

PACS numbers: 06.60.Vz, 61.66.Dk, 61.72.Ff, 62.20.mt, 81.20.Vj, 81.40.Cd, 81.40.Np

Аналіза структурних змін зварних з'єднань стопів АМг6

С. О. Абрамов, Ю. П. Синиціна*

*Київський інститут Національної гвардії України,
вул. Оборони Києва, 7,
03179 Київ, Україна*

**Дніпровський державний університет внутрішніх справ,
проспект Науки, 26,
49005 Дніпро, Україна*

Алюмінієві стопи широко використовуються в авіаційній, автомобільній, суднобудівній та інших галузях промисловості завдяки їхнім високим показникам міцності за малої питомої ваги, корозійної стійкості та добрій технологічності. Однак під час зварювання цих матеріалів відбуваються істотні структурні зміни, що можуть впливати на механічні та експлуатаційні характеристики з'єднання. У процесі зварювання алюмінієві стопи піддаються високотемпературному впливу, що приводить до розчинення та повторного випадіння фаз, що зміцнює структуру у термозміцнених стопах, до можливого збільшення зерна в зоні термічного впливу, що може погіршувати механічні властивості, а також до формування дендритної структури у зварному шві, що впливає на пластичність і міцність з'єднання. Через високу теплопровідність і широкий інтервал кристалізації алюмінієві стопи схильні до гарячих тріщин. Аналіз структурних змін дає змогу виявити вплив хемічного складу стопу на схильність до утворення тріщин і формування евтектичних фаз, які мо-

Corresponding author: Serhiy Oleksiyovych Abramov
E-mail: abramovs706@gmail.ua

*Kyiv Institute of the National Guard of Ukraine,
7 Oborony Kyiv Str., UA-03179 Kyiv, Ukraine*

**Dnipro State University of Internal Affairs,
26, Nauky Avenue, UA-49005 Dnipro, Ukraine*

Citation: S. O. Abramov and Y. P. Synytsina, Analysis of Structural Changes in Welded Joints of AMg6 Alloys, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 8: 799–818 (2025) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.47.08.0799](https://doi.org/10.15407/mfint.47.08.0799)

© Publisher PH “Akadempriodyka” of the NAS of Ukraine, 2025. This is an open access article under the CC BY-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0>)

жуть сприяти розвитку тріщин у зварному шві. Розподіл залишкових напружень у зварному з'єднанні може викликати додаткові структурні зміни, що понижують довговічність виробу; тому було обрано вікові показники у 9 і 13 років. За допомогою дослідження мікроструктури здійснено оцінювання деградації матеріалу в зоні стоплення після зварювання та вплив залишкових напружень на ймовірність появи корозії під напруженням. Корозійна стійкість зварних з'єднань і зміни у структурі матеріалу після зварювання можуть призвести до формування анодних і катодних ділянок, що пришвидшує корозію та випадіння вторинних фаз, яке знижує стійкість до міжкристалітної корозії. Аналіз структурних змін у зварних з'єднаннях алюмінієвих стопів є необхідною задля підвищення надійності та довговічності зварних конструкцій. Вона уможливорює оцінити механізми деградації матеріалу, оптимізувати режими зварювання та розробити методи додаткового термооброблення для поліпшення експлуатаційних характеристик.

Ключові слова: зварні з'єднання, стопи, термічний вплив, старіння, фраттограма.

