

В.В. Брюховецький¹, В.В. Литвиненко¹, Д.Є. Мила¹,
В.А. Бичко², Ю.Ф. Лонін³, А.Г. Пономарьов³, В.Т. Уваров³

Вплив структурно-фазових змін при опроміненні імпульсним пучком релятивістських електронів на мікротвердість алюмінієвих сплавів

*Інститут електрофізики і радіаційних технологій НАН України, Харків, Україна, bvy260170@ukr.net
2Національний університет «Чернігівська політехніка», Чернігів, Україна
3Національний науковий центр «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна*

Вивчено особливості зміни значень мікротвердості промислових алюмінієвих сплавів 1933 і 1380 в зоні обробки імпульсним пучком електронів. Поверхневий шар сплавів був модифікований дією пучка електронів з однаковими енергетичними параметрами. Проте фізико-технологічні властивості опроміненого шару сплавів мали деякі відмінності. Показано, що для сплаву 1933 мікротвердість модифікованого шару збільшується більш ніж на 30%, а для сплаву 1380 мікротвердість переплавленого шару зменшується на 10%. Проаналізовано механізми, які впливають на зміну міцності металевих матеріалів, оброблених імпульсним електронним пучком. Встановлено, що одним з основних факторів підвищення мікротвердості поверхневого шару сплаву 1933 є утворення в ході опромінення дрібнодисперсних частинок MgO, які були відсутні в початковому стані сплаву. У той же час мікротвердість опроміненого шару сплаву 1380 зменшується через розчинення в процесі опромінення зміцнюючих фаз, які були ідентифіковані у початковому стані.

Ключові слова: мікротвердість, опромінення, структурно-фазові зміни, алюмінієві сплави.

Received 12.05. 2021; Accepted 1. 10. 2021.

Вступ

У зв'язку з розвитком ядерної енергетики, авіаційної та автомобільної промисловості зростає потреба в конструкційних матеріалах, що мають високі експлуатаційні характеристики. До такого класу матеріалів відносяться досліджувані в цій роботі промислові алюмінієві сплави 1933 і 1380 [1,2]. Ці сплави використовують для виготовлення великогабаритних поковок і штампвок та високонавантажених деталей. Сплави мають високу питому міцність і при цьому досить технологічні при виготовленні напівфабрикатів. Використання різних режимів термічної обробки дозволяє в широкому діапазоні управляти комплексом їх службових характеристик в залежності від умов подальшої експлуатації. В роботах [3,4] було показано, що сплав

1933 проявляє ефект надпластичності.

Володіючи рядом позитивних якостей, алюмінієві сплави мають і ряд недоліків. Одним з найбільш значущих недоліків є їх низька зносостійкість і опір корозії. На сьогоднішній день існує велика різноманітність методів поверхневої обробки та зміцнення алюмінієвих сплавів з метою підвищення їх службових характеристик. Одним з таких методів, який в даний час ще знаходиться на стадії розробки і вивчення, є метод обробки поверхні потужними імпульсними пучками електронів [5-13]. Сузь такої обробки полягає в перенесенні енергії від променевого джерела до оброблюваної поверхні, яка в результаті потужного локального енергетичного (радіаційного, теплового та ударно-механічного) впливу набуває нових властивостей. При цьому відбувається швидке нагрівання до високої

температури (температури плавлення) поверхневого шару металу з наступним швидким охолодженням шляхом відведення тепла в основний об'єм сплаву, який залишається практично холодним. Встановлено, що при такому опроміненні в поверхневих шарах матеріалів протікають процеси плавлення, перерозподілу легуючих елементів, абляції, високошвидкісної кристалізації з розплаву, зміни фазового складу і дислокаційної структури, підвищення щільності дислокацій, зміни розмірів зерен, формування залишкових напружень [5-10]. До теперішнього часу механізми формування структури опромінених імпульсним електронним пучком поверхневих шарів металів знаходяться на стадії вивчення. Одним з питань, яке поки не має повної ясності, є вплив вихідного хімічного і фазового складу сплавів на мікротвердість переплавленого імпульсним пучком прошарку. Зміна характеристик міцності поверхневих прошарків після потужної імпульсної променевої обробки є неоднозначною. Значення мікротвердості в модифікованому прошарку можуть залишатися незмінними, збільшуватися або зменшуватися [6,7]. Така поведінка мікротвердості пояснюється процесами накопиченням точкових і лінійних дефектів і зміною фазового складу поверхні опроміненого матеріалу. У даній роботі проведено вивчення та аналіз значень мікротвердості модифікованого імпульсним пучком електронів поверхневого шару двох алюмінієвих сплавів 1933 і 1380. Вибір для дослідження цих сплавів пояснюється тим, що вони леговані однаковими хімічними елементами, але мають суттєві відмінності у вихідному структурному стані і фазовому складі.

I. Методика експериментів

Пластини з промислових напівфабрикатів сплавів опромінювали імпульсним пучком релятивістських електронів на прискорювачі ТЕМП-А із густиною потоку енергії 109 Вт/см^2 (енергія пучка $E_p \approx 0,3 \text{ МеВ}$, струм $I_p \approx 2 \text{ кА}$, тривалість імпульсу $\tau_i \approx 5 \cdot 10^{-6} \text{ с}$, діаметр пучка $D \approx 3 \text{ см}$) [5,9,11]. Опромінення зразків було проведено в ННЦ ХФТІ НАН України.

Дослідження мікроструктури проведено із застосуванням оптичного мікроскопу MIM-10 та растрового електронного мікроскопу Tescan VEGA 3 LMN. Границі зерен виявляли хімічним травленням в реактиві Келлера. Рентгеноструктурний аналіз проведено на дифрактометрі ДРОН 4-07. Параметри мікроструктури визначали повнопрофільним аналізом дифрактограм з використанням стандартних програмних засобів. Хімічний склад локальних мікрооб'ємів сплавів визначали за допомогою растрового електронного мікроскопу Tescan VEGA 3 LMN з приставкою для рентгенівського енергодисперсійного мікроаналізу системи «Bruker XFlash 5010». Мікротвердість вимірювали при кімнатній температурі на повітрі з використанням мікротвердоміра ПМТ-3М за методом Віккерса (HV) при навантаженні 50 грам.

