

<https://doi.org/10.15407/dopovidi2021.03.055>

УДК 539.219.3:53.09

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

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

E-mail: [besal21@ukr.net](mailto:besal21@ukr.net)

## **Вплив проміжних прошарків на взаємну дифузію за умов мартенситних перетворень**

*Представлено членом-кореспондентом НАН України Ю.М. Ковалем*

Методами, які базуються на застосуванні радіоактивних індикаторів, рентгеноструктурного і мікродюрометричного аналізів досліджено фазовий склад дифузійної зони, що утворюється при низькотемпературному імпульсному впливі. Деформування здійснювали шляхом використання значного об'ємного ефекту при атермічних мартенситних  $\alpha \rightarrow \gamma$  (при охолодженні в рідкому азоті) та  $\gamma \rightarrow \alpha$  (при нагріванні до 923 K) перетвореннях у сплавi Fe-30 %Ni. Після різних умов попередньої обробки сплав заліза з 30 % нікелю існував при кімнатній температурі у вигляді гомогенного твердого розчину у двох модифікаціях: з ОЦК ґратами ( $\alpha$ -фаза) та з ГЦК ґратами ( $\gamma$ -фаза). Зі сплаву у ГЦК-фазі робили кубічні зразки, а з ОЦК – П-подібні. Кубічні зразки з нанесеними шарами мічених атомів поміщали в П-подібні таким чином, щоб був забезпечений контакт між шарами ізотопу і металевими прошарками, що примикають з іншого боку до залізних фольг, які, в свою чергу, контактують з паралельними внутрішніми поверхнями (ніжки літери П). З'єднані таким чином за ковзною посадкою зразки занурювали у рідкий азот (перетворення відбувається в кубічному зразку) або поміщали у піч, нагріту до 923 K (перетворення у П-подібному). В обох випадках об'ємний ефект при перетвореннях зумовлює імпульсне деформування контактуючих поверхонь. Дана схема навантаження дозволяє отримувати зразки, що зазнають як дію імпульсної деформації, так і спільну дію  $\gamma \rightleftharpoons \alpha$  перетворень і створюваної ними пластичної деформації. Контрольні зразки зазнавали  $\gamma \rightarrow \alpha$  та  $\alpha \rightarrow \gamma$  перетворення за тих самих умов, але без прошарків, а також відчували перетворення без оправлення, тобто без додаткової імпульсної деформації. Показано вплив проміжних прошарків на швидкість масоперенесення і особливості фазоутворення за умов мартенситних перетворень з вибуховою кінетикою. Встановлено взаємозв'язок між видом проникаючих атомів і утвореними фазами в нерівноважних умовах.

**Ключові слова:** мартенситне перетворення, вибухова кінетика, дифузія, фазоутворення, проміжні прошарки.

Процеси масоперенесення в металах і сплавах при різного роду зовнішніх впливах вже багато років є об'єктом інтенсивних досліджень. Це пов'язано з виявленням ефекту аномально-го збільшення рухливості атомів під дією швидкісної пластичної деформації [1]. Дотепер

Цитування: Коваль Ю.М., Мазанко В.Ф., Герцрікен Д.С., Богданов Є.І., Міронов В.М., Богданов С.Є. Вплив проміжних прошарків на взаємну дифузію за умов мартенситних перетворень. *Допов. Нац. акад. наук* Укр. 2021. № 3. С. 55–63. <https://doi.org/10.15407/dopovidi2021.03.055>

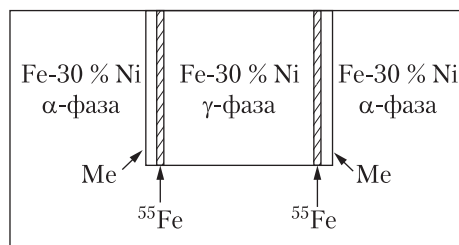


Схема деформування при мартенситних перетвореннях

термічної активації дослідження проводилося при низьких та криогенних температурах, коли, наприклад, як джерело імпульсної деформації використовували мартенситне перетворення з вибуховою кінетикою і помітним об'ємним ефектом [2, 3]. Крім того застосування масивних зразків при імпульсному впливі зумовлює виникнення великого числа чинників, що впливають на масоперенесення і ускладнюють аналіз експериментальних даних та їх подальше узагальнення.