Aluminium alloys are widely used in aviation, automotive, shipbuilding and other industries due to their high strength at low specific gravity, corrosion resistance, and good processability. However, during welding of these materials, significant structural changes occur that can affect the mechanical and operational characteristics of the joint. During welding, aluminium alloys are exposed to high temperatures that leads to dissolution and reprecipitation of strengthening phases in heat-strengthened alloys, to a possible increase in grain size in the heat-affected zone, which can worsen mechanical properties, as well as to formation of a dendritic structure in the weld, which affects the plasticity and strength of the joint. Due to their high thermal conductivity and wide crystallization interval, aluminium alloys are prone to hot cracks. Analysis of structural changes allows identifying the influence of the chemical composition of the alloy on the susceptibility to cracking and the formation of eutectic phases, which can contribute to the development of cracks in the weld. The distribution of residual stresses in the welded joint can cause additional structural changes that reduce the durability of the product; therefore, the age indicators of 9 and 13 years are chosen. Using the study of the microstructure, the degradation of the material in the fusion zone after welding and the influence of residual stresses on the probability of stress-corrosion cracking is assessed. The corrosion resistance of welded joints and changes in the structure of the material after welding can lead to the formation of anodic and cathodic areas that accelerates corrosion and the precipitation of secondary phases, which reduces resistance to intergranular corrosion. Analysis of structural changes in welded joints of aluminium alloys is necessary to increase the reliability and durability of welded structures. It allows evaluating the mechanisms of material degradation, to optimize welding modes, and to develop additional heat-treatment methods to improve performance.

Key words: welded joints, alloys, thermal effect, ageing, fractograph.

(Отримано 10 квітня 2025 р.; остаточн. варіант — 21 травня 2025 р.)

1. ВСТУП

В даний час істотно зросло використання алюмінієвих стопів у транспортній, будівельній та інших галузях промисловості. Значне поширення отримали алюмінієві стопи, які деформуються. Вони оптимально поєднують механічні характеристики з оптимальною технологічністю за порівняно невисокої вартості.

Ці стопи мають достатньо високу конструкційну міцність і підвищену пластичність, що дає змогу уникнути крихкого руйнування деталей і конструкцій, що з них виготовляються. У той же час, дія циклічних і динамічних навантажень під час експлуатації може призводити до деградації поверхневих шарів, що істотно знижує довговічність виробів за рахунок втоми та спрацювання [1].

Актуальним напрямом поліпшення експлуатаційних властивостей є модифікування робочих поверхонь даних стопів. Найбільш поширеною методою зміцнення поверхневих шарів металів і стопів є поверхнева пластична деформація [2, 3], зокрема в таких матеріалах, як стоп АМг6, який знайшов широке застосування в різних галузях промисловості завдяки пластичності та гарній зварюваності.

Під час попередніх досліджень [4] було визначено й обґрунтовано конструкцію, матеріали та методи виробництва вітроенергетичних установок для використання їх в умовах забезпечення національної безпеки й оборони. Тому проведення дослідження з метою сприяння розробленню малопотужної вітроенергетичної установки, яка буде відповідати потребам невеликих підрозділів, зокрема спостережних постів, командних спостережних постів взводів оперативного призначення, рот оперативного призначення для забезпечення заряду батарей радіостанції, безпілотних літальних апаратів, роботи апаратури, систем зв'язку та ін. підрозділів Національної гвардії України з метою підвищення ефективності забезпечення виконання бойових завдань під час відсічі збройної агресії, є актуальним.

Метою статті є проведення аналізу структурних змін зварних з'єднань стопів АМг6 після зварювання лопатей вітроенергетичних установок. Для досягнення визначеної мети було окреслено основні завдання, а саме: проведення аналізу формування структури у стопах системи Al–Mg під час старіння; аналізу структурних змін у зварних з'єднаннях після тривалого зберігання (старіння); проведення фрактографічного дослідження структурних змін у зварних з'єднаннях після тривалого зберігання (старіння).

2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА/ТЕОРЕТИЧНА МЕТОДИКА

Методика дослідження полягала у проведенні металографічної, фрактографічної, рентгеноспектральної та рентгеноструктурної