II. Результати експериментів

Дослідження в цій роботі проведені на промислових алюмінієвих сплавах 1380 (інше маркування АК8) та 1933. Для експериментів виготовляли пластини товщиною приблизно 1,5 мм. Хімічний склад досліджених у цій роботі сплавів, наведено у Таблиці 1. Хоча сплави мають в своїй лігатурі однакові хімічні елементи, проте для сплаву 1933 основними легуючими елементами є Zn і Mg, а для сплаву 1380 Cu і Si.

Під час дії на пластини досліджуваних сплавів потужного імпульсу пучка електронів поверхневий шар товщиною близько пробігу електронів в матеріалі (до 100 мкм) швидко нагрівається до температури плавлення. Причому електронний пучок забезпечує локалізацію максимального значення поглиненої енергії на глибині, що становить приблизно 1/3 пробігу електронів в даній речовині [5,7,8]. Оскільки швидкість нагрівання пластини є більшою в глибинних шарах, то це призводить до вибухового викиду частини розплавленого матеріалу і подальшого його швидкого охолодження шляхом відведення тепла в основний об'єм мішені. Охолодження супроводжується надшвидкою кристалізацією розплавленого матеріалу. Все це викликає структурно-фазові перетворення, які змінюють властивості поверхневого опроміненого шару сплавів. На рис. 1 наведено види поверхневого рельєфу пластин зі сплавів 1380 і 1933 після опромінення імпульсним релятивістським пучком електронів. Морфологія цієї поверхні для обох сплавів має спільні риси. Видно, що дія імпульсного пучка електронів супроводжується формуванням мікротріщин в переплавленому шарі. Розтріскування поверхневого шару зумовлене виникненням термопружних напружень при швидкій кристалізації. На окремих фрагментах опроміненої поверхні спостерігається утворення кратерів, що, скоріш за все, викликане викидом матеріалу при виході на поверхню газів з поверхневого шару.

Відомо [3-8], що застигання розплавленої металічної поверхні в умовах великого градієнту температур і високого тиску призводить до спрямованої кристалізації розплаву в нерівноважних умовах, таких, що можуть привести до утворення дрібнокристалічних і аморфних структур. На рис. 2 приведено вид вихідної зеренної мікроструктури досліджуваних сплавів і вид поперечного зрізу в зоні обробки пучком електронів. Середній розмір зерен у вихідному стані сплаву 1380 становив 31 мкм, при цьому спостерігається різнозернистість, хоча зерна, в основному, близькі до округлих (рис. 2, а). Середній розмір зерен у сплаві 1933 становить величину 15 мкм (рис. 2, б). Як видно з рис. 2 (с, д), товщина переплавленого поверхневого шару для обох сплавів становить приблизно 100 мкм. Тобто глибина переплавленого шару не залежить від вихідного розміру зерна досліджуваних сплавів. Аналіз мікроструктури дозволив встановити, що опромінення імпульсним пучком електронів сплавів 1380 і 1933 викликає помітні зміни в структурі його поверхневого шару.

Таблиця 1

Хімічний склад (мас.%) алюмінієвих сплавів 1933 і 1380.

	Mg	Cu	Zn	Si	Fe	Mn	Al
1933	1,9	1,0	6,9	0,1	0,15	0,1	Основа
1380	0,6	3,9	0,1	0,9	0,5	0,7	Основа

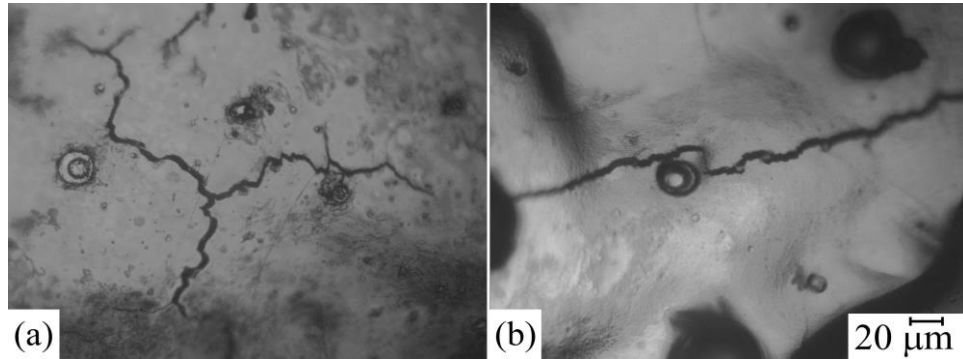


Рис. 1. Характерні види фрагментів опроміненої поверхні сплавів 1380 (а) та 1933 (б).