Цьому має допомогти, зокрема, застосування проміжних прошарків з контрольованими товщиною, структурою, формою, фазовим складом, дефектністю тощо. Проте, незважаючи на всю значимість подібних досліджень і нові можливості, які при цьому виникають, досі їм не приділялося достатньої уваги. Тому вивчення масоперенесення (дифузії) при дії мартенситних перетворень та деформації, яку вони створюють, в бінарних системах із проміжними прошарками з металів, які мають різні механічні характеристики, дозволяє встановити ряд нових закономірностей, а це сприятиме вивченню фізичної природи досліджуваного явища.

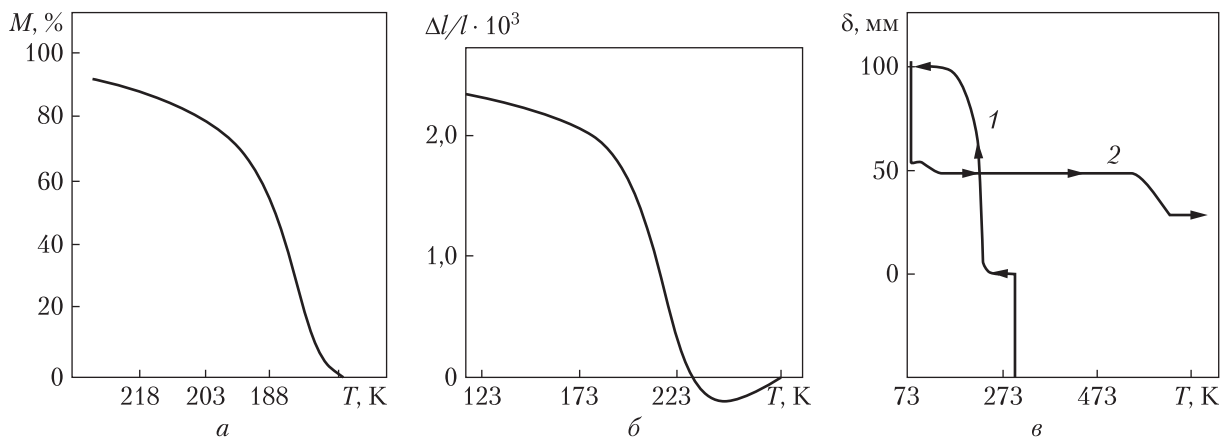
Експерименти проводили на сплаві заліза з 30 % нікелю, який при кімнатній температурі в залежності від умов попередньої обробки знаходиться в аустенітному ( $\gamma$ ) або мартенситному ( $\alpha$ ) станах з ГЦК і ОЦК ґратами відповідно. Для цього після гомогенізуючого відпалу твердий розчин нікелю в залізі гартували від 1273 К у воду або в рідкий азот. У другому випадку сплав містив близько 5 % залишкового аустеніту.

Як прошарки були взяті тонкі (~15 мкм) і товсті (~100 мкм) відпалені фольги з міді, нікелю, молібдену та алюмінію, в тому числі і такого, що містить радіоактивний ізоотоп  $^{26}\text{Al}$ , сплаву заліза з нікелем.

Імпульсне деформування в умовах перетворення здійснювали наступним чином. Залізо-нікелевий зразок у вихідному стані покривали з двох сторін шаром товщиною до 1 мкм радіоактивного ізоотопу  $^{26}\text{Al}$ ,  $^{55}\text{Fe}$ ,  $^{60}\text{Co}$ ,  $^{63}\text{Ni}$  або стабільного алюмінію, міді, молібдену, або такий, що містить в протилежних приповерхневих шарах ~1–2 мкм азот або вуглець, причому в ряді експериментів з ізоотопом  $^{14}\text{C}$ . Зразок з нанесеними шарами спочатку поміщали по ковзній посадці в виготовлену з того ж сплаву заліза з нікелем П-подібне оправлення таким чином, щоб був забезпечений контакт між шаром ізоотопу і металевим прошарком, що примикає з іншого боку до залізної фольги, яка, в свою чергу, контактує з внутрішніми поверхнями оправлення (див. схему), а потім — у рідкий азот або піч, нагріту до 923 К.

