

PACS numbers: 43.35.+d, 61.72.Dd, 61.72.Ff, 62.20.Qp, 81.20.Ev, 81.40.Ef, 81.65.-b

Масоперенесення при ультразвуковому ударному обробленні пари Al–Fe

М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко*, С. М. Волошко*,
А. П. Бурмак*

*Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
бульв. Акад. Вернадського, 36,
03680, МСП, Київ, Україна
*НТУУ «Київський політехнічний інститут»,
вул. Політехнічна, 35,
03056 Київ, Україна*

Досліджено процеси аномального масоперенесення в системі Al–Fe при ультразвуковому ударному обробленні (УЗУО) алюмінійового стопу Д16 із проміжною пластиною армко-Fe, проведеному за умов квазігидростатичного стиснення дифузійної пари в нейтральному середовищі для виключення впливу процесів окиснення контактних поверхонь. Максимальна концентрація Fe у приповерхневих шарах стопу Д16 після оброблення з амплітудою ультразвукового перетворювача $A = 25$ мкм впродовж 100 с становить $\cong 10\text{--}12$ ат.%. Неочікуваним результатом є поверхнева сегрегація Cu (до $\cong 30$ ат.%) у локальних ділянках поверхні. На контактній поверхні армко-Fe після такого режиму УЗУО вміст Al досягає 90 ат.%; одночасно відбувається масоперенесення й інших компонентів стопу Д16 — Cu, Mg та Mn. Збільшення значення мікротвердості поверхні алюмінійового стопу Д16 після УЗУО за умов контакту із пластиною армко-Fe пов'язується як із зменшенням розміру областей когерентного розсіяння та збільшенням рівня мікродеформації кристалічної ґратниці, так і з ме-

Corresponding author: Andriy Petrovych Burmak
E-mail: abyrmak@gmail.com

*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03680 Kyiv, Ukraine
*National Technical University of Ukraine 'KPI',
37 Peremogy Ave., UA-03056 Kyiv, Ukraine*

M. O. Vasyliiev, B. M. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak,
Mass Transfer During Ultrasonic Shock Treatment of Al–Fe, *Metallofiz. Noveishie
Tekhnol.*, 37, No. 12: 1603–1618 (2015) (in Ukrainian).

ханохемічною взаємодією Al з Fe та Cu в процесі інтенсивної деформації.

Ключові слова: ультразвукове ударне оброблення, механічне легування, масоперенесення.

Исследованы процессы аномального массопереноса в системе Al–Fe при ультразвуковой ударной обработке (УЗУО) алюминиевого сплава Д16 с промежуточной пластиной армко-Fe, проведённой в условиях квазигидростатического сжатия диффузионной пары в нейтральной среде для исключения влияния процессов окисления контактирующих поверхностей. Максимальная концентрация Fe в приповерхностных слоях сплава Д16 после обработки с амплитудой ультразвукового преобразователя $A = 25$ мкм на протяжении 100 с составляет $\cong 10\text{--}12$ ат.%. Неожиданным результатом является поверхностная сегрегация Cu (до $\cong 30$ ат.%) в локальных участках поверхности. На контактной поверхности армко-Fe после такого режима УЗУО содержание Al достигает 90 ат.%; одновременно происходит массоперенос и других компонентов сплава Д16 — Cu, Mg и Mn. Увеличение значения микротвёрдости поверхности алюминиевого сплава Д16 после УЗУО в условиях контакта с пластиной армко-Fe связывается как с уменьшением размера областей когерентного рассеяния и увеличением уровня микродеформации кристаллической решётки, так и с механохимическим взаимодействием Al с Fe и Cu в процессе интенсивной деформации.

Ключевые слова: ультразвуковая ударная обработка, механическое легирование, массоперенос.

The processes of anomalous mass transfer are studied in Al–Fe system at ultrasonic shock treatment (USST) of the D16 aluminium alloy with intermediate Armco-Fe plate. This treatment passes under conditions of quasi-hydrostatic compression of diffusion couple in a neutral atmosphere to eliminate the influence of the oxidation process of contacting surfaces. The maximum Fe concentration in the subsurface layers of the D16 alloy after treatment with the amplitude of the ultrasonic converter $A = 25$ μm for 100 s is around 10–12 at.%. An unexpected phenomenon is the Cu surface segregation (up to $\cong 30$ at.%) in local areas of the surface. After such USST on the contact surface of Armco-Fe, the content of Al reaches 90 at.%, meanwhile the mass transfer of other D16 alloy components, Cu, Mg, and Mn, occurs. The increase of the surface D16 aluminium alloy microhardness value after USST in contact with the plate of Armco-Fe is due to decrease of coherent scattering region size, increase of lattice microdeformation level, and mechanochemical interaction of Al with Fe and Cu during intensive deformation.

Key words: ultrasonic impact treatment, mechanical alloying, mass transfer.

(Отримано 29 жовтня 2015 р.)

1. ВСТУП

Створення конструкційних матеріалів нового покоління з поліп-

шеними функціональними властивостями для роботи в умовах комбінації силових та температурних полів, впливу агресивних середовищ, глибокого вакууму, високого тиску тощо є актуальним завданням сучасного матеріалознавства [1]. Проте зазвичай постає необхідність отримання з'єднань типу «метал–метал» (навіть у разі взаємної нерозчинності), «метал (стоп)–оксид», «метал (стоп)–неметал (наприклад, вуглецеві нанотрубки)», саме у приповерхневих шарах виробів.

Метода механічного легування, яка полягає у спресовуванні, подрібненні і наступному з'єднанні порошків і лігатури шляхом механічного впливу, найчастіше, здійснюється за використання різного обладнання для подрібнення за допомогою куль: вібраційних та планетарних млинів, високошвидкісних змішувачів тощо. Процеси механічного легування використовуються для одержання жароміцних та жаротривких стопів [2]. Проте дана методика досить довготривала і використовується, як правило, для обробки порошків металів, оскільки не дозволяє ефективно здійснювати модифікацію поверхні готових деталей та конструкцій.

Тому нині інтенсивно розвиваються методики механічного легування з використанням методів інтенсивної пластичної деформації (ІПД). За умов ІПД домінуюча роль у перерозподілі атомів поверхневого шару та в об'ємі матеріалу, процесах фазоутворення і формуванні необхідних фізико-хімічних властивостей металевих матеріалів належить процесам аномального масоперенесення за низьких температур [3].