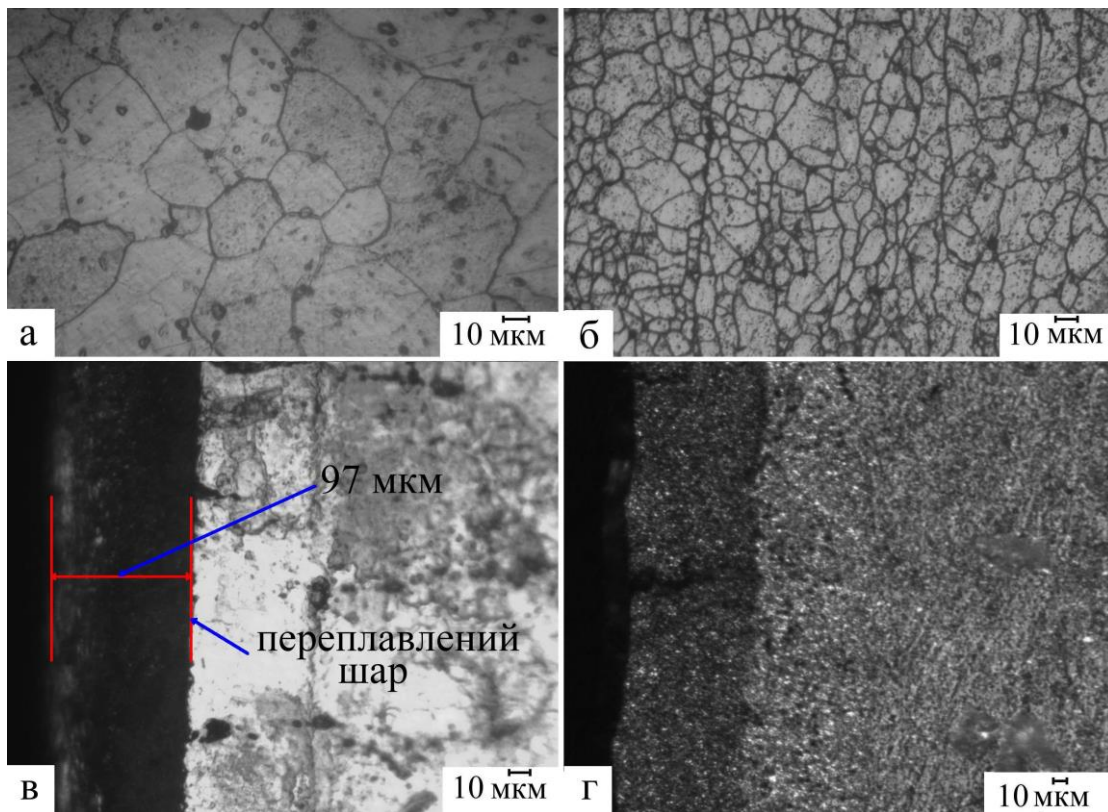


Рис. 2. Характерний вигляд початкової мікроструктури сплаву 1380 (а) і сплаву 1933 (б) та морфології поперечного перерізу сплаву 1380 (в) та 1933 (г) в зоні обробки електронним пучком

Структурно-фазові перетворення в сплавах, викликані дією імпульсного пучка електронів, повинні приводити до зміни їх характеристик міцності, що, перш за все, проявиться на зміні мікротвердості. На рис. 3 приведено розподіл значень мікротвердості вздовж перетину алюмінієвого сплаву 1933 з боку опромінення імпульсним пучком електронів. Мікротвердість сплаву в початковому стані становить величину HV - 105. На рис. 3 вона показана штриховою лінією. Як видно з рис. 3, мікротвердість модифікованого опроміненням

прошарку цього сплаву значно зросла і в середньому склала величину HV - 137. Таким чином, встановлено, що в результаті впливу імпульсного пучка електронів відбувається зміцнення поверхневого прошарку алюмінієвого сплаву 1933, яке характеризується збільшенням мікротвердості більш ніж на 30% у порівнянні з вихідним станом. Після переплавленого шару в зоні термічного впливу пучка значення мікротвердості падають. Однак ці значення все ще є вищими за значення мікротвердості в початковому стані. І тільки на

глибині близько 200 мкм від поверхні сплаву значення мікротвердості наближаються до середнього значення мікротвердості в початковому стані сплаву.

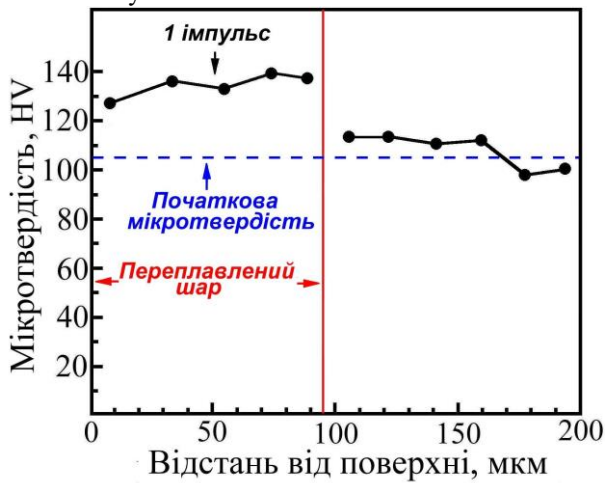


Рис.3. Розподіл значень мікротвердості вздовж перерізу сплаву 1933 з боку опромінення пучком електронів.

Розподіл значень мікротвердості вздовж перерізу алюмінієвого сплаву 1380 показано на рис. 4. Мікротвердості сплаву 1380 в початковому стані притаманне значення HV - 113 (штрихова лінія на рис. 4). Як видно із рис.4, мікротвердість модифікованого опроміненого прошарку сплаву 1380 зменшилася і в середньому склала величину HV - 98. Таким чином, в результаті впливу імпульсного пучка електронів відбувається зменшення поверхневого шару алюмінієвого сплаву 1380, яке характеризується зменшенням мікротвердості більш ніж на 10% у порівнянні з початковим станом. Після переплавленого шару в зоні термічного впливу пучка електронів значення мікротвердості сплаву 1380 зростають. У цій області значення мікротвердості стають дещо вищими, ніж мікротвердість в початковому стані. На глибині близько 200 мікрометрів від поверхні сплаву значення мікротвердості наближаються до середнього значення мікротвердості в початковому стані сплаву.

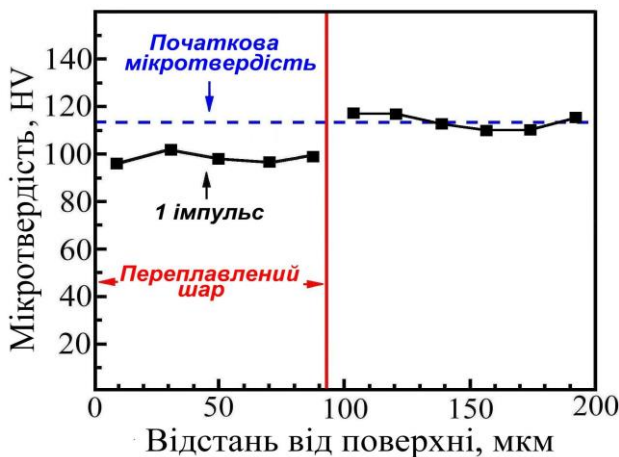


Рис.4. Розподіл значень мікротвердості вздовж перерізу сплаву 1380 з боку опромінення пучком електронів.