Оскільки коефіцієнти лінійного розширення сплаву в обох станах мають близькі значення, деформування відбувалося в основному за рахунок об'ємного ефекту при  $\gamma \leftrightarrow \alpha$  перетворенні, який за даними [4] досягає ~3 %. Ступінь залишкової деформації не пере-

вивчені такі загальні закономірності масоперенесення, як вплив на нього різних факторів: температури обробки, швидкості і ступеня пластичної деформації, типу кристалічної решітки і твердого розчину, виду домішок тощо. Однак досі залишається незрозумілим проходження процесу перенесення речовини між двома взаємодіючими матеріалами, в результаті чого і виникають нові фази при низьких температурах, коли термічна активація незначна. Для запобігання внеску



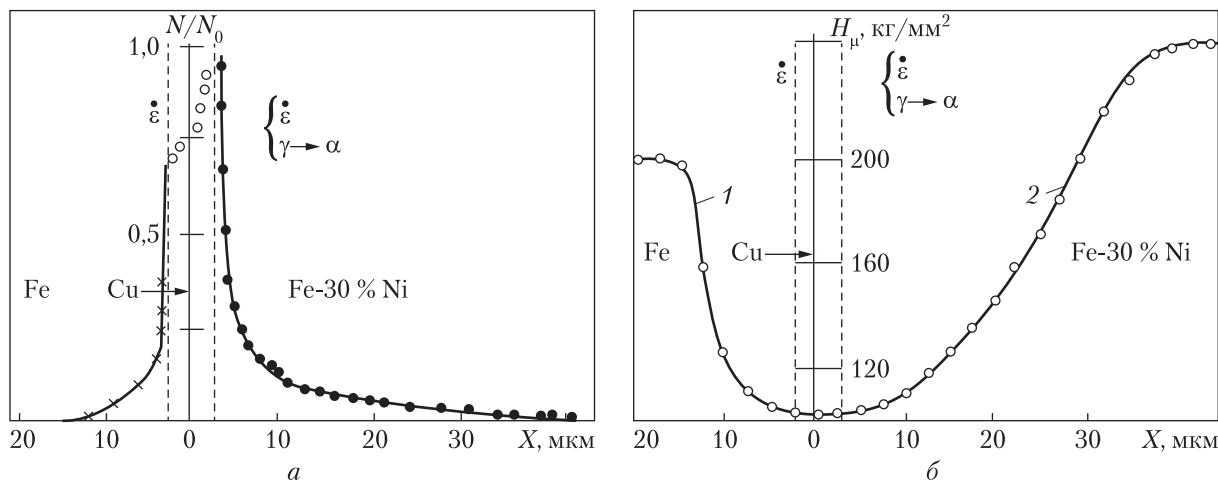
**Рис. 1.** Змінювання кількості мартенситу в процесі перетворення зі зниженням температури (а), подовження зразка, що зазнає перетворення, при охолодженні (б), пластичних властивостей сплаву при охолодженні і нагріванні (в)

вищує 1–1,5 % [5]. Контрольні зразки зазнавали  $\gamma \rightarrow \alpha$  та  $\alpha \rightarrow \gamma$  перетворення за тих самих умов, але без прошарку, а також зазнавали перетворення без оправлення, тобто без додаткової імпульсної деформації. Крім того, в ряді експериментів для визначення зміни фазового складу в деформованому металі або твердому розчині втілення між оправкою і прошарком розміщували пластини (до 1 мм), виготовлені з нікелю, заліза або маловуглецевої сталі.

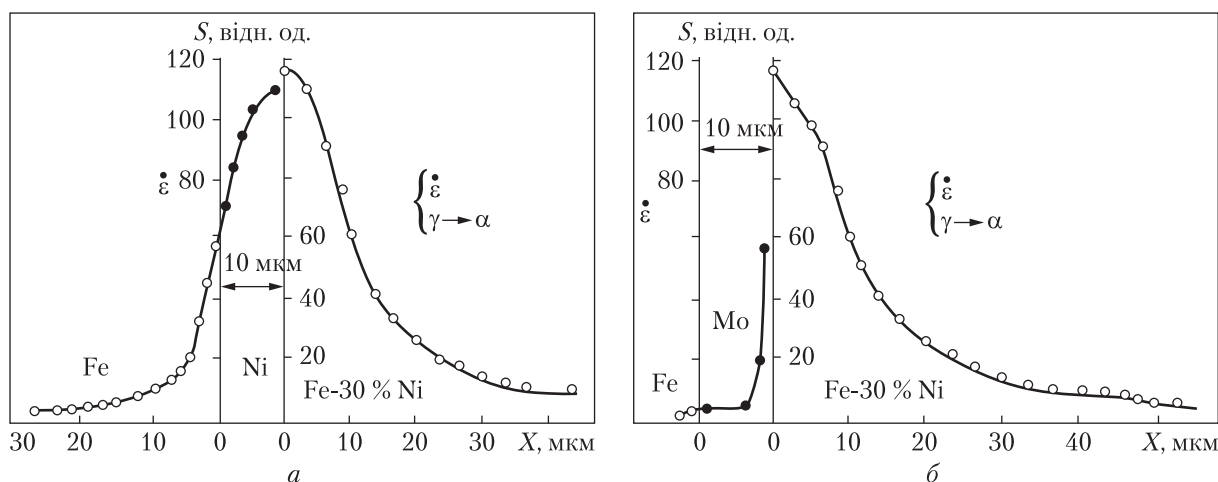
Зазначимо, що мартенситне перетворення в даному сплаві протікає за вибуховою кінетикою і швидкість деформації всього зразка досягає  $\sim 5 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$ , а приповерхневого шару (дифузійної зони) – на 1–1,5 порядки вище ( $\sim 1 \text{ c}^{-1}$ ). Температуру початку  $M_{\Pi}$  і кінця  $M_{\text{K}}$  прямого  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення визначали за зміною пластичності і подовження зразка, пов'язаного з утворенням мартенситу, а також за зміною змісту мартенситу в сплаві, зафіксованому методом низькотемпературної рентгенографії, точки  $A_{\Pi}$  і  $A_{\text{K}}$  визначали за відновленням форми при нагріванні за методикою [6], за змістом аустеніту в сплаві (рис. 1), а також за появою електрорушійної сили, що виникає в десятивитковій котушці, виготовленої зі сплавів заліза з 30 % нікелю в момент вибухового утворення мартенситу [7]. Так, при напруженості магнітного поля, орієнтованого вздовж осі зразка зі сплаву Fe – 30%Ni,  $H = 450 \text{ E}$  амплітуда і тривалість наростання одиничного сигналу були рівні  $\sim 10 \text{ мВ}$  та 1–5 мс відповідно.