Одним з найбільш ефективних методів модифікації поверхні [4, 5, 6] та формування високоміцних композиційних покриттів [1, 7] є технологія ультразвукового ударного оброблення (УЗУО).

Дослідження впливу ультразвуку на структуру та властивості металів і стопів [3, 8–12] показали, що інтенсивні коливання кристалічної ґратниці, які збуджуються під дією ультразвуку, супроводжуються значними знакозмінними напруженнями та деформаціями. При цьому починається рух дислокацій та їх взаємодія, що обумовлює збільшення густини дислокацій і концентрації точкових дефектів.

Застосування УЗУО для дослідження масоперенесення викликає значний інтерес, оскільки зразки піддаються багатократному імпульсному впливу з великою частотою, що може суттєво змінити динаміку процесу, а також характер розподілу атомів, які дифундують. Так, наприклад, в роботі [12] за допомогою методу Оже-спектроскопії з іонним травленням досліджено взаємне масоперенесення Cu і Al при їх спільному ультразвуковому ударному обробленні за контактено-зсувною схемою навантаження на повітрі. Показано, що концентраційний розподіл Al в Cu має рівномірний характер після УЗУО і максимальна концентрація Al досягає 60,5

ат. % на глибині від 30 до 150 нм.

У даній роботі використано більш інтенсивні режими УЗУО (за умов квазігідростатичного стиснення зразка) для механічного легування поверхневих шарів алюмінійового стопу Д16 атомами Fe та аналізу процесів фазоутворення у області взаємодії. Як відомо стопи на основі інтерметалідів Fe–Al та покриття із них характеризуються високою корозійною стійкістю в окиснювальних атмосферах, унікальними механічними властивостями та невисокою собівартістю. Нині йде пошук відносно простої технології їх одержання, оскільки ефективність практичного застосування не викликає сумніву. Як перспективний метод одержання стопів Fe–Al із нанорозмірною структурою пропонується, наприклад, механічне стоплення [13]. Автори дослідили можливість з'єднання елементів за відсутності взаємної розчинності у твердому стані методом зварювання тертям із перемішуванням (ЗТП) на прикладі саме системи Fe–Al. Зазначається, що після ЗТП пластин з алюмінійового стопу АМг-6 та армко-Fe спостерігається масоперенесення Al у Fe з утворенням частинок інтерметалідних фаз $FeAl_3$, Fe_2Al_7 , $FeAl_2$ та мікропористість дифузійної області. Підвищений вміст кисню у місцях скупчення інтерметалідів свідчить про формування оксидів. Інтенсивний процес окиснення відбувається і в процесі УЗУО стопу Д16 на повітрі [6], саме тому в даній роботі нами використано УЗУО в інертному середовищі.

Метою даної роботи є дослідження хемічного та фазового складу, а також змін мікротвердості поверхневих шарів алюмінійового стопу Д16 та армко-Fe після ультразвукового ударного оброблення дифузійної пари Al–Fe в атмосфері аргону за умов квазігідростатичного стиснення.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Зразки циліндричної форми з стопу Д16 (склад (ваг. %): Al — 93,6%, Cu — 3,97%, Mg — 1,43%, Mn — 0,625 %) промислового виробництва одержувались шляхом різання з прутків перпендикулярно напрямку прокатування. У вихідному стані стоп Д16 складається з α -твердого розчину на основі алюмінію, $T(Al_{20}Cu_2Mn_3)$ - та $\theta(Al_2Cu)$ -фаз. Стрижнеподібні дисперсоїди — частинки орторомбічної T -фази мають розмір близько 200 нм, частинки тетрагональної θ -фази — 100 нм. Середній розмір зерен — 3–5 мкм.

Ультразвукове ударне оброблення проводилась за методикою, що детально викладена у [14], в середовищі газу аргону, впродовж 100 с та 120 с. Інертне середовище використовувалось з метою запобігання процесам окиснення поверхні стопу Д16 під час УЗУО [6]. Оптимальні значення амплітуди коливання ультразвукового концентратора та тривалості оброблення визначалися з урахуванням

результатів [14]. В процесі УЗУО забезпечувався рівномірний контакт оброблюваних поверхонь (рис. 1).

Зразок армко-Fe у вигляді циліндричної пластини завтовшки 1 мм і діаметром 10 мм розміщували між кінцем ультразвукового концентратора і поверхнею циліндричного зразка алюмінійового стопу Д16. Бойок не зв'язаний жорстко з пластинною армко-Fe, а лише притиснутий до неї з певним зусиллям, створюваним тягами за допомогою пружин. Оброблення здійснювалось з амплітудою ультразвукового перетворювача $A = 25$ мкм. За рахунок ударної взаємодії бойок одержує від хвилеводу імпульс сили і кінетичну енергію, яка витрачається на деформування зразка і пружній відсік. У ході навантаження зразок одержував 10^4 – 10^5 ударів.

Після УЗУО виконувалось вимірювання мікротвердості за допомогою приладу ПМТ-3М з навантаженням 100 г, як поверхні армко-Fe, так і стопу Д16, які безпосередньо контактували між собою в процесі ударної деформації. Взаємне масоперенесення атомів Al та Fe досліджувалося методом мікрорентгеноспектральної аналізи за допомогою приладу РЕММА-106И з енергодисперсійним аналізатором. Методом дозволяє одержувати інформацію з шару товщиною до $\cong 2$ мкм.

Рентгеновські дослідження проводилися з використанням дифрактометра Rigaku Ultima IV (випромінювання λK_{α} -Cu). Зйомка виконувалась в інтервалі кутів $2\theta = 20$ – 140° з кроком $0,02^\circ$ та часом витримки 2 с. У формування дифракційної картини робить внесок по-

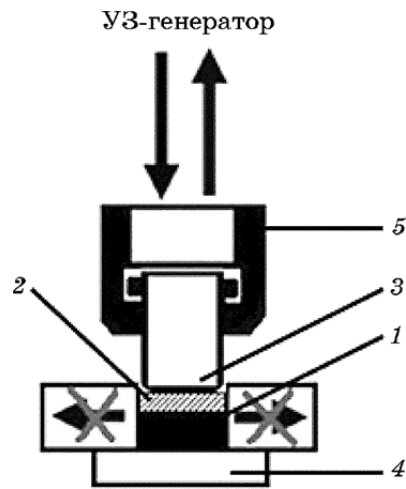


Рис. 1. Схема виконання (УЗУО): 1 — алюмінійовий стоп Д16, 2 — армко-Fe, 3 — бойок, 4 — основа, 5 — хвилевід.