Таким чином, результати експериментів показують, що мікротвердість переплавленого імпульсним пучком електронів поверхневого шару сплаву 1933 збільшуються, в той час як для сплаву 1380 мікротвердість модифікованого поверхневого шару зменшується. Відмінності значень мікротвердості алюмінієвих сплавів 1933 і 1380 після дії на сплави імпульсного пучка електронів з однаковими енергетичними параметрами можуть свідчити про наявність відмінностей в структурно-фазових перетвореннях, які при цьому відбуваються.

III. Дискусія про механізми зміцнення

Твердість - опір матеріалу місцевій пластичній деформації, що виникає при зануренні в нього більш твердого тіла. Знаючи значенням твердості, можна робити висновки про міцність і пластичність матеріалу [14]. В алюмінії і його сплавах пластична деформація при визначенні мікротвердості здійснюється в основному завдяки руху дислокацій. Коли дислокації зустрічають на своєму шляху перешкоду, їх ковзання вже не може бути продовжено, як раніше. Характеристики міцності металів і сплавів, які відповідають за підвищення або зниження мікротвердості, визначаються рядом механізмів зміцнення. Для алюмінієвих сплавів в загальному випадку величина границі плинності описується адитивним внеском різних механізмів зміцнення [15-18]:

$$\sigma_{0.2} = \sigma_0 + \sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3 + \sigma_4, \quad (1)$$

де σ_0 - границя плинності чистого алюмінію; σ_1 - внесок у границю плинності твердорозчинного механізму зміцнення; σ_2 - внесок у границю плинності зернограничного механізму зміцнення; σ_3 - внесок у границю плинності дислокаційного механізму зміцнення; σ_4 - внесок у границю плинності дисперсійного механізму зміцнення.

Для розуміння фізичної природи процесів зміцнення поверхні досліджуваних алюмінієвих сплавів, підданих обробці імпульсним електронним пучком, потрібно виконати аналіз можливих вкладів різних механізмів зміцнення, базуючись на експериментальних якісних і кількісних параметрах структури переплавленого шару кожного зі сплавів. При цьому головним завданням є встановлення причин, які привели до збільшення мікротвердості сплаву 1933 і зниження мікротвердості сплаву 1380 однаковим енергетичному впливами імпульсного пучка електронів.

3.1. Твердорозчинне зміцнення

Збільшення концентрації легуючих елементів у твердому розчині може привести до твердорозчинного зміцнення. Цей вид зміцнення обумовлений взаємодією рухливих дислокацій з

атомами спотвореної ґратки і розчиненими атомами, що викликали це спотворення [19]. Зміцнення, яке забезпечує даний механізм, у загальному вигляді можна описати таким чином [19]:

$$\sigma_1 = \sum_j k_j C_j^n, \quad (2)$$

де C_j – концентрація j -го розчиненого елемента в алюмінієвій матриці, n – константа, яка враховує неоднорідності розподілу розчинених компонентів в сплавах. Параметр n може варіюватися в інтервалі від 0,5 до 0,75 [19], k_j – коефіцієнт, що визначає взаємодію дислокації з j -м легуючим елементом. Для розрахунку k_j використовують характеристики міцності подвійних сплавів (наприклад, Al-Cu, Al-Mg).

Як видно з цього рівняння, чим більшою є концентрація розчиненого елемента, тим більшим є зміцнення.

Аналіз даних мікрорентгеноспектральних досліджень вказує на неоднорідний розподіл легуючих елементів у початковому стані сплаву 1933. Магній в основному зосереджений в сегрегації на границях зерен і входить у склад ряду інтерметалідних фаз. Атоми цинку і міді розподілені в твердому розчині на основі алюмінію більш однорідно, ніж магній. В модифікованому опроміненні шарі сплаву 1933 концентрація легуючих елементів зростає, а розподіл легуючих елементів в твердому розчині є більш однорідним. В твердому розчині на основі алюмінію переплавленого опроміненні шару сплаву 1933 зосереджено вже біля 0,4 мас.% Mg, 0,8 мас.% Cu та 5,1 мас.% Zn. Твердий розчин на основі алюмінію вже є пересиченим міддю. В модифікованому опроміненні шарі сплаву 1380, також концентрація легуючих елементів зростає. Твердий розчин на основі алюмінію також стає пересиченим міддю. Збільшення концентрації легуючих елементів в α -твердому розчині сплавів повинно приводити до збільшення їх міцності. Таким чином, зазначені вище структурні зміни як для сплаву 1933 так і для сплаву 1380 повинні були б давати позитивний внесок у зміну їх мікротвердості [20]. Слід зауважити, що внесок твердого розчину в зміцнення багатокомпонентних алюмінієвих сплавів не піддається коректному обчисленню через відсутність напрацьованої бази експериментальних даних. Механізм твердорозчинного зміцнення є основним для термічно незміцнюючих алюмінієвих сплавів [19]. Для досліджуваних в роботі сплавів внесок цього механізму в зміцнення, певно, буде незначним, але позитивним.

3.2. Зернограничне зміцнення

Границі зерен є перешкодою для руху дислокацій. Коли дислокації досягають границь зерен, їх ковзання безперешкодно вже не може бути продовжено через різну орієнтацію систем ковзання

між сусідніми кристалітами. Отже, відстань, на яку рухлива дислокація може переміститися до досягнення границі зерна або кристаліта, зменшується зі зменшенням розміру зерна, що призводить до зміцнення. Даний вид зміцнення називають зернограничним [21]. Зміцнення матеріалу границями зерен можна оцінити, використовуючи співвідношення Холла-Петча [21,22]:

$$\sigma_2 = kd^{-0.5}, \quad (3)$$

де k – коефіцієнт, що характеризує стан границь зерен сплаву (коефіцієнт Холла-Петча); d – середній розмір зерна.

Структура модифікованого поверхневого шару досліджуваних сплавів різко відрізняється від основного металу і характеризується малим субмікронним розміром зерна. Розмір зерна сплаву 1933 мав величину 15 мкм, а сплаву 1380 – 32 мкм (рис.2, а, б). Для модифікованого електронним пучком шару обох сплавів розмір зерна становить величину приблизно 1 мкм. Тобто відстань, на яку рухлива дислокація може переміститися до досягнення границі зерна, значно зменшується. Таким чином, даний механізм також має дати певний позитивний внесок у збільшення мікротвердості досліджуваних сплавів. Причому для сплаву 1380 збільшення мікротвердості за рахунок зернограничного зміцнення повинно бути навіть дещо більшим, ніж для сплаву 1933, через більший початковий розмір зерна.