аналіз. За результатами ретроспективної аналізи встановлено, що стопи Al–Mg не відносяться до термічно незміцнюваних, отже, не схильних до старіння. Але дослідження останніх років дали змогу встановити можливість природнього старіння. Оскільки стопи АМг6 традиційно використовуються у виробках, від яких вимагається підвищена надійність і збереження механічних характеристик упродовж тривалого часу, це питання є актуальним. Стопи із вмістом Магнію у 6% (за масою) і вище, як правило, містять інтерметалідну фазу Mg_5Al_8 (β -фазу), що має гранецентровану кубічну ґратницю, кількість і морфологія якої впливає на властивості стопів типу АМг6 [5]. За результатами аналізу діаграми стану стопів Al–Mg, впливає, що достатньо значна зміна розчинності β -фази (Mg_5Al_8) у α -фазі залежить від температури. Це може забезпечити в стопах із вмістом Магнію у 1,4–17,4% (за масою) після загартування однофазну структуру — пересичений твердий розчин. Під час старіння такого стопу за температури у 200°C відбувається виділення високодисперсної фази Mg_5Al_8 (β') з упорядкованою структурою переважно по межах зерен. Такий характер розпаду призводить до різкого пониження корозійної стійкості за дуже невеликого збільшення міцності [6]. Це пов'язане з низьким рівнем спотворень межі частинка виділень–матриця, а також низькою міцністю самих частинок. Також це явище можна пояснити реактивною дифузією, яка супроводжується руйнуванням або виникненням нових фаз. Реактивна дифузія здійснюється під час випадання хемічних сполук у стопах (старіння) або розчинення цих сполук. Характерною є наявність стрибка концентрацій у місцях зіткнення фаз.

В той же час можна говорити стосовно структурної металургійної спадковості. Сам термін «структурна металургійна спадковість» розуміють як сукупність явищ, пов'язаних із передачею структурних особливостей шихти через рідкий стан до виливка, оскільки приводить до уявлення про те, що в залежності від передісторії за одних і тих же температур і хемічного складу розтоп може перебувати в різних структурних станах, що, в свою чергу, підтверджується розгалуженням температурних залежностей властивостей (гістерезою) [7], одержаних під час нагрівання та подальшого охолодження зразків. Неоднозначність станів розтопів в умовах однакових параметрів хемічного складу та температури свідчить про те, що багато розтопів є нерівноважними та метастабільними [7].

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

3.1. Структурні зміни у зварних з'єднаннях після тривалого зберігання (старіння)

У якості дослідного матеріалу було використано зразки стопу АМг6

в холоднокатаному стані, а також після старіння їх упродовж 9 і 13 років як у вихідному стані, так і після зварювання.

Експерименти полягали в аналізі структурних параметрів (об'ємна частка) β -фази, її дисперсності та рівномірності її розподілу (коефіцієнт суміжності) (табл. 1) для холоднокатаних зразків деформованого стопу типу АМГ6 у вихідному стані та після тривалого (9–13 років) природнього старіння їх за кімнатної температури.

Коефіцієнт суміжності визначали як частку сумарної площі граничної поверхні даної фази, розділену мікрочастинками тієї ж фази, за формулою

$$C_k = \frac{\Sigma S_{\beta\beta}}{\Sigma S_{\beta}}, \quad (1)$$

де $\Sigma S_{\beta\beta}$ — сумарна площа зіткнення мікрочастинок фази між собою в одиниці об'єму стопу АМГ6; ΣS_{β} — сумарна площа граничної по-

ТАБЛИЦЯ 1. Структурні характеристики стопу АМГ6 після природнього старіння.

TABLE 1. Structural characteristics of the AMg6 alloy after natural ageing.

№ з/п	Стан зразків	Об'ємна частка β -фази, %	Дисперсність, мкм	Коефіцієнт суміжності, $\cdot 10^{-6}$
1	Холоднокатане, вихідне	$4,8 \pm 0,2$	$1,1 \pm 0,1$	0,01
2	Холоднокатане, після 9 років старіння	$5,6 \pm 0,1$	$1,4 \pm 0,1$	0,01
3	Холоднокатане, після 13 років старіння	$5,4 \pm 0,1$	$1,2 \pm 0,1$	0,01
4	Зварне з'єднання, після 9 років старіння			
	– основний метал;	$5,7 \pm 0,1$	$1,6 \pm 0,1$	0,02
	– структура шва;	$11,0 \pm 0,1$	$3,4 \pm 0,1$	0,01
	– ЗТВ	$8,6 \pm 1,3$	$4,1 \pm 0,9$	0,16
5	Зварне з'єднання, після 13 років старіння			
	– основний метал;	$5,7 \pm 0,1$	$1,6 \pm 0,1$	0,11
	– структура шва;	$13,0 \pm 0,1$	$4,6 \pm 0,1$	0,04
	– ЗТВ	$11,2 \pm 1,3$	$4,6 \pm 0,9$	0,46
	– ЗТВ в області підвару	$19,0 \pm 0,2$	$6,2 \pm 0,3$	0,18