Fig. 1. USST scheme: 1—aluminium D16 alloy, 2—Armco pure Fe, 3—peen, 4—base, 5—waveguides.

верхневий шар більшої товщини ($h = 18 - 34$ мкм залежно від кута падіння Рентгенівських променів).

Величина залишкових макронапружень визначалася методом $\sin^2\psi$ за дифракційним максимумом (422), з кутом нахилу $\psi = 0-40^\circ$, кроком $0,02^\circ$ та часом витримки 2 с. Величина мікронапружень та середній розмір областей когерентного розсіяння (ОКР) визначалися методом апроксимації методом Холдера–Вагнера.

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ Й ОБГОВОРЕННЯ

Результати вимірювання мікротвердості поверхневих шарів алюмінійового стопу Д16 та армко-Fe у вихідному стані та після УЗУО тривалістю 100 с в інертному середовищі за амплітуди ультразвукового перетворювача 25 мкм представлено на рис. 2.

Мікротвердість алюмінійового стопу Д16 після оброблення як із пластиною армко-Fe, так і за її відсутності, зростає у $\cong 2$ рази в порівнянні з вихідним станом ($\cong 1,4$ ГПа) і становить близько 3 ГПа. Мікротвердість поверхні армко-Fe, яка безпосередньо контактувала під час УЗУО зі стопом Д16, після оброблення становить $\cong 2,7$ ГПа (у вихідному стані $\cong 2,4$ ГПа). Мікротвердість на поверхні армко-Fe з боку УЗУО становить $\cong 3,2$ ГПа. Однією з можливих причин

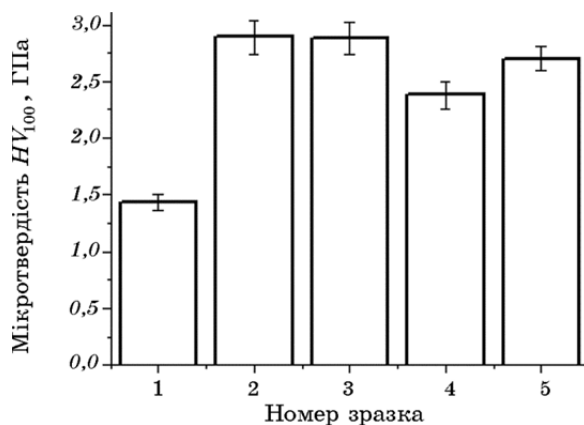


Рис. 2. Мікротвердість поверхні досліджуваних зразків: 1 — стоп Д16 у вихідному стані, 2 — стоп Д16 після УЗУО, 3 — стоп Д16 після УЗУО з пластиною армко-Fe, 4 — армко-Fe у вихідному стані, 5 — армко-Fe після УЗУО зі зразком стопу Д16 (тривалість УЗУО 100 с, амплітуда 25 мкм, інертне середовище).

Fig. 2. Surface microhardness: 1—initial state of D16 alloy, 2—D16 alloy after USST, 3—D16 alloy after USST with the plate of Armco pure Fe, 4—initial state of Armco pure Fe, 5—Armco pure Fe after USST with D16 alloy sample (USST duration—100 s, amplitude—25 μm , inert atmosphere).

відсутності значного зростання мікротвердості поверхні армко-Fe після УЗУО, в порівнянні зі стопом Д16, може бути збільшення концентрації Al у Fe завдяки розвитку процесів масоперенесення під дією інтенсивної пластичної деформації.

Мікроструктуру та хемічний склад поверхні стопу Д16 за даними мікрорентгеноспектрального аналізу після УЗУО в інертному середовищі тривалістю 100 с з амплітудою 25 мкм представлено на рис. 3, а після аналогічного режиму УЗУО, застосованого до стопу Д16 через проміжну пластину армко-Fe (тобто до дифузійної пари Al–Fe) — на рис. 4.

За наявності пластини армко-Fe максимальна концентрація Fe у приповерхневих шарах стопу Д16 після такого режиму оброблення становить $\approx 10\text{--}12$ ат.%, що переконливо доводить масоперенесення атомів Fe в Al. Мікроструктура поверхні стопу Д16 суттєво змінюється — з'являються локальні області зі зміненим контрастом (вказані стрілками 1, 4 на рис. 4). Поява більш світлих областей свідчить про наявність в них елементів з більшим атомним номером ніж в алюмінієвій матриці. Логічно, що тут фіксується зростання концентрації заліза, але неочікуваним результатом є збільшення також і концентрації Cu у цих локальних ділянках поверхні до ≈ 30 ат.%, концентрація Al при цьому складає $\approx 55\text{--}57$ ат.%. Слід зазначити, що за відсутності пластини армко-Fe поверхнева сегрегація Cu за аналогічного режиму УЗУО не спостерігається (рис. 3). Інтенсифікація масоперенесення в окремих місцях контактуючих поверхонь може бути пов'язана з нерівномірністю деформувальних напружень, які істотно зростають у локальних місцях взаємодії мік-

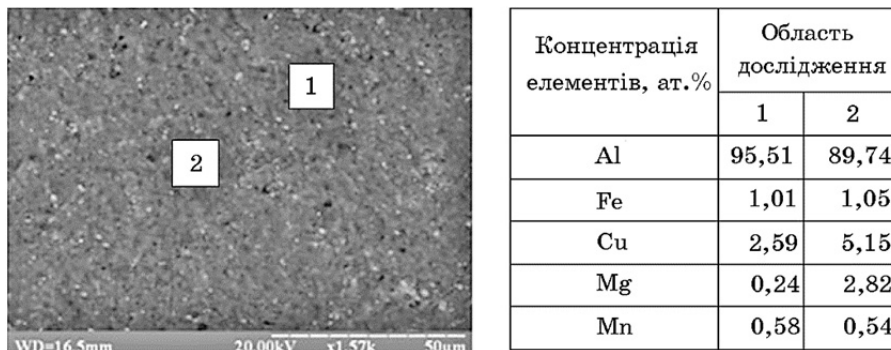


Рис. 3. Мікроструктура та відповідний хемічний склад поверхні стопу Д16 після УЗУО (тривалість УЗУО 100 с, амплітуда 25 мкм, інертне середовище).