Застосовувані переохолодження і перегрів достатні для протікання прямого  $\gamma \rightarrow \alpha$  і зворотного  $\alpha \rightarrow \gamma$  перетворень, оскільки їх температурні інтервали становлять 233–163 K та 553–613 K відповідно [1]. Таким чином, дана схема навантаження дозволяє отримувати зразки, що зазнають як дію імпульсної деформації, так і спільну дію  $\gamma \rightleftharpoons \alpha$  перетворень і створюваної ними пластичної деформації. Повний час прямого і зворотного перетворення розраховували з температурних інтервалів з урахуванням швидкості нагріву і охолодження.

Зазначимо, що згідно з [8], тривалість протікання процесу міграції атомів відповідає часу фазового переходу або імпульсного деформування.



**Рис. 2.** Розподіл відносної концентрації атомів  $^{55}\text{Fe}$  (а) і мікротвердості (б) в залізі і мідному прошарку (вихідна товщина  $d_{\text{вих}} = 15 \mu\text{м}$ ), що зазнали імпульсну деформацію, і залізонікелевому сплаві, підданому синхронній дії деформації і мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення



**Рис. 3.** Розподіл відносної концентрації (щільності почорніння)  $^{63}\text{Ni}$  при деформації в умовах  $\alpha \rightarrow \gamma$  перетворення при взаємодії заліза і залізонікелевого сплаву через прошарки з нікелю ( $d_{\text{вих}} = 15 \mu\text{м}$ ) (а) і молібдену ( $d_{\text{вих}} = 11 \mu\text{м}$ ) (б)

Фазовий склад, рухливість і розподіл атомів вивчали за допомогою пошарового радіометричного, авторадіографічного, рентгеноструктурного і мікродюриметричного аналізів.

Проведені експерименти показали, що за час деформування (близько 0,5 хв) крім проникнення в залізонікелевий сплав під дією деформації і перетворення, атоми більшості досліджуваних елементів проходять через прошарок, що став тоншим, і проникають в продеформований метал або сплав (рис. 2–4).

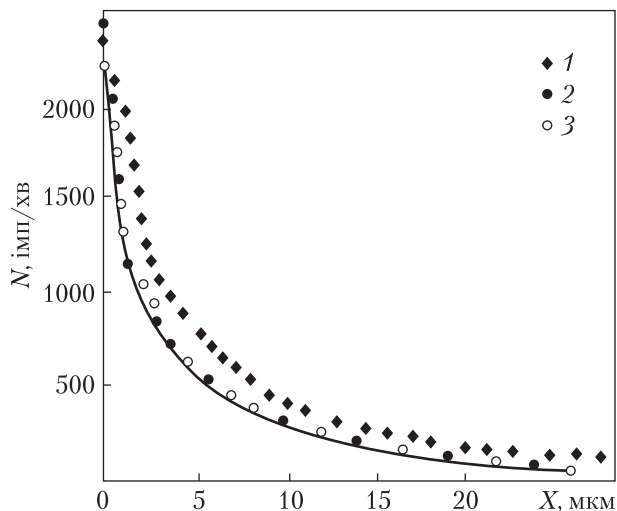
Як впливає з рис. 2, зменшення прошарку досягає 67 %, і, судячи зі зміни концентрації мічених атомів і мікротвердості в дифузійних зонах між міддю і залізом і міддю і залізонікелевим сплавом, мають місце значні взаємна дифузія і фазоутворення. Так, у міді з боку