верхні β -фази в одиниці об'єму стопу АМг6. (У таблиці 1 використувалося скорочення ЗТВ — зона термічного впливу зварного шва.)

Структурні параметри визначали за допомогою автоматичного структурного аналізатора EPIQVANT Carl Zeiss (Німеччина). Результати наведено у вигляді гістограм на рис. 1, 2.

На рисунках 1, 2 стани зразка представлено цифрами 1–5: 1 — вихідний холоднокатаний стан після зберігання 9 і 13 років відповідно; 2 — зварне з'єднання–основний метал після зберігання 9–13 років відповідно; 3 — зварне з'єднання–шов після зберігання 9–13 років відповідно; 4 — зварне з'єднання–зона термічного впливу після зберігання 9–13 років відповідно; 5 — зварне з'єднання–зона термічного впливу в області ручного підвару після зберігання 9–13 років відповідно.

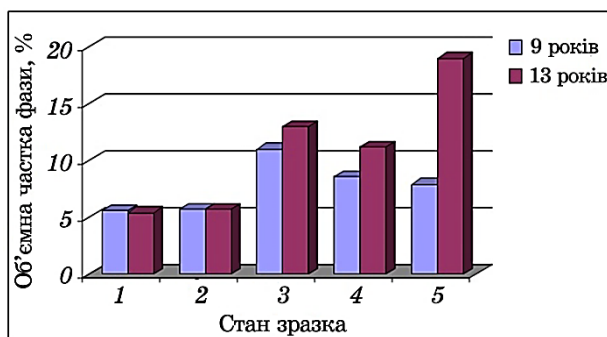


Рис. 1. Залежність об'ємної частки фази від стану зразка.

Fig. 1. Dependence of the volume fraction of the phase on the state of the sample.

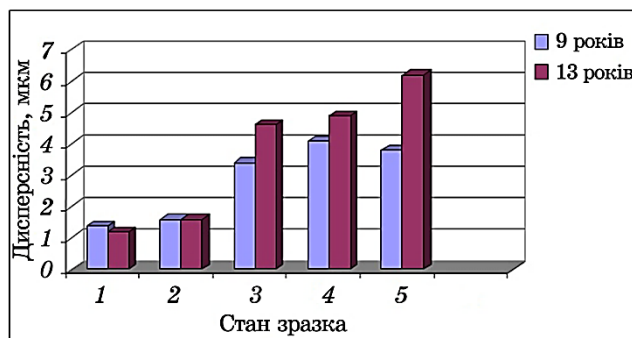


Рис. 2. Залежність дисперсності фази від стану зразка.

Fig. 2. Dependence of phase dispersion on the state of the sample.

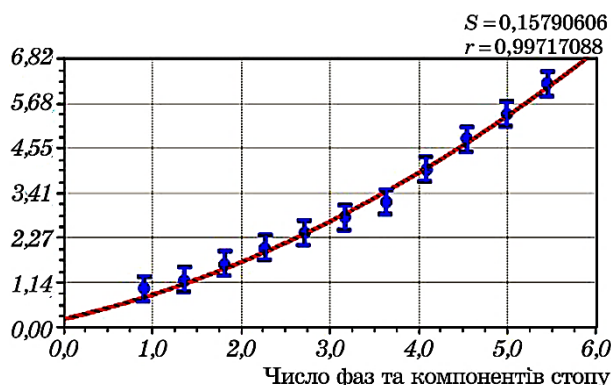


Рис. 3. Залежність експериментальної помилки від складу металу.