Fig. 3. Microstructure and the corresponding chemical composition of the D16 alloy surface after USST (USST duration—100 s, amplitude—25 μm , inert atmosphere).

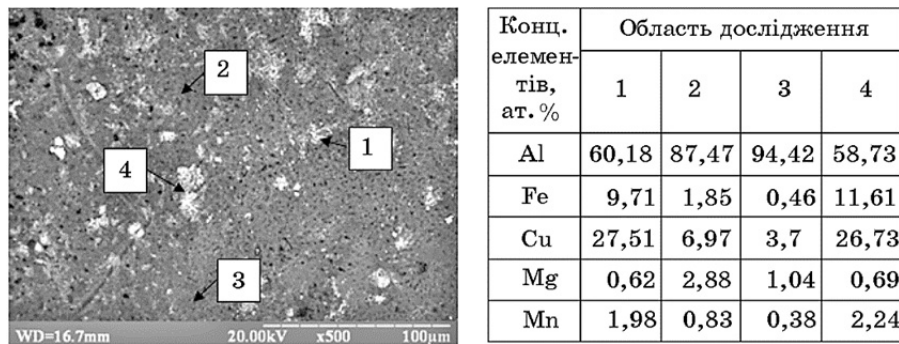


Рис. 4. Мікроструктура та відповідний хемічний склад поверхні ступу Д16 після УЗУО з пластиною армко-Fe (тривалість УЗУО 100 с, амплітуда 25 мкм, інертне середовище).

Fig. 4. Microstructure and the corresponding chemical composition of the D16 alloy surface with the plate of Armco pure Fe after USST (USST duration—100 s, amplitude—25 µm, inert atmosphere).

ронерівностей оброблюваних поверхонь ступу Д16 і пластини армко-Fe. Подібний механізм механічного легування армко-заліза вуглецем при стисненні в ультразвуковому полі був обговорений в роботі [15].

Відомо, що в системі Al–Cu–Fe за певних умов у області концентрацій 62,5–70 ат.% Al, 20–25 ат.% Cu та 10–12,5 ат.% Fe можуть формуватися різні фази як інтерметалідні (апроксимантні), так і квазикристалічна (ікосаедрична *i*-фаза близького до зафіксованого хемічного складу $Al_{62}Cu_{25,5}Fe_{12,5}$). Найбільш детальні дослідження фазового складу в системі Al–Cu–Fe виконані при швидкісному охолодженні розтопів [16] або при механічному легуванні сумішей елементарних порошків при розмелюванні в млинах [17, 18]. Встановлено, що ПД в кульових млинах протягом 10–40 годин веде лише до утворення інтерметалідів різного складу, а квазикристалічна фаза може бути сформована при наступних відпалах. В нашому випадку ПД за квазігідростатичних умов відбувається при високих напруженнях, що з врахуванням високих ступенів пластичної деформації може призводити до суттєвого розігрівання деформованого шару. Можна припустити, що за умов ПД та підвищеної температури відбувається інтенсифікація масоперенесення заліза, дифузії міді, а також формування нових фаз в окремих областях з відповідним елементним складом. Встановлення структури утворених фаз потребує подальших досліджень.

Після збільшення часу обробки до 120 с хемічний склад поверхневого шару змінюється (рис. 5), інтенсифікується масоперенесення атомів Fe зі зростанням їх концентрація в поверхневому шарі

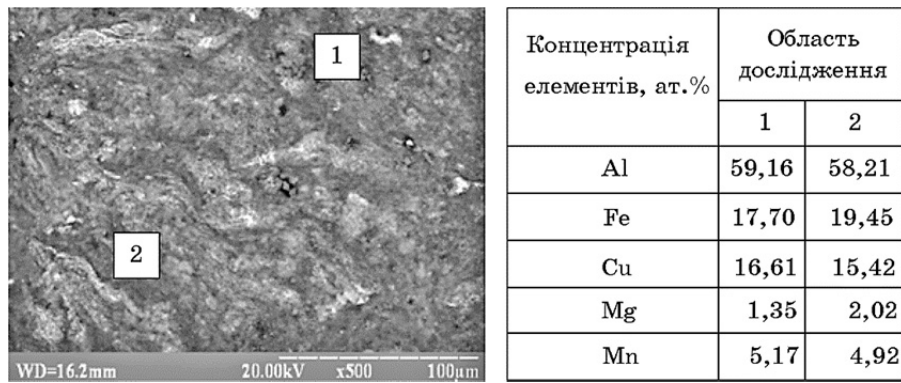


Рис. 5. Мікроструктура та відповідний хемічний склад поверхні ступу Д16 після УЗУО з пластиною армко-Fe (тривалість УЗУО 120 с, амплітуда 25 мкм, інертне середовище).

Fig. 5. Microstructure and the corresponding chemical composition of the D16 alloy surface with the plate of Armco pure Fe after USST (USST duration—120 s, amplitude—25 µm, inert atmosphere).

зразка ступу Д16 до $\cong 19$ ат.%, а концентрація атомів Cu навпаки зменшується до $\cong 15-16$ ат.%, крім того збільшується кількість Mn до $\cong 5$ ат.%. Значення мікротвердості зменшується до 2,1 ГПа в порівнянні з часом оброблення 100 с (2,9 ГПа), хоча ступінь деформації зі збільшенням часу оброблення зростає. Мікроструктура поверхні при цьому набуває хвилеподібного характеру (рис. 5) аналогічно до результатів [19]. Подібний ефект механічного перемішування поверхневих шарів спостерігався також при УЗУО алюмінію та ступу АМг6 з додаванням у зону ПД дисперсних порошоків квазикристалу AlCuFe [20] чи Ti [7].

Окиснення поверхні ступу Д16 після УЗУО в інертному середовищі та після УЗУО з пластиною армко-Fe не відбувається.