**Рис. 4.** Розподіл нікелю  $^{63}\text{Ni}$  в залізнікелевому сплаві, який взаємодіє з залізом при спільній дії деформації і перетворення без прошарку (1), через прошарок алюмінію з вихідною товщиною 15 мкм (2) і в сплаві, що знаходиться без оправлення і зазнає тільки мартенситного  $\alpha \rightarrow \gamma$  перетворення (3)

заліза утворюється твердий розчин заліза в міді к-Си з концентрацією 0,5 мас. %, а в залізі виникає розчин  $\alpha\text{-Fe}$  з концентрацією міді 0,4 мас. %. У поверхневому шарі сплаву Fe–30%Ni при одночасній дії деформації і перетворення розчиняється ще більша кількість міді – 0,8 мас. %. При дії на сплав тільки деформації концентрація міді в ньому також вища, ніж у залізі, вона становить 0,55 мас. %. Тобто присутність нікелю в твердому розчині збільшує розчинність міді. Аналогічним чином перерозподіляються при деформації в залізнікелевому сплаві, міді і залізі атоми нікелю.

Рис. 3 ілюструє особливості взаємодії заліза і сплаву Fe + 30%Ni в умовах  $\alpha \rightarrow \gamma$  перетворення при використанні прошарків, виготовлених з менш пластичних металів. Виявилось, що наявність нікелевої фольги (рис. 3, а) практично не перешкоджає проникненню мічених атомів нікелю в залізо, яке деформується. Відзначимо, що те ж саме відбувається і для міграції мічених атомів заліза в ці ж матеріали, а також при перетворенні. Причому, на відміну від мідного прошарку, при використанні нікелевого спостерігаються більш пологі концентраційні профілі. Що ж стосується молібденового прошарку (рис. 3, б), то, можливо в зв'язку з його більш слабкою здатністю до деформації ( $\epsilon \leq 10\%$ ) спостерігається різке спадання концентрації, причому до заліза доходить тільки незначна кількість мічених атомів нікелю. Разом з тим у залізнікелевому сплаві глибина проникнення дещо більша, ніж за наявності нікелевої, мідної та алюмінієвої фольги (рис. 4). Мабуть, це пов'язано з тим, що присутність менш пластичного молібденового прошарку сприяє більшій деформації сплаву. Тобто, чим пластичніший матеріал прошарку, тим слабкіше деформується залізнікелевий зразок і тим менша рухливість атомів у ньому.

Слід, однак, відзначити, що при навантаженні збірки з алюмінієвим прошарком відбувалося видавлення більшої частини матеріалу прошарку із зони взаємодії. Тому зміни об'єму сплаву в момент перетворення не призводять до деформації залізного зразка, а зразок зі сплаву зазнає тільки мартенситне перетворення. Тому проникнення атомів нікелю в залізо не відбувається. Такий самий ефект має місце при використанні радіоактивного ізотопу  $^{26}\text{Al}$ . З порівняння представлених на рис. 4 концентраційних профілів 2 і 3 видно, що глибина проникнення атомів нікелю в сплав у присутності алюмінієвого прошарку є з точністю до помилки експерименту такою самою, як за міграції атомів у зразку, навантаженому без оправлення, тобто без додаткової деформації, і трохи нижче, ніж при спільній дії на сплав перетворення і деформації (при навантаженні в оправленні) за відсутності прошарку. Однак слід зазначити, що при використанні товстого прошарку алюмінію є проникнення атомів



заліза в алюмінії та їх розчинення з утворенням лише пересиченого твердого розчину, концентрація в якому  $\approx 1$  %. Також розчинення алюмінію в тонкому шарі заліза з приблизно таким же вмістом розчинених атомів. За рівноважних умов при низьких температурах розчинність заліза в алюмінії становить тисячні долі процента, тоді як максимальна розчинність алюмінію в залізі — біля 10 %.