Fig. 3. Dependence of experimental error on metal composition.

З метою оцінки точності вимірювань було проведено комплексне дослідження трьох зразків стопу АМг6 з визначенням хемічного складу матриці та надлишкових фаз (C_i) методом мікрорентгено-спектральної аналізи та їхніх об'ємних часток (V_i). Сумарну експериментальну помилку (E) визначали як різницю між розрахунковою концентрацією елементу в стопі та її справжнім значенням за результатами хемічної аналізи (C_o):

$$E = \frac{C_i V_i - C_o}{C_o} 100\% . \quad (2)$$

Оброблення одержаних даних показало, що сумарна помилка визначається числом компонентів стопу та його фазовим складом і не перевищує 4% відносно (рис. 3).

Якісну металографічну аналізу та фотографування зразків проводили за допомогою мікроскопа ОПТОМ АХІОМАТ [13]. Мікроструктура холоднокатаного зразка стопу АМг6 являє собою орієнтовані в напрямку прокатування зерна твердого розчину з невеликою кількістю надлишкової фази (рис. 5, а). Залежність експериментальної помилки від складу стопу представлено у вигляді квадратичної функції $y = a + bx + cx^2$ з коефіцієнтами $a = 0,21868132$, $b = 0,47156177$, $c = 0,085181485$.

Структурна аналіза не виявила візуальних відмінностей із вихідним станом, про що свідчать результати порівняної аналізи мікроструктур, наведених на рис. 4.

Кількість ділянок, що мають схильність до подальшого крихтування, не виявлено, а саме, не виявлено формування безперервних зерномежових прошарків і перебігу процесів коалесценції надлишкової β -фази, оскільки таке не призводило до видимих структурних

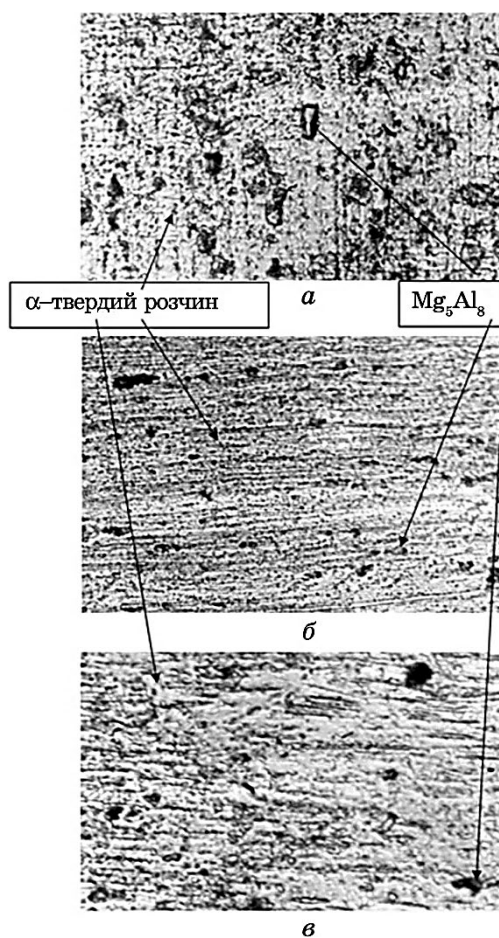


Рис. 4. Структура металу АМг6: вихідний стан, $\times 500$ (а), після природнього старіння 9 років, $\times 100$ (б), після природнього старіння 13 років, $\times 500$ (в).

Fig. 4. Structure of AMg6 metal: initial state, $\times 500$ (a), after natural ageing of 9 years, $\times 100$ (б), after natural ageing of 13 years, $\times 500$ (в).

змін. Отже, структура вихідних зразків і зразків, відібраних після зберігання упродовж 9–13 років, має незначні зміни.

За результатами рентгеноструктурної аналізи β -фаза має стехіометричну формулу Mg_5Al_8 (рис. 5).