Що стосується контактної поверхні армко-Fe, то після УЗУО вміст Al у різних її областях наближується до 90 ат.%, мікроструктурні особливості в цьому випадку не спостерігаються. Одночасно відбувається масоперенесення і інших компонентів ступу Д16: концентрація Cu, Mg та Mn становить 4,5 ат.%, 1,2 ат.% та 1,3 ат.%, відповідно.

Це свідчить про нарощення практично однорідного шару алюмінію на поверхні пластини армко-Fe після ультразвукового ударного оброблення пари Al-Fe. Подібний ефект був раніше нами виявлений після УЗУО поверхні ступу Д16 з порошками Ni та Ti — над вихідною поверхнею зразка з алюмінійового ступу формувався ущільнений металевий шар товщиною до 50 мкм [1].

На дифрактограмах зразків ступу Д16 у вихідному стані, після їх

оброблення в інертному середовищі та аналогічного режиму оброблення з пластиною армко-Fe рееструються дифракційні максимуми, що належать α -фазі алюмінію, $\Theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ та $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$ фазам (рис. 6). Відсутність рефлексів від Fe та інших фаз обумовлена малою об'ємною часткою та локальністю виділень нової фази в досліджуваному поверхневому шарі товщиною $\cong 20\text{--}30$ мкм (рис. 4).

За рентгеноструктурними даними визначено вміст зміцнювальної фази $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$ в стопі Д16 як у вихідному стані, так і після УЗУО (рис. 7). Після УЗУО стопу Д16 кількість зміцнювальної фази зростає в 4–5 разів у порівнянні з вихідним станом, а після оброблення з пластиною армко-Fe — лише в 1,5 рази. Таку різницю за однакового режиму УЗУО можна пояснити зменшенням ступеню деформації стопу Д16 при його обробленні з пластиною армко-Fe та масоперенесенням Fe в Al.

На дифрактограмі зразка армко-Fe після УЗУО пари Al–Fe, яку наведено на рис. 8, присутні дифракційні максимуми як від Fe, так і від Al. За даними кількісної фазової аналізи Рітвельдовою методою вміст Al у поверхневому шарі армко-Fe не перевищує $\cong 20$ ат.%, що значно менше порівняно з результатами, одержаними методом мікрорентгеноспектральної аналізи. Це пояснюється особли-

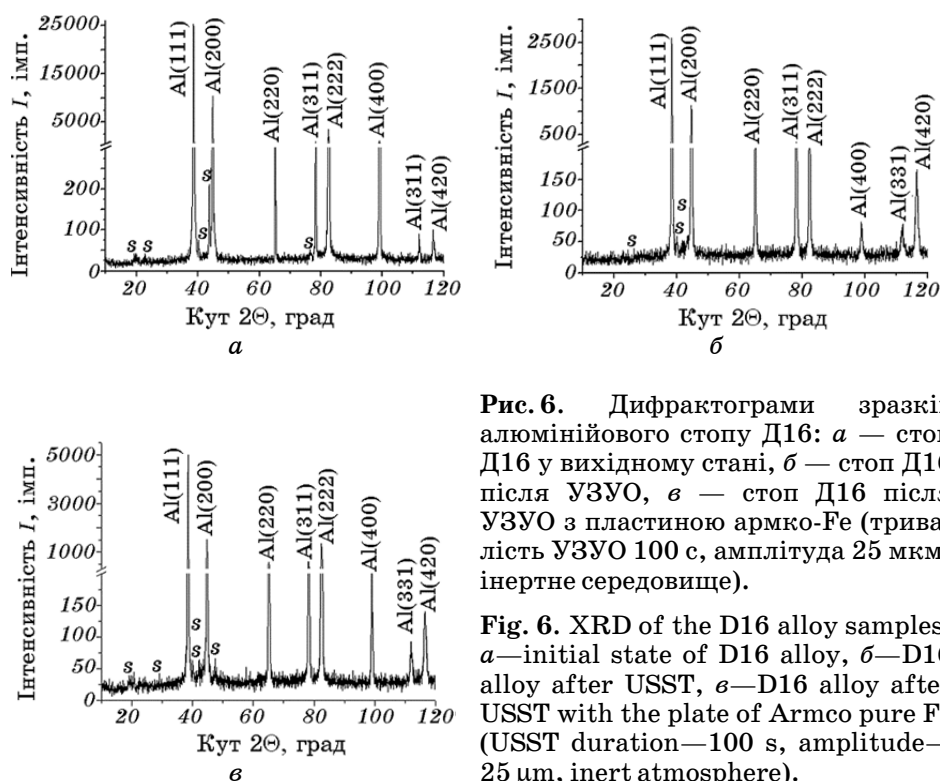


Рис. 6. Дифрактограми зразків алюмінійового стопу Д16: *a* — стоп Д16 у вихідному стані, *б* — стоп Д16 після УЗУО, *в* — стоп Д16 після УЗУО з пластиною армко-Fe (тривалість УЗУО 100 с, амплітуда 25 мкм, інертне середовище).

Fig. 6. XRD of the D16 alloy samples: *a*—initial state of D16 alloy, *б*—D16 alloy after USST, *в*—D16 alloy after USST with the plate of Armco pure Fe (USST duration—100 s, amplitude—25 μm , inert atmosphere).

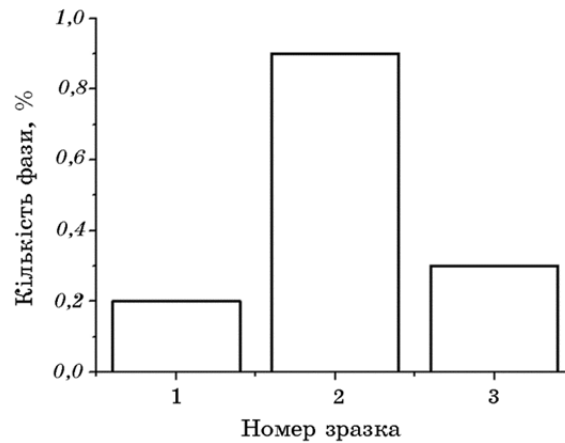


Рис. 7. Вміст зміцнювальної $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$ -фази у стопі Д16: 1 — вихідний стан, 2 — після УЗУО, 3 — після УЗУО з пластиною армко-Fe (тривалість УЗУО 100 с, амплітуда 25 мкм, інертне середовище).