3.3. Дислокаційне зміцнення

Опір руху дислокацій, обумовлений нерухомими дислокаціями, що лежать в площинах ковзання, і пружними взаємодіями з дислокаціями, що лежать в площинах, паралельних площинам ковзання, оцінюють наступним чином [18]:

$$\sigma_3 = M\alpha Gb\sqrt{\rho}, \quad (4)$$

де α – безрозмірний коефіцієнт, що враховує характер розподілу і взаємодії дислокацій, і приблизно для алюмінієвих сплавів дорівнює 0.24 [18]; G – модуль зсуву; b – вектор Бюргерса; M – фактор Тейлора, який враховує число систем ковзання.

Високошвидкісне охолодження переплавленого шару досліджуваних сплавів, опроміненних електронним пучком, супроводжується формуванням пружно-пластичних полів напружень, часткова релаксація яких супроводжується підвищенням об'ємної щільності дислокацій і призводить до деформаційного наклепу, тобто до створення субструктури [5-13]. За даними рентгеноструктурного аналізу щільність дислокацій в опроміненних шарах сплавів збільшується в декілька разів. Отже, збільшення міцності поверхневого шару досліджуваних сплавів також буде відбуватися і за рахунок підвищення об'ємної щільності дислокацій і формування субструктури.

3.4. Дисперсійне зміцнення

Цей вид зміцнення обумовлений взаємодією рухомих дислокацій з частинками інтерметалідних фаз, присутніх в сплавах. Дисперсійне зміцнення виникає через те, що рух дислокацій є ускладненим внаслідок їх наближення і спроби подолання дисперсних частинок фаз. Характер взаємодії і величина зміцнення даного механізму залежить від природи частинок фаз. Існують два типи взаємодії рухливих дислокацій з частинками фаз - огинання і перерізання. Механізм взаємодії дислокацій з частинками залежить від їх кількості, розподілу, середнього розміру і когерентності границь. Для досліджених в роботі сплавів огинання – головний механізм взаємодії дислокацій з частинками фаз. У цьому випадку внесок дисперсійного зміцнення описується рівнянням Орована [15]:

$$\sigma_{Orovan} = \frac{0,4MGb}{\pi L\sqrt{1-\nu}} \ln \frac{D}{b}, \quad (5)$$

де M – фактор Тейлора; G – модуль зсуву; b – вектор Бюргерса, L – ефективна відстань між частинками, ν – коефіцієнт Пуассона і D – середній діаметр частинок.

Ефективна відстань між частинками визначається таким чином [23]:

$$L = 0,4155 \left(\frac{F_v}{\pi r^3} \right)^{-1/3}, \quad (6)$$

де F_v – кількість частинок в одиниці об'єму, r – середній радіус частинок.

Сплави, що досліджуються, зміцнюються гартуванням та старінням, найбільший рівень міцності забезпечується при штучному старінні. Для встановлення фазового складу досліджуваних сплавів в початковому стані і їх поверхневого шару після опромінення були проведені рентгенографічні дослідження.

В сплаві 1380 можуть бути присутніми дрібнодисперсні частинки фази Mg_2Si , фази Al_2CuMg , фази $CuAl_2$ і незначна кількість ряду інших фаз [2]. На рис. 5 приведено дифрактограми ділянки сплаву 1380 у початковому стані (1) і ділянки шару, опроміненого електронним пучком. Встановлено, що інтенсивні дифракційні піки на дифрактограмах належать твердому розчину на основі алюмінію (α_{Al} -фазі). На дифрактограмі ділянки початкового стану сплаву також ідентифіковано піки фаз $CuAl_2$, Mg_2Si і Al_2CuMg . На дифрактограмі ділянки опроміненого шару сплаву 1380 є лише піки α_{Al} -фази. Частинки фаз $CuAl_2$, Mg_2Si і Al_2CuMg в процесі перекристалізації в ході опромінення розчиняються. Можливо, невелика кількість частинок фаз $CuAl_2$, Mg_2Si і Al_2CuMg та ряду інших фаз в модифікованому шарі присутні, однак в дуже невеликій кількості, такій, до якої рентгенівські дослідження є нечутливими.

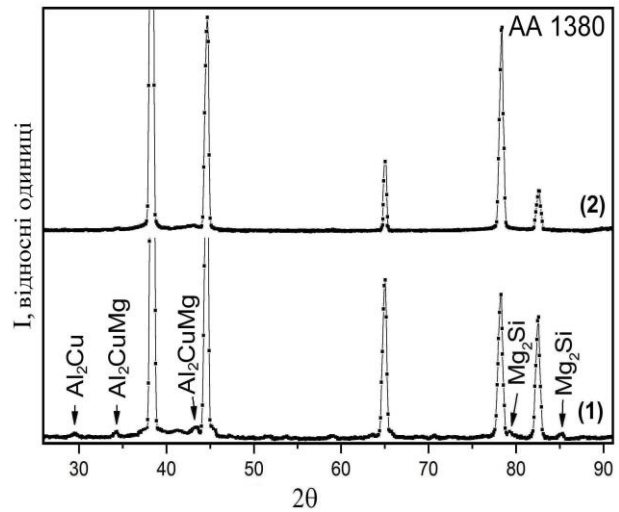


Рис.5. Дифрактограми ділянки пластини сплаву 1380 у початковому стані (1) і ділянки поверхні сплаву 1380, переплавленої електронним пучком (2)

На рис. 6 приведено дифрактограми ділянки сплаву 1933 у початковому стані (1) і ділянки шару сплаву 1933, після опромінення електронним пучком. Встановлено, що інтенсивні дифракційні піки на дифрактограмі від ділянки сплаву в початковому стані відносяться до α_{Al} -фази. Також на цій дифрактограмі ідентифіковано піки фази $MgZn_2$, $Al_2Mg_3Zn_3$ і фази Al_2CuMg . Ряд піків на дифрактограмі ідентифікувати не вдалося, однак, можна завбачити, що піки біля $51,5^\circ$ і $53,4^\circ$ можуть належати фазі Al_3Zr [24]. Частинки цієї фази можуть бути присутніми в сплаві 1933 [1]. На дифрактограмі ділянки переплавленого шару сплаву 1933 інтенсивні дифракційні піки відповідають α_{Al} -фазі. На цій дифрактограмі не знайдено піків, які можуть належати фазам $MgZn_2$, $Mg_3Zn_3Al_2$ і Al_2CuMg , які були присутніми у початковому стані сплаву. Це свідчить про те, що ці фази, якщо і є в переплавленому шарі, то в дуже малій кількості. Однак на дифрактограмі є піки оксиду магнію. Тобто, за даними рентгенографічних досліджень в модифікованому шарі є частинки MgO .