Відмінність проявляється лише у незначному старінні стопу (невелике збільшення об'ємної частки β -фази та її розміру). Однак старіння не приводить до коалесценції надлишкових фаз чи формування безперервних зерномежових прошарків. Встановлено, що продукти розпаду твердого розчину сприяють міжкристалітній ко-

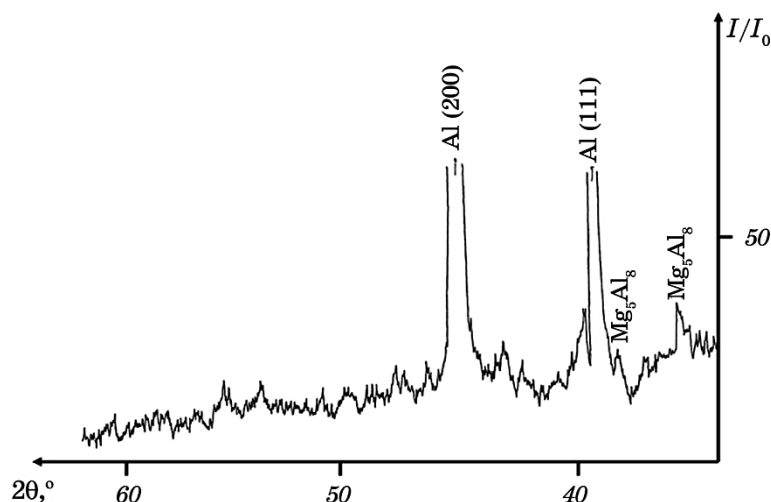


Рис. 5. Рентгенограма стопу АМг6 у вихідному стані.

Fig. 5. X-ray diffraction pattern of the AMg6 alloy in the initial state.

розії та корозійному розтріскуванню під напруженням особливо в агресивних середовищах [8].

Можна припустити, що більшою мірою виділення надлишкових фаз під час природнього старіння позначається на властивостях зварних сполук стопу АМг6. Це пояснюється відносною крупнозернистістю та ліквацийною неоднорідністю металу шва, а також локальними напруженнями в зоні його термічного впливу.

Технологія зварювального виробництва являє собою мікрометалургію, яка включає топлення металу за допомогою електричної дуги або газового пальника (за газового зварювання) у різних захисних середовищах.

Після топлення металу відбувається затвердіння рідкої металевої ванни часто з дуже високими швидкостями через невеликі обсяги рідини та високу теплопровідність основного металу. Внаслідок спрямованого тепловідведення у бік основного металу, що затвердів у зоні шва, утворюються стовпчасті кристали, які стикаються на лінії в центрі шва (рис. 6).

На сьогоднішній день для перевірки якості зварного з'єднання використовують сучасні методи контролю, які не руйнують вироби — рентгенівські, ультразвукові, магнетні, люмінесцентні та ін.

Однак макроструктурна та мікроструктурна аналізи можуть дати найбільш широке уявлення про структуру та дефекти зварного з'єднання. Після щавлення та сушіння зразків навіть під час візуального огляду поверхні макрошліфа зварного з'єднання можна виявити структуру, наведену на рис. 7.

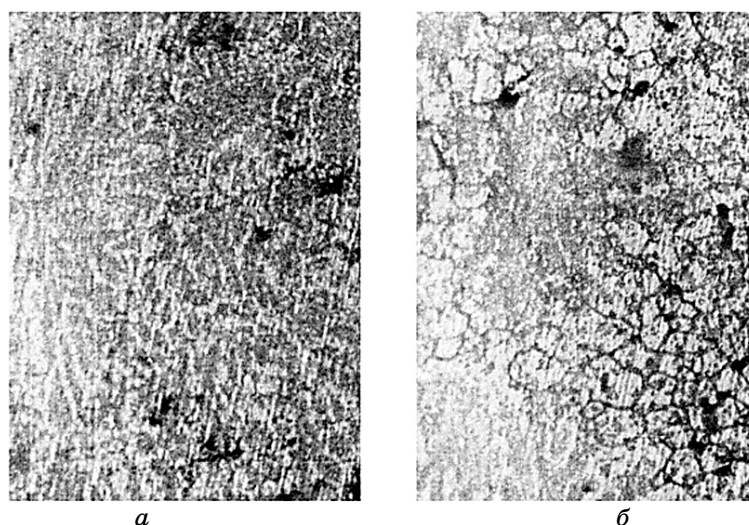


Рис. 6. Затвердіння шва: $\times 250$ (а), $\times 700$ (б).