Fig. 7. Composition of strengthening $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$ -phase in the D16 alloy: 1— the initial state, 2—after USST, 3—after USST with the plate of Armco pure Fe (USST duration—100 s, amplitude—25 μm , inert atmosphere).

вістю використаних методик — при виконанні рентгеноструктурної аналізи інформація одержується від значно більшого об’єму матеріалу, тобто аналізуються також і більш глибокі шари, які не піддавалися механічному легуванню в процесі УЗУО.

За результатами рентгеноструктурної аналізи зразків стопу Д16 виконано розрахунки періоду ґратниці (a) (рис. 9, *a*), а також розміру ОКР (рис. 9, *б*) та величини мікродеформації кристалічної ґратниці (ϵ) (рис. 9, *в*) за методом Холдера–Ваґнера.

Як відомо, наявність Mg збільшує період ґратниці Al. Під дією УЗУО в стопі Д16 відбувається виділення преципітатів S -фази (Al_2CuMg), що і обумовлює збільшення періоду ґратниці Al. Якщо стоп Д16 в процесі УЗУО контактує з пластиною армко-Fe, то продукується значно менша кількість S -фази, і відповідно період кристалічної ґратниці Al практично не відрізняється від його значення для вихідного стану зразка.

Розмір ОКР у вихідному стані зразка стопу Д16 становить $\cong 100$ нм, після УЗУО із пластиною армко-Fe зменшується до $\cong 70$ нм, а за відсутності армко-Fe — до $\cong 50$ нм. Така сама тенденція спостерігається і для значень мікродеформації кристалічної ґратниці: після оброблення з пластиною армко-Fe рівень мікродеформації збільшується в $\cong 2$ рази в порівнянні з вихідним станом (після прокатування), а без армко-Fe — в $\cong 3,3$ рази. Менша величина напружень 2-го роду при обробленні стопу Д16 з армко-Fe та більший розмір ОКР

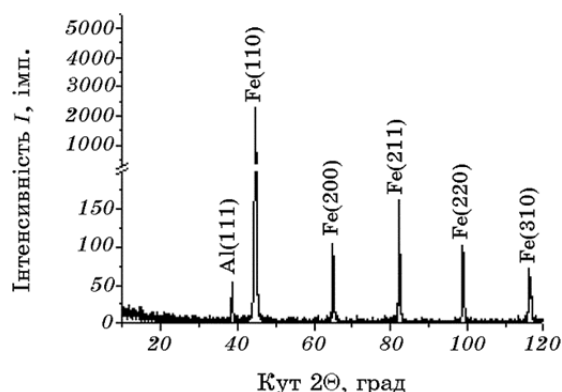


Рис. 8. Дифрактограма армко-Fe після УЗУО зі зразком стопу Д16 (тривалість УЗУО 100 с, амплітуда 25 мкм, інертне середовище).

Fig. 8. XRD of Armco pure Fe after USST with the sample of D16 alloy (USST duration—100 s, amplitude—25 μm , inert atmosphere).

пояснюються тим, що енергія удару в процесі ПД частково розсіюється пластиною Fe, і тому деформація приповерхневих шарів стопу Д16 відбувається із меншою інтенсивністю.

Одержані результати свідчать, що ультразвукове ударне оброблення пари Al–Fe обумовлює інтенсивне масоперенесення атомів Al в Fe (в кількості $\cong 90$ ат.%) і незначне проникнення атомів Fe в Al (до $\cong 12$ ат.%). Значна концентрація Al у приповерхневих шарах Fe пояснює, чому процес УЗУО не дозволяє досягти значних змін значень мікротвердості поверхневих шарів зразка армко-Fe.

Зміцнення поверхні стопу Д16 після УЗУО відбувається у однаковій мірі незалежно від наявності або відсутності пластини армко-Fe. Раніше [14] нами показано, що збільшення мікротвердості (в 2,5 рази) поверхні стопу Д16 ультразвуковим ударним обробленням в інертному середовищі (аргон, гелій) обумовлюється деформаційним загартуванням — зростанням мікронапружень ґратниці Al, зменшенням розміру зерна — деформаційним формуванням нанокристалічної структури, а також виділенням нанорозмірних преципітатів зміцнювальної фази Al_2CuMg . Вплив цих факторів для випадку алюмінієвих стопів має адитивний характер. Однак за наявності пластини армко-Fe у приповерхневих шарах стопу Д16 фіксується менша кількість зміцнювальної S-фази, менший ступень деформації кристалічної ґратниці та значно більший розмір ОКР за рахунок поглинання енергії удару проміжною пластиною армко-Fe. У той же час після оброблення пари Al–Fe, не зважаючи на розсіювальну дію пластини армко-Fe, досягаються значення мікротвердості поверхні стопу Д16, що практично дорівнюють значенням мікротвердості, одержаним за умов УЗУО без пластини армко-Fe. Та-