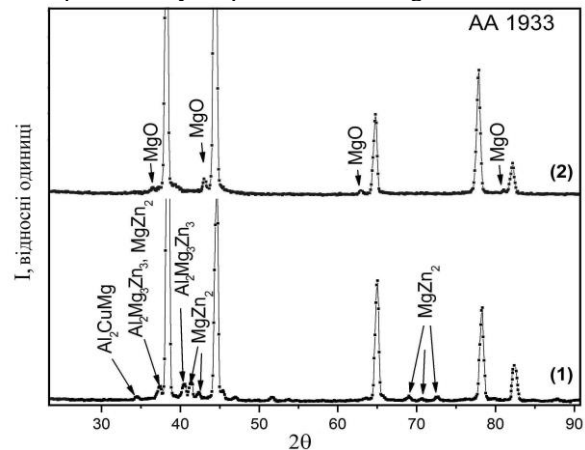


Рис.6. Дифрактограми ділянки пластини сплаву 1933 у початковому стані (1) і ділянки поверхні сплаву 1933, переплавленої електронним пучком (2).

Особливості розташування включень оксиду магнію в мікроструктурі переплавленого шару були вивчені за допомогою растрової електронної мікроскопії та енергодисперсійного рентгенівського мікроаналізу. На рис. 7, а показано вид відшліфованої поверхні переплавленого шару сплаву 1933. Для визначення хімічного складу було вибрано включення світлого відтінку, характерного для оксиду магнію. Цифрою 1 позначено цю ділянку. Було встановлено, що ділянка, де розташовано включення світлого відтінку, має дуже високу концентрацію кисню а також високу концентрацію магнію, яка більш ніж в 10 разів перевищує середню концентрацію в сплаві (рис. 7, б). Характерне співвідношення масових часток кисню і магнію говорить про те, що в цьому місці локалізовано якраз включення оксиду магнію. Металографічні дослідження показали, що розміри включень MgO знаходяться в інтервалі від 50 до 500 нм, а середня відстань між цими включеннями становить величину від 1 до 5 мкм. На шліфу вони розподілені в середньому однорідно.

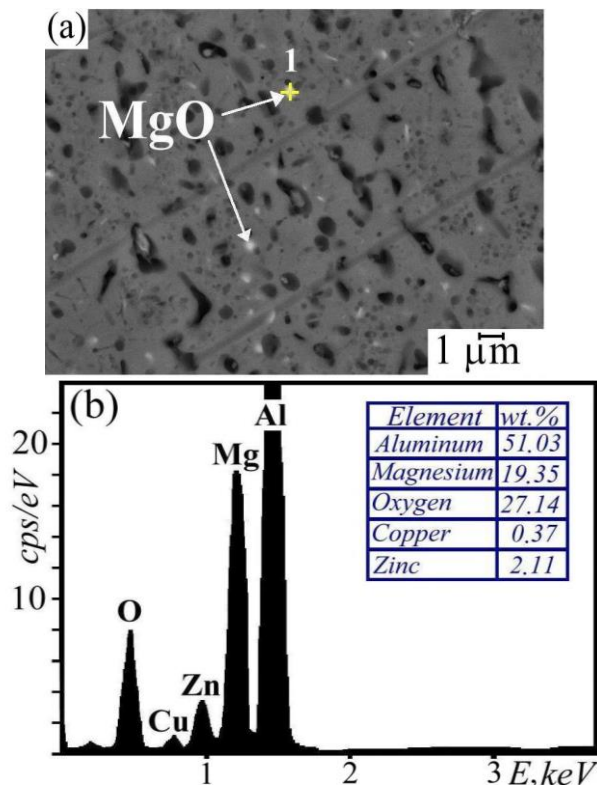


Рис. 7. Вигляд мікроструктури переплавленого шару сплаву 1933 на глибині 30 мкм від поверхні - (а); енергетичні спектри Al, Zn, Mg, Cu і O від точки 1 (рис. 7, а) - (б).

Таким чином, в початковому стані сплаву 1933 і 1380 є багатофазними. Обробка поверхні сплавів інтенсивним імпульсним електронним пучком супроводжується кардинальними змінами мікроструктури поверхневого шару сплавів. Вона призводить до формування поверхневого шару сплавів з субмікроструктурною структурою, основною фазою якого є твердий розчин на основі алюмінію. Практично всі інтерметалідні фази, які були присутні в початковому стані сплавів, в

результаті опромінення розчиняються. Однак в переплавлені шарі сплаву 1933 під час опромінення відбувається формування дрібнодисперсних включень оксиду магнію, які, мабуть, і відіграють ключову роль в збільшенні мікротвердості переплавленого шару цього сплаву. У той же час поверхневий опромінений шар сплаву 1380 через розчинення частинок вторинних фаз знеміцнюється.

Для розуміння механізмів утворення включень MgO в переплавленому шарі сплаву 1933 потрібно розглянути динаміку і умови процесу імпульсного електронного опромінення. В результаті дії імпульсного пучка електронів відбувається мікрорив поверхні, що супроводжується ударно-пластичною хвилею в напрямку мішені і викидом розплавленого матеріалу в сторону дії пучка [5-11]. Опромінення здійснюється всередині вакуумної камери прискорювача при тиску $10^{-4} \dots 10^{-5}$ Тор. При такому тиску процеси окислення сплавів відбуватимуться через наявність кисню залишкового вакуумного середовища. Гази з залишкової атмосфери вакуумного робочого об'єму під час опромінення беруть участь в перемішуванні поверхневого шару, що знаходиться в розплавленому стані. В результаті цього в поверхневому шарі можуть формуватися оксиди активних до кисню елементів мішені.