Fig. 6. Seam hardening: $\times 250$ (a), $\times 700$ (b).

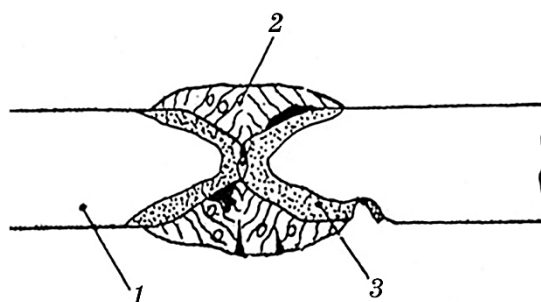


Рис. 7. Схема макроструктури зварного з'єднання: основний метал (1), нагрітий метал (2), зона термічного впливу (3) [9].

Fig. 7. Scheme of the macrostructure of a welded joint: base metal (1), weld metal (2), heat-affected zone (3) [9].

Структура металу в поздовжньому та поперечному напрямках щодо деформаційного впливу має рівномірно деформовані зерна твердого розчину; істотної анізотропії, яка впливає на можливість пониження механічних властивостей зразка, під час проведеної аналізу виявлено не було.

Структура ділянок зварювання різнотовщинних листів (які мають змінний переріз і різні ступені обтиснення під час пластичної деформації) практично ідентична і не має тріщин, пов'язаних зі

старінням стопу.

Під час зварювання неминуче нагрівання основного металу у зоні, що прилягає до зварного шва, до температур, близьких до температур топлення, що, в свою чергу, може привести до зростання зерен і появи інших дефектів. Ці структурні зміни в основному металі приводять до утворення нерівномірності властивостей зварного шва.

Аналіза структури зварного з'єднання по перерізу виробу після 9–13 років старіння показує відсутність макроскопічних дефектів.

Структуру зварного шва (рис. 8) представлено рівновісними включеннями надлишкової фази, схильної до сегрегації у міжвісних областях первинних дендритів.

Включення β -фази (Mg_5Al_8) значно більші, ніж у деформованому металі, проте її коалесценції та зерномежової орієнтації не виявле-

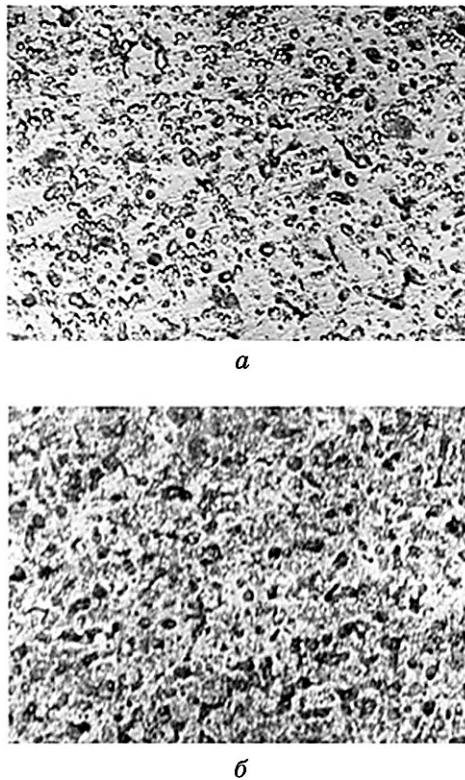


Рис. 8. Структура зварного шва стопу АМг6 після природнього старіння, $\times 500$: 9 років (*a*), 13 років (*б*).

Fig. 8. Structure of the weld of the AMg6 alloy after natural ageing, $\times 500$: 9 years (*a*), 13 years (*б*).

но.