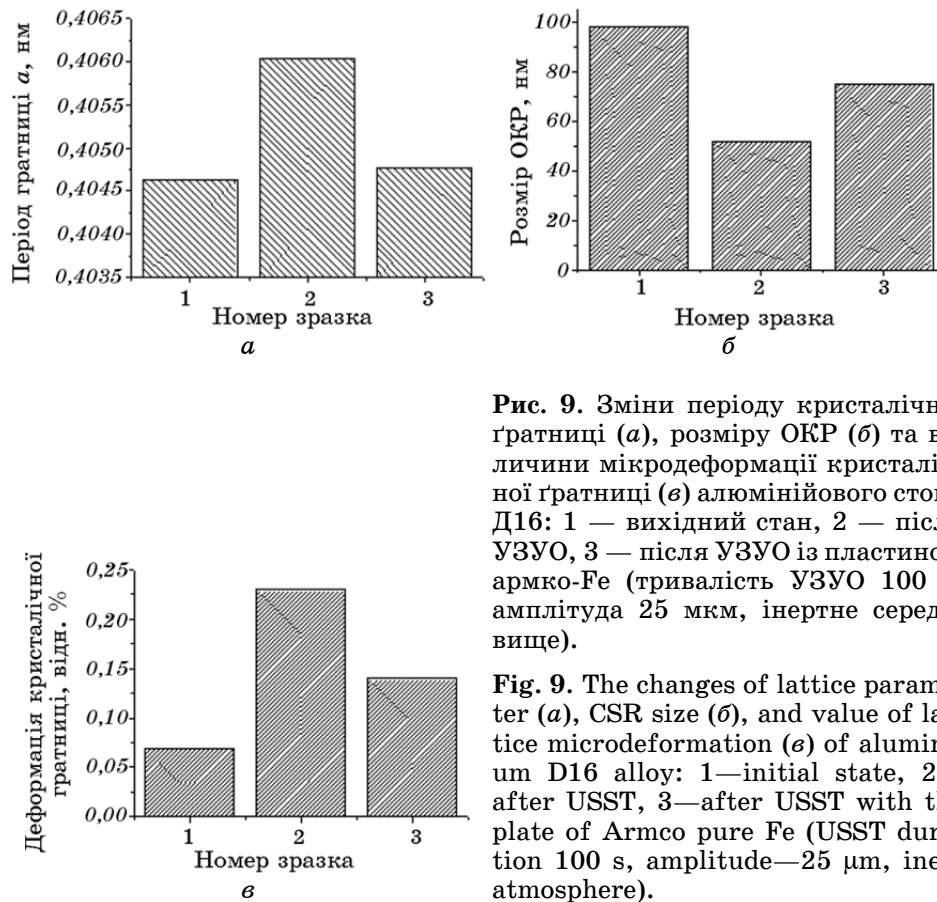


Рис. 9. Зміни періоду кристалічної ґратниці (а), розміру ОКР (б) та величини мікродеформації кристалічної ґратниці (в) алюмінійового сплаву Д16: 1 — вихідний стан, 2 — після УЗУО, 3 — після УЗУО із пластиною армко-Fe (тривалість УЗУО 100 с, амплітуда 25 мкм, інертне середовище).

Fig. 9. The changes of lattice parameter (a), CSR size (б), and value of lattice microdeformation (в) of aluminum D16 alloy: 1—initial state, 2—after USST, 3—after USST with the plate of Armco pure Fe (USST duration 100 s, amplitude—25 μm, inert atmosphere).

ким чином існує додатковий фактор, який збільшує мікротвердість поверхні сплаву Д16 у присутності армко-Fe. Дані мікрорентгеноспектральної аналізи свідчать, що таким фактором є механохімічна взаємодія Al з Fe та Cu в ході інтенсивної деформації, яка сприяє утворенню включень інтерметалідних фаз системи Al-Cu-Fe.

Можливість такої взаємодії між Al і іншими металами при УЗУО, а також формування інтерметалідів наочно продемонстровані нами на прикладі порошоків Ni та Ti [1] за допомогою рентгеноструктурного аналізу. В цьому випадку пари Al-Fe суцільний шар інтерметаліду відсутній, оскільки замість порошоків використовується пластина армко-Fe, і відповідно формування нової фази не вдається зафіксувати методом рентгеноструктурної аналізи. Тим не менше, відбувається інтенсивне масоперенесення. Вміст Al в армко-Fe досягає ≈ 90 ат.%, а Fe в Al не перевищує ≈ 12 ат.%, що пояснюється суттєво різною дифузійною рухливістю компонентів [21, 22]. Також слід враховувати різницю атомових мас Fe та Al, які стано-

влять 55,85 та 26,98 відповідно, тобто більш легкий елемент (Al) втілюється при ударній деформації більш інтенсивно, ніж важкий.

4. ВИСНОВКИ

Доведено можливість механічного легування поверхневих шарів алюмінійового стопу Д16 та армко-Fe шляхом їх спільного ультразвукового ударного оброблення в інертному середовищі за умов квазігидростатичного стиснення.

Показано, що збільшення мікротвердості поверхні стопу Д16 ультразвуковим ударним оброблення за умов контакту із пластичною армко-Fe (в порівнянні з вихідним станом стопу Д16) обумовлене синергетичним впливом наступних факторів: зменшенням розміру ОКР, збільшенням рівня мікродеформації кристалічної ґратниці та механохімічною взаємодією Al з Cu та Fe в процесі деформації.

Результати досліджень можуть стати фізичною основою для розробки нової технології поверхневого легування легких конструкційних стопів за допомогою ультразвукового ударного оброблення.

В подальшому планується здійснити варіювання режимів УЗУО у широких межах для з'ясування можливості формування інтерметалідів системи Fe–Al–Cu у приповерхневих шарах стопу Д16 та їх ідентифікації методом рентгеноструктурної аналізи, визначення товщини модифікованих шарів, а також розробити модельні уявлення щодо механізмів масоперенесення в процесах механічного легування ультразвуковим ударним обробленням.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, І. Є. Котенко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **34**, № 8: 1101 (2012).
2. В. П. Мовчан, М. М. Бережний, *Основи металургії* (Дніпропетровськ: Пороги: 2001).
3. Д. С. Герцрикен, В. Ф. Мазанко, В. М. Тышкевич, В. М. Фальченко, *Массоперенос в металлах при низких температурах в условиях внешних воздействий* (Київ: РИО ИМФ: 1999).
4. Г. І. Прокопенко, С. М. Волошко, І. Є. Котенко, А. П. Бурмак, *Наукові вісті НТУУ «КПІ»*, № 3: 42 (2009).
5. Г. І. Прокопенко, А. Л. Березина, С. М. Волошко, І. Є. Котенко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **32**, № 3: 397 (2010).
6. А. П. Бурмак, С. І. Сидоренко, М. О. Васильєв, С. М. Волошко, *Наукові вісті НТУУ «КПІ»*, № 1: 57 (2013).
7. V. N. Mordyuk, V. V. Silberschidt, G. I. Prokopenko, Yu. V. Nesterenko, and M. O. Iefimov, *Materials Characterization*, **61**, No. 11: 1126 (2010).
8. Г. І. Прокопенко, Т. А. Лятун, *ФиХОМ*, № 3: 3 (1977).
9. А. В. Кулемин, *Ультразвук и диффузия* (Москва: Металлургия: 1978).