Причини, через які в однакових умовах і при однаковому енергетичному впливі імпульсного пучка електронів формування включень оксиду магнію відбувається тільки в одному сплаві, ймовірно, обумовлені кількістю магнію в лігатурі сплавів. Відомо, що вихідним продуктом на початку окислення розплаву алюмінієвого сплаву, що містить більше 1 мас. % магнію, є MgO [25,26]. Кількість магнію в сплаві 1933 перевищує цю величину в два рази. У сплаві 1380 вміст магнію є значно меншим ніж в сплаві 1933 і становить 0,6 мас. %. Магній в цьому сплаві зосереджений в твердому розчині на основі алюмінію і входить до складу тільки однієї фази Mg_2Si , яка в результаті опромінення розчиняється. Тому в переплавленому шарі сплаву 1380 включення оксиду магнію рентгенографічними методами не виявляються. У сплаві 1933 магній зосереджений, в основному, у складі інтерметалідних включень $MgZn_2$, $Mg_3Zn_3Al_2$ і Al_2CuMg і сегрегаціях, які в момент опромінення дробляться і миттєво окислюються. Дисперсні частинки MgO, що утворилися в момент опромінення, випадають в поверхневий шар, який швидко кристалізується.

Було виконано розрахунок вкладу частинок MgO в зміцнення алюмінієвого сплаву 1933. Розмір частинок і ефективне відстань між частинками були розраховані за даними металографічного аналізу. Частинки оксиду магнію в алюмінієвій матриці є перешкодами для переміщення дислокацій і їх внесок в зміцнення описується співвідношенням Орована. Було встановлено, що зміцнення, викликане наявністю в структурі сплаву 1933 частинок MgO, приблизно становить величину 87 МПа.

Таким чином, позитивний внесок у збільшення міцності опроміненої поверхні обох сплавів дає твердорозчинне, зернограничне і дислокаційне

зміцнення. Однак саме дисперсійне зміцнення грає ключову роль у зміні міцності модифікованих шарів досліджуваних сплавів. Через розчинення в ході опромінення частинок вторинних фаз поверхня сплаву 1380 знеміцнюється, що приводить до зменшення її мікротвердості. Знеміцнення через розчинення вторинних фаз у складі поверхні сплаву 1933 компенсується зміцненням через утворення в ході опромінення частинок оксиду магнію. Сумарно ж мікротвердість поверхні сплаву 1933 через структурно-фазові перетворення під час опромінення, збільшується.

Висновки

Обробка сплавів інтенсивним імпульсним електронним пучком приводить до формування поверхневого шару з субмікроструктурною структурою, основною фазою якого є твердий розчин на основі алюмінію. Інтерметалідні фази, які були присутніми в початковому стані сплавів, в модифікованому опроміненні шарі рентгенографічними методами не виявляються. Однак в переплавленому шарі сплаву 1933 під час опромінення відбувається формування дрібнодисперсних включень MgO, які були відсутні в початковому стані сплаву. Включення частинок MgO в переплавленому шарі сплаву 1380 не знайдено.

Мікротвердість переплавленого імпульсним пучком поверхневого шару сплаву 1933 збільшується, в той час як для сплаву 1380 мікротвердість модифікованого поверхневого шару зменшується. Відмінності значень мікротвердості алюмінієвих сплавів 1933 і 1380, що спостерігаються після дії на сплави імпульсного пучка електронів з однаковими енергетичними параметрами, свідчать

про наявність відмінностей в структурно-фазових перетвореннях, які при цьому відбуваються. Хоча досліджені сплави леговані однаковими хімічними елементами, ключову роль у зміні фізико-технологічних характеристик сплавів відіграє кількість магнію в лігатурі сплавів.

Базуючись на експериментально виявлених кількісних і якісних параметрах структури, було виконано аналіз фізичної природи зміни міцності в переплавлених імпульсним електронним пучком поверхневих шарах промислових алюмінієвих сплавів 1933 і 1380. Показано різноманіття механізмів, які беруть участь в даному процесі і можуть впливати на службові характеристики сплавів. Провідну роль у зміні міцності сплавів грає дисперсійний механізм зміцнення Орована. Дрібнодисперсні включення оксиду магнію грають ключову роль в збільшенні мікротвердості переплавленого шару сплаву 1933.

Роботу виконано із залученням коштів бюджетної програми «Підтримка розвитку пріоритетних напрямів наукових досліджень» (КПВК 6541230).

Брюховецький В.В. - д.т.н., старший науковий співробітник, завідувач кафедри

Литвиненко В.В. - д.т.н., старший науковий співробітник, керуючий директор;

Мила Д.Є. - к.т.н., дослідник;

Бичко В.А. - к.т.н., доцент, доцент кафедри інформаційно-комп'ютерних систем;

Лонін Ю.Ф. - д.т.н., старший науковий співробітник, завідувач відділу ННЦ ХФТ НАН України;

Пonomарьов А.Г. - к.т.н., завідувач лабораторією;

Уваров В.Т. - к.т.н., старший наук.співробітник.