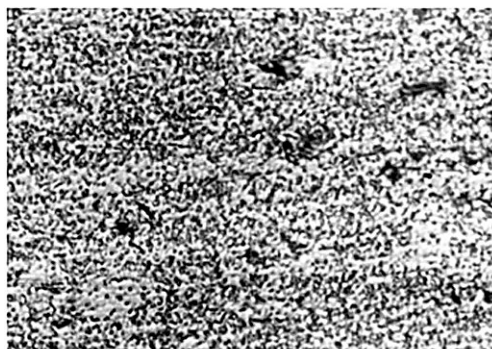
За автоматичного зварювання й оптимальних значень його погонної енергії зону термічного впливу представлено дещо більшою, порівняно з металом шва, кількістю β -фази (Mg_5Al_8), що виявляє деяку тенденцію до декорування зерен (рис. 9).

Проте зерномежові виділення мають фрагментарний характер. Як бачимо на рис. 9, у зоні термічного впливу шва на межі зі зварювальною ванною спостерігається утворення безперервних прошарків β -фази (Mg_5Al_8), що декорують первинні зерна. Більш детальне дослідження цих областей показує, що товщина міжзеренних виділень надлишкових фаз сягає 2–3 мкм, проте дрібність зерна стопу поряд з цим не порушується. Разом з тим, кількість ділянок, які мають схильність до подальшого окрихчування, збільшилася.

Водночас у місцях перегріву або ручного підварювання стиків



a



б

Рис. 9. Структура зони термічного впливу шва стопу АМг6 після природнього старіння, $\times 250$: 9 років (*a*), 13 років (*б*).

Fig. 9. Structure of the heat-affected zone of the AMg6 alloy weld after natural ageing, $\times 250$: 9 years (*a*), 13 years (*b*).

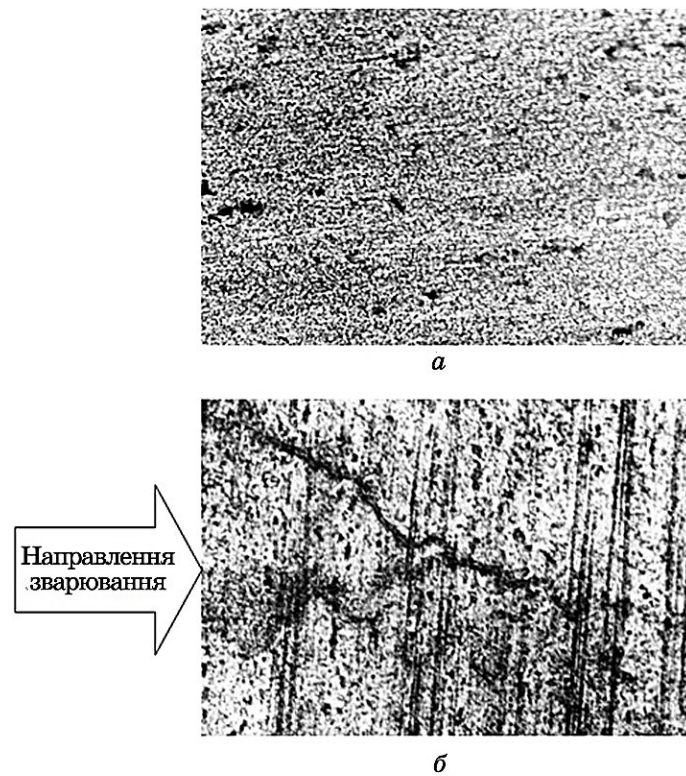


Рис. 10. Структура зони термічного впливу шва стопу АМг6 після природнього старіння (ручний підвар), $\times 250$: 9 років (а), 13 років (б).

Fig. 10. Structure of the heat-affected zone of the AMg6 alloy weld after natural ageing (manual underwelding), $\times 250$: 9 years (a), 13 years (b).

(рис. 10) мають місце достатньо протяжні зерномежові виділення, зона розташування яких є паралельною напрямку зварювання.

Порушення суцільності матеріалу та мікротріщин виявлено