Розглянемо взаємодію металів із легкими елементами. Так, атоми азоту, попередньо введені в приповерхневий шар сплаву заліза з 30 % нікелю (зразок), який знаходиться в аустенітному стані, під час перетворення проникають як у глиб матеріалу сплаву, так і в залізну прокладку товщиною 2 мм, розташовану між зразком і оправкою, утворюючи в залізі твердий розчин із концентрацією 1 %. Ця величина перевищує граничну розчинність для температури 233 К. При використанні нікелевої прокладки було виявлено, що концентрація азоту в нікелі не перевищувала 0,87 %. У випадку, коли зразок контактував безпосередньо з П-подібною оправкою зі сплаву в  $\alpha$ -модифікації, атоми азоту в процесі перетворення в зразку і створюваної ним деформації проникали в матеріал оправки. При цьому максимальний вміст азоту в поверхневому шарі сплаву становив 0,95%. При перетворенні в сплаві, що зазначає подвійного впливу, концентрація азоту дорівнює 1,5 %, а при дії тільки деформації в сплаві розчинилося 0,98 % азоту, в залізі — 1,1 %, в нікелі — 0,9 %. Дослідження типу твердого розчину азоту в залізі і залізонікелевому сплаві, що утворився в процесі перетворення, показало, що значення  $n_A$  для Fe складає 2,038, а для Fe—Ni — 2,040, тобто має місце твердий розчин втілення, подібно до того, що відбувається при ізотермічних відпалах. Відзначимо, що без попереднього введення азоту в матеріал, який в подальшому є джерелом азоту, проникнення азоту в сплав з рідкого азоту не спостерігалось на відміну від того, що відбувається при реалізації механізму динаміко-дислокаційної дифузії під час деформування іонних кристалів [9].

В рівноважних умовах такої кількості азоту в кристалічній ґратці заліза, його сплаву з нікелем і особливо нікелю досить для утворення крім твердого розчину різноманітних нітридів. Однак в даних умовах низькотемпературного впливу утворення нітридних фаз у залізі, нікелі і їх сплаві не спостерігалось ні при  $\gamma \rightarrow \alpha$ , ні при  $\alpha \rightarrow \gamma$  перетвореннях. Спостерігається рівномірно розподілений твердий розчин азоту в металах і залізонікелевому сплаві (див. рис. 3), причому це характерно не тільки для поверхні, але і для всієї дифузійної зони. Коли в якості індикаторів використовували мічені атоми заліза і нікелю, авторадіографічна картина була такою ж, але з великою кількістю засвічених і відновлених мікрокристалів бромистого срібла.

Водночас міграція вуглецю в залізо і сплав Fe—30%Ni сприяє утворенню карбіду заліза при  $\alpha \rightarrow \gamma$  перетворенні.

Значимо, що згідно з даними авторадіографічного і рентгеноструктурного аналізу, утворення фази втілення  $Fe_3C$  відбувається і при  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворенні в сплаві Fe—30%Ni як у процесі деформації, так і одночасної дії деформації і перетворення, а також у залізі, що знаходиться інколи між П-подібним оправленням і зразком. Тобто утворення хімічної сполуки в процесі імпульсної обробки можливе навіть при температурі, що нижча за кімнатну. Крім карбідної фази при проникненні атомів вуглецю в залізо під дією  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення на рентгенограмах, знятих із поверхні зразків, спостерігається розщеплення тетрагонального дублета (110) і (011), що свідчить про присутність в  $\alpha$ -залізі більш, ніж



0,6% вуглецю, в той час як у вихідному стані його вміст не перевищує 0,003 %. Параметри кристалічної ґратки заліза після міграції вглиб речовини атомів вуглецю становлять 0,2853 ( $a$ ), 0,2957 нм ( $c$ ) і 0,2848 нм ( $a$ ), 0,3002 нм ( $c$ ), що вказує на наявність у твердому розчині відповідно 0,9% ( $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення) і 1,5% вуглецю ( $\alpha \rightarrow \gamma$  перетворення). Для заліза в вихідному стані  $a = 0,28666$  нм. Розчинення вуглецю в Fe-Ni-сплаві при  $\alpha \rightarrow \gamma$  перетворенні ( $M_{\text{П}} = 553$  К) також супроводжує міграції атомів вуглецю. У вихідному  $\gamma$ -стані параметр  $a = 0,35875$  нм, а після проникнення атомів вуглецю – 0,36180 нм. Вміст вуглецю в приповерхневих шарах Ni і  $\gamma$ -Fe-Ni, підданих дії тільки деформації, складають відповідно 0,7 та 0,9%. Для залізонікелевого оправлення (вихідна мартенситна фаза), яке зазнало дії тільки деформації значення  $C \leq 0,5$  %. Для заліза у вихідному стані  $a = 0,28666$  нм. Розчинення вуглецю в Fe-Ni-сплаві при перетворенні ( $M_{\text{П}} = 553$  К) також супроводжує міграцію атомів вуглецю. У вихідному  $\gamma$ -стані параметр  $a = 0,35875$  нм, а після проникнення атомів вуглецю – 0,36180 нм. Вміст вуглецю в приповерхневих шарах Ni та  $\gamma$ -Fe-Ni, підданих дії тільки деформації, становить відповідно 0,7 та 0,9%. Для залізонікелевого оправлення (вихідна мартенситна фаза), яке зазнало дії тільки деформації, значення  $C \leq 0,5$ %. Слід зазначити, що для деформованих заліза, нікелю і сплаву в обох фазах і для підданих комбінованій дії деформації і перетворення в обох температурних інтервалах після проникнення атомів вуглецю  $n_A \geq 2$  (для Fe і  $\alpha$ -Fe-Ni) і 4 (для Ni і  $\gamma$ -Fe-Ni). Отже, розчинення вуглецю, як раніше було показано на прикладі азоту, в ОЦК і ГЦК-металах відбувається за типом втілення.