10. И. Г. Полоцкий, Д. Е. Овсиенко, Э. Д. Ходов, *Физ. мет. металловед.*, **21**, № 5: 727 (1966).
11. В. С. Биронт, *Литейное производство, металлостроение и обработка металлов давлением*, № 5: 134 (1971).
12. М. А. Васильев, А. В. Козлов, Г. И. Прокопенко, Б. Н. Мордюк, *Металлофиз. новейшие технол.*, **15**, № 1: 75 (1995).
13. В. Л. Сыроватка, В. Е. Оликер, М. С. Яковлева, *Материаловедение*, № 3: 46 (2013).
14. С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, І. Є. Котенко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **33**, № 12: 1659 (2011).
15. П. Ю. Волосевич, А. В. Козлов, Б. Н. Мордюк, Г. И. Прокопенко, Н. И. Даниленко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **25**, № 5: 679 (2003).
16. M. O. Iefimov, D. V. Lotsko, Yu. V. Milman, A. L. Borisova, S. J. Chugunova, Ye. A. Astakhov, and O. D. Neikov, *High Temperature Materials and Processes*, **25**: 31 (2006).
17. V. V. Tcherdyntsev, S. D. Kaloshkin, E. V. Shelekhov, A. I. Salimon, S. Sartori, and G. Principi, *Intermetallics*, **13**: 841 (2005).
18. F. Turquier, V. D. Sojocar, M. Stir, R. Nicula, and E. Burkel, *J. Non-Crystalline Solids*, **353**: 3417 (2007).
19. Г. М. Григоренко, А. Ю. Туник, Л. И. Адеева, С. Н. Степанюк, М. А. Полищук, В. И. Зеленин, *Автоматическая сварка*, № 4: 13 (2014).
20. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, Yu. V. Milman, M. O. Iefimov, K. E. Grinkevych, A. V. Sameljuk, and I. V. Tkachenko, *Wear*, **319**: 84 (2014).
21. S. Mantl, W. Petry, K. Schroeder, and G. Vogl, *Phys. Rev.*, **27**, No. 9: 12 (1983).
22. А. А. Колотов, А. А. Новоселов, А. Ю. Дроздов, Ф. З. Гильмутдинов, В. Я. Баянкин, *Письма в ЖТФ*, **37**, № 16: 79 (2011).

REFERENCES

1. S. I. Sydorenko, S. M. Voloshko, I. E. Kotenko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **34**, No. 8: 1101 (2012) (in Ukrainian).
2. V. P. Movchan and M. M. Berezhnyi, *Osnovy Metalurgiyi* [Bases of Metallurgy] (Dnipropetrovs'k: Porohy: 2001) (in Ukrainian).
3. D. S. Gertsriken, V. F. Masanko, V. M. Tyshkevich, and V. M. Falchenko, *Massopereenos v Metallakh pri Nizkih Temperaturakh v Usloviyah Vneshnikh Vozdeistviy* [Mass Transfer in Metals at Low Temperatures and External Influences] (Kyiv: G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.U.: 1999) (in Russian).
4. G. I. Prokopenko, S. M. Voloshko, I. E. Kotenko, and A. P. Burmak, *Science News of NTUU 'KPI'*, No. 3: 42 (2009) (in Ukrainian).
5. G. I. Prokopenko, A. L. Berezina, S. M. Voloshko, I. E. Kotenko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **32**, No. 3: 397 (2010) (in Russian).
6. A. P. Burmak, S. I. Sydorenko, M. A. Vasylyev, and S. M. Voloshko, *Science News of NTUU 'KPI'*, No. 1: 57 (2013) (in Ukrainian).
7. B. N. Mordyuk, V. V. Silberschidt, G. I. Prokopenko, Yu. V. Nesterenko, and M. O. Iefimov, *Materials Characterization*, **61**, No. 11: 1126 (2010).
8. G. I. Prokopenko and T. A. Lyatun, *FiKhOM*, No. 3: 3 (1977) (in Russian).
9. A. V. Kulemin, *Ultrazvuk i Diffuziya* [Ultrasound and Diffusion] (Moscow:

- Metallurgy: 1978) (in Russian).
10. I. G. Polotskyi, D. E. Ovsienko, Z. D. Khodov et al., *Fiz. Met. Metalloved.*, **21**, No. 5: 727 (1966) (in Russian).
 11. V. S. Biront, *Liteinoye Proizvodstvo, Metallovedenie i Obrabotka Metallov Davleniem* [Casting Industry, Metall Science and Compression of Metals], No. 5: 134 (1971) (in Russian).
 12. M. A. Vasylyev, A. V. Kozlov, G. I. Prokopenko, and B. N. Mordyuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **15**, No. 11: 75 (1995) (in Russian).
 13. V. L. Syrovatka, V. E. Oliker, and M. S. Yakovleva, *Materialovedenie*, No. 3: 46 (2013) (in Russian).
 14. S. I. Sydorenko, S. M. Voloshko, I. E. Kotenko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **33**, No. 12: 1659 (2011) (in Ukrainian).
 15. P. Yu. Volosevich, O. V. Kozlov, B. M. Mordyuk, G. I. Prokopenko, and N. I. Danylenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **25**, No. 5: 679 (2003) (in Russian).
 16. M. O. Iefimov, D. V. Lotsko, Yu. V. Milman, A. L. Borisova, S. J. Chugunova, Ye. A. Astakhov, and O. D. Neikov, *High Temperature Materials and Processes*, **25**: 31 (2006).
 17. V. V. Tcherdyntsev, S. D. Kaloshkin, E. V. Shelekhov, A. I. Salimon, S. Sartori, and G. Principi, *Intermetallics*, **13**: 841 (2005).
 18. F. Turquier, V. D. Cojocar, M. Stir, R. Nicula, and E. Burkel, *J. Non-Crystalline Solids*, **353**: 3417 (2007).
 19. G. M. Grigorenko, A. Yu. Tunik, L. I. Adeeva, S. N. Stepanyuk, M. A. Polishchuk, and V. I. Zelenin, *Avtomaticheskaya Svarka* [Automatic Welding], No. 4: 13 (2014) (in Russian).
 20. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, Yu. V. Milman, M. O. Iefimov, K. E. Grinkevych, A. V. Sameljuk, and I. V. Tkachenko, *Wear*, **319**: 84 (2014).
 21. S. Mantl, W. Petry, K. Schroeder, and G. Vogl, *Phys. Rev.*, **27**, No. 9: 12 (1983).
 22. A. A. Kolotov, A. A. Novoselov, A. Yu. Drozdov, F. Z. Gilmudtinov, and V. Ya. Bayakin, *Pis'ma v ZhTF*, **37**, No. 16: 79 (2011) (in Russian).