Коваль Ю.Н., Тышкевич В.М. Фальченко В.М. Влияние низкотемпературного мартенситного превращения на массоперенос при импульсном воздействии. *Физика структуры и свойства твердых тел*. Куйбышев: Куйбыш. ун–т, 1984. С. 17–28.
14. Герцирикен Д.С., Мазанко В.Ф., Тышкевич В.М. Фальченко В.М. Массоперенос в металлах при низких температурах в условиях внешних воздействий. Киев: Изд. НАН Украины, 2001. 458 с.

Надійшло до редакції 16.12.2020

REFERENCES

1. Gertsriken, D.S., Gurevich, M.E., Koval, Yu. N. & Falchenko, V.M. (1978). The effect of martensitic transformation on the diffusion mobility of atoms in metals. *Martensitic transformations*. Kyiv: Naukova Dumka (in Russian).
2. Gertsriken, D.S., Koval, Yu.N., Mazanko, V.F. Novomlynets, O.O., Mironov, V.M. & Alekseeva, V.V. Diffusion under martensitic transformations in materials with different structure and phase composition. The scientific thought of the information age: assets, challenges, priorities: collection of interdisciplinary materials. scientific practice. conf. Kyiv, December 21, 2018. Kyiv. 2019. P. 8-15 (in Russian).
3. Pakhuta, P., Khispetsky, L. & Mazanets, K. (1978). Studying the dynamics of martensitic transformation. *Martensitic transformations*. Kyiv: Naukova Dumka (in Russian).
4. Mitlina, L.A., Mazanko, V.F., Gertsriken, D.S. & Mironova, O.A. (2006). Interrelation of impulse deformations in metals and mass transfer stimulated by them. *FiHOM*. No. 4, pp. 77-83 (in Russian).
5. Kaufman, L. & Cohen, M. (1961). Thermodynamics and kinetics of martensitic transformations. *Advances in the physics of metals*. Vol. 4. Moscow: Metallurgizdat (in Russian).
6. Lobodyuk, V.A. & Estrin, E.I. (2009). *Martensitic transformations*. Moscow: Fizmatlit (in Russian).
7. Larikov, L.N. & Isaichev, V.I. (1987). *Diffusion in metals and alloys: a Handbook*. Kiev: Naukova Dumka (in Russian).
8. Adda, I. & Philibert, J. (1966). *Diffusion dans les solides*. Paris: Presses universitaires de France. Vol. 2.
9. Lirchin, T.N., Chernukha, L.G., Pavlova, A.G. et al. (1973). Diffusion of interstitial and substitutional atoms in a riveted matrix. *MITOM*. No. 2, pp. 66-68 (in Russian).
10. Bokshstein, S.Z., Bokshstein, B.S., Kishkin, S.T. et al. (1978). Effect of phase transformations in cobalt alloys on diffusion and mechanical properties. *FMM*. 46 (2), pp. 390-395 (in Russian).
11. Bokshstein, B.S., Voitovsky, Yu.B. & Kishkin S.T. (1973). The study of the Debye-Waller factor near the temperature of the polymorphic transformation in cobalt. *ZHTF*. 64 (2), pp. 553-556 (in Russian).
12. Falchenko, Yu.V. (Kiev, November 1993). Features of diffusion processes during impact welding in vacuum of titanium chains. The role of diffusion processes in the formation of a metal surface with special properties and the formation of integral compounds: *Materials conf.* P. 9–10 (in Russian).
13. Gertsriken, D.S., Koval, Yu.N., Tyshkevich, V.M. & Falchenko, V.M. (1984). The effect of low-temperature martensitic transformation on mass transfer during pulsed exposure. *Physics of the structure and properties of solids*. Kuibyshev: Kuibyshev. un–t (in Russian).
14. Gertsriken, D.S., Mazanko, V.F., Tyshkevich, V.M. & Falchenko, V.M. (2001). Mass transfer in metals at low temperatures under external influences. Kiev: Publ. NAS of Ukraine (in Russian).

Received 16.12.2020

*Yu.N. Koval, D.S. Gertsriken,
V.F. Mazanko, S.I. Bogdanov*

G.V. Kurdyumov Institute of Metal Physics of the NAS of Ukraine, Kyiv
E-mail: besal21@ukr.net

INFLUENCE OF THE MARTENSITIC TRANSFORMATION KINETICS ON THE MIGRATION OF ATOMS

The effect of low-temperature martensitic transformations with different kinetics on the diffusion (mass transfer) in a number of alloys is studied using radioactive indicators. It turned out that, under the action of thermoelastic transformations and transformations characterized by isothermal kinetics, there is no increase in the mobility of atoms during the first act of a transformation and the prolonged thermal cycling. In the martensitic transformation with athermal (explosive) kinetics, an abnormally high increase in the mobility of atoms takes place even with one act of the transformation.

Various effects on the increase in the diffusion coefficients of multiple transformations, multiple compression, and repeatedly repeated simultaneous effects of transformation and deformation are established.

The diffusion coefficients in the time moments preceding the transformation are determined.

Keywords: *martensitic transformation, kinetics of transformation, pre-martensitic instability, atom migration, diffusion coefficients, radioactive isotopes.*