При використанні прошарків товщиною до 100 мкм були визначені рухливості в них атомів різних елементів у процесі деформації за рахунок об'ємного ефекту при мартенситних перетвореннях в залізонікелевого сплаві (див. таблицю). Як і слід було очікувати, спостерігається тенденція до зниження рухливості при переході від більш до менш пластичних матеріалів. Це, однак, не є суворою закономірністю, так як є ще ряд факторів, що впливають на міграцію атомів, наприклад, симетрія ґратки, ступінь деформації, природа проникаючого атома. Крім того, присутність у сплавах домішок заміщення змінює швидкість пересування

**Коефіцієнти масоперенесення різних елементів ( $D_M \cdot 10^{10}$ , см<sup>2</sup>/с) в деформованих прошарках**

T, К	Матеріал прошарку	Дифузанти					
		Co	Fe	Ni	Cu	C	N
233–173	Fe	13	6,1	3,8	1,0	0,72	0,60
	Ni	9,0	4,3	2,5	0,71	0,5	0,42
	$\alpha$ -Fe–Ni	11	5,8	3,5	0,9	0,74	-
	Cu	–	6,2	6,1	–	0,29	0,25
	Mo	0,021	0,013	0,010	–0	–0	–0
553613	Fe	25	12	8,3	2,8	1,9	1,5
	Ni	8,0	6,0	5,0	2,5	1,2	0,99
	$\gamma$ -Fe–Ni	17	8,9	6,3	2,4	2,5	–
	Cu	–	13,3	13,0	–	0,62	0,55
	Mo	0,048	0,029	0,022	–0	–0	–0

атомів (див. таблицю). Також спостерігається вплив температури деформації на дифузію для всіх вивчених у роботі матеріалів.

**Висновки.** Отже наявність проміжних прошарків з матеріалів, які характеризуються різними механічними властивостями і містять метали або легкі елементи, дозволяють більш точно визначити рухливість та розподіл атомів у дифузійній зоні, розчинність та тип твердого розчину, утворення фаз втілення тощо за умов мартенситних перетворень та створеною ними імпульсною деформацією.

#### ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Герцирикен Д.С., Мазанко В.Ф., Тышкевич В.М., Фальченко В.М. Массоперенос в металлах при низких температурах в условиях внешних воздействий. Киев: Изд-е НАН Украины. 2001. 458 с.
2. 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.
3. Герцирикен Д.С., Коваль Ю.Н., Мазанко В.Ф., Новомлынец О.А., Мионов 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. URL: <http://futurolog.com.ua/publish/14/zbirnyk.pdf#page=8>.
4. Majee A.L., Davies R.G. On the volume expansion accompanying the f.c.c. to b.c.c transformation in the ferrous alloys. *Acta met.* 1972. **20**, N 5. P. 1031–1034.
5. Герцирикен Д.С., Коваль Ю.Н., Тышкевич В.М., Фальченко В.М. Влияние мартенситных превращений на подвижность атомов в железоникелевых сплавах. *ФММ*. 1994. **77**, вып. 4. С. 103–109.
6. Арбузова А.И., Коваль Ю.Н., Мартынов В.В., Хандрос Л.Г. Деформация и восстановление формы при мартенситном превращении в системе медь–олово. *ФММ*. 1973. **35**, вып. 1. С. 78–82.
7. Коваль Ю.Н., Молин А.И. Изменение намагниченности при взрывном образовании мартенсита. *Металлофизика*. 1980. **2**, № 4. С. 102–105.
8. Митлина Л.А., Мазанко В.Ф., Герцирикен Д.С., Миронова О.А.. Определение длительности массопереноса и температуры импульсно деформируемого металла. *ФММ*. 2005. **99**, вып. 2. С. 187–193.
9. Клявин О.В., Чернов Ю.М., Мамырин Б.А. и др. Проникновение гелия в кристаллы LiF при их деформировании в среде жидкого гелия He3 и He4. *ФТТ*. 1976. **18**, № 5. С. 1281–1285.