- [1] I.N. Fridlyander, A.V. Dobromyslov, E.A. Tkachenko, O.G. Senatorova, *Metal Science and Heat Treatment* 47(7-8), 269 (2005); <https://doi.org/10.1007/s11041-005-0066-7>.
- [2] N.A. Belov, N.N. Avksent'eva, *Metal Science and Heat Treatment* 55(7-8), 358 (2013); <https://doi.org/10.1007/s11041-013-9635-3>.
- [3] V.P. Poida, D.E. Pedun, V.V. Bryukhovetskii, A.V. Poida, R.V. Sukhov, A.L. Samsonik, V.V. Litvinenko, *The Physics of Metals and Metallography* 114(9), 779 (2013); <https://doi.org/10.1134/S0031918X13070090>.
- [4] V.V. Bryukhovetsky, A.V. Poyda, V.P. Poyda, D.E. Milaya, *Problems of Atomic Science and Technology* 114, 94 (2018).
- [5] V.V. Bryukhovetsky, V.F. Klepikov, V.V. Lytvynenko, D.E. Myla, V.P. Poyda, A.V. Poyda, V.T. Uvarov, Yu.F. Lonin, A.G. Ponomarev, *Nuclear Inst. and Methods in Physics Research B* 499, 25 (2021); <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2021.02.011>.
- [6] V.V. Bryukhovetskiy, N.I. Bazaleev, V.F. Klepikov, V.V. Litvinenko, O.E. Bryukhovetskay, E.M. Prokhorenko, V.T. Uvarov, A.G. Ponomar'ov, *Problems of Atomic Science and Technology* 72, 28 (2011).
- [7] Y. Qin, C. Dong, Z. Song, S. Hao, X. Me, J. Li, X. Wang, J. Zou, Th. Grosdidier, *J. Vac. Sci. Technol. A* 27(3), 430 (2009); <http://dx.doi.org/10.1116/1.3093876>.
- [8] B. Gao, S. Hao, J. Zou, W. Wu, G. Tu, C. Dong, *Surface & Coatings Technology* 201, 6297 (2007); <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2006.11.036>.
- [9] V.T. Uvarov, V.V. Uvarov, V.N. Robuk, N.I. Bazaleev, A.G. Ponomarev, A.N. Nikitin, Yu.F. Lonin, T.I. Ivankina, V.F. Klepikov, V.V. Lytvynenko, S.Ye. Donets, *Phys. of Part. and Nucl. Latter.* 11(3), 274 (2014); <http://dx.doi.org/10.1134/S1547477114030157>.
- [10] Y. Hao, B. Gao, G.F. Tu, S.W. Li, C. Dong, Z.G. Zhang, *Nuclear Inst. and Methods in Physics Research, B* 269, 1499 (2011); <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2011.04.010>.

- [11] D.E. Myla, V.V. Bryukhovetsky, V.V. Lytvynenko, V.P. Poyda, A.V. Poyda, V.F. Klepikov, V.T. Uvarov, Yu.F. Lonin, A.G. Ponomarev, *Problems of Atomic Science and Technology* 126, 33 (2020).
- [12] V.V. Bryukhovetsky, A.V. Poyda, V.P. Poyda, D.E. Milaya, *Problems of Atomic Science and Technology* 120, 67 (2019).
- [13] D.I. Proscurovsky, A.D. Pogrebnjak, *Phys. Stat. Sol. A* 145(1), 9 (1994); <https://doi.org/10.1002/pssa.2211450103>.
- [14] D. Tabor, *Phil. Mag. A* 74(5), 1207 (1996); <http://doi.org/10.1080/01418619608239720>.
- [15] L.M. Brown, R.K. Ham. In *Strengthening Methods in Crystals*, Ed. A. Kelly, R.B. Nicholson (Elsevier: Amsterdam, The Netherlands, 1971).
- [16] L.F. Mondolfo, J.G. Barlock. *Metallurgical Transactions B (Process Metallurgy)* 6, 565 (1975); <https://doi.org/10.1007/BF02913849>.
- [17] E.L. Huskins, B. Cao, K.T. Ramesh, *Mater. Sci. Eng. A* 527, 1292 (2010); <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.11.056>.
- [18] N. Kamikawa, X. Huang, N. Tsuji, N. Hansen, *Acta Materialia* 57, 4198 (2009); <http://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.05.017>.
- [19] O. Ryen, O. Nijs, E. Sjolander, B. Holmedal, H.-E. Ekstrom, E. Nes, *Metall. Mater. Trans. A* 37, 1999 (2006); <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0142-7>.
- [20] L.M. Pike, Y.A. Chang, C.T. Liu, *Acta Materialia* 45(9), 3709 (1997); [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(97\)00028-1](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(97)00028-1).
- [21] N. Hansen, *Scripta Mater* 51, 801 (2004); <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2004.06.002>.
- [22] M. Kato, *Materials Transactions* 55, 19 (2014); <https://doi.org/10.2320/matertrans.MA201310>.
- [23] K.L. Kendig, D.B. Miracle, *Acta Materialia* 50, 4165 (2002); [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(02\)00258-6](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(02)00258-6).
- [24] K.E. Knipling, D.C. Dunand, D.N. Seidman, *Zeitschrift für Metallkunde* 97(3), 246 (2006); <https://doi.org/10.3139/146.101249>.
- [25] A.V. Poyda, V.V. Bryukhovets'ky, D.L. Voronov, R.I. Kuznetsova, V.F. Klepikov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* 27(3), 317 (2005).
- [26] K. Kim, *Surface and Interface Analysis* 47(4), 429 (2015); <https://doi.org/10.1002/sia.5726>.

V.V. Bryukhovetsky¹, V.V. Lytvynenko¹, D.E. Myla¹, V.A. Bychko²,
Yu.F. Lonin³, A.G. Ponomarev³, V.T. Uvarov³

Effect of Structural and Phase Changes under Relativistic Electron Pulsed Beam Irradiation on the Aluminum Alloys Micro-hardness

¹*Institute of Electrophysics and Radiation Technologies NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine, ntcefo@yahoo.com*

²*Chernihiv National University of Technology, Chernihiv, Ukraine*

³*NSC «Kharkiv Institute of Physics and Technology» NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine*

The paper studies the distinctive features of micro-hardness value changes in the zone of industrial aluminum alloy 1933 and alloy 1380 irradiated by the relativistic electron beam. The surface layer was modified under the relativistic electron beam injected along with the equal energy parameters. However, we have to claim that some physical and technological properties of the irradiated alloys layer came with some differences. The modified layer micro-hardness increased over 30 % in 1933 aluminum alloy and decreased by 10 % in 1380 aluminum alloy. The mechanisms affecting the metal material strengthening transformation after a pulsed electron beam application are analyzed. Thus it was established that one of the core impacts to increase the micro-hardness of 1933 aluminum alloy surface layer was fine MgO impurities being absent in the initial alloy and caused by the irradiation, whilst the micro-hardness of the irradiated layer of the 1380 aluminum alloy decreases due to the dissolution during irradiation of the strengthening phases, which were identified in the initial state.

Keywords: micro-hardness, irradiation, structural-phase changes, aluminum alloys.