Надійшло до редакції 09.03.2021

#### REFERENCES

1. 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].
2. 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]
3. 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, pp. 8-15 [in Russian]. URL: <http://futurolog.com.ua/publish/14/zbirnyk.pdf#page=8>.
4. Majee, A. L. & Davies, R. G. (1972). On the volume expansion accompanying the f.c.c. to b.c.c transformation in the ferrous alloys. *Acta met.* 20, No. 5, pp.1031-1034.
5. Gertsriken, D. S., Koval, Yu. N., Tyshkevich, V. M. & Falchenko, V. M. (1994). Influence of martensitic transformations on the mobility of atoms in iron-nickel alloys. *FMM*. 77, No. 4, pp. 103-109 [in Russian].



6. Arbuzova, A. I., Koval, Yu. N., Martynov, V. V. & Khandros, L. G. (1973). Deformation and shape recovery during martensitic transformation in the copper – tin system. FMM. 35, No. 1, pp. 78-82 [in Russian].
7. Koval, Yu. N. & Molin, A. I. (1980). Changes in magnetization during explosive formation of martensite. Metallofizika. 2, No. 4, pp. 102-105 [in Russian].
8. Mitlina, L. A., Mazanko, V. F., Gertsriken, D. S. & Mironova, O. A. (2005). Determination of the duration of mass transfer and the temperature of the pulse-deformed metal. FMM. 99, Iss. 2. pp. 187-193 [in Russian].
9. Klyavin, O. V., Chernov, Yu. M., Mamyrin, B. A. et al. (1976). Penetration of helium into LiF crystals during their deformation in the medium of liquid helium He3 and He4. FTT. 18, No. 5, pp. 1281-1285 [in Russian].

Received 09.03.2021

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

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

#### INFLUENCE OF INTERLAYERS ON THE INTERDIFFUSION UNDER CONDITIONS OF MARTENSITIC TRANSFORMATIONS

The phase composition of the diffusion zone formed under the low-temperature impulse exposure is investigated by methods based on the use of radioactive indicators, X-ray structural and microdurometric analyzes. Deformation was treated by means of using the significant bulk effect during the athermal martensite transformations ( $\gamma \rightarrow \alpha$  at the liquid nitrogen cooling and  $\gamma \rightarrow \alpha$  at the heating up to 923 K). The iron alloy with 30 % nickel content existed after various conditions of preliminary treatment at room temperature in a homogeneous solid solution in two kinds: bcc lattice ( $\alpha$ -phase) and fcc lattice ( $\gamma$ -phase). There were made the cubic samples from fcc lattice and  $\Pi$ -shaped ones (the Greek letter alphabet) from bcc lattice ones. The surfaces of cubic samples were covered with the layers of labeled atoms and placed into  $\Pi$ -like ones. Between these layers and parallel surfaces of the lower part were two foils [iron and molybdenum (or nickel, copper, aluminum)] in order to ensure the contact between all kinds of the researched materials. Jointed samples were dipped into liquid nitrogen (transformation occurs in the cubic sample) or placed into a heated oven at 923 K (transformation occurs in the  $\Pi$ -shaped one). The bulk effect during these transformations stimulates a pulse deformation of the contacting surfaces and near-surface layer in both cases. The present load scheme allows one to obtain samples to be undergone to a pulse deformation action and a simultaneous action  $\gamma \rightleftharpoons \alpha$  transformations and plastic deformations made by them. The control samples underwent  $\gamma \rightarrow \alpha$  and  $\alpha \rightarrow \gamma$  transformations without interlayers. In addition, they underwent transformations without additional pulse deformation. The influence of intermediate layers on the rate of mass transfer and the features of the phase formation under conditions of martensitic transformations with the explosive kinetics is shown. The relationship between the type of penetrating atoms and the phases they form under nonequilibrium conditions has been established.

**Keywords:** martensitic transformation, explosive kinetics, diffusion, phase formation, intermediate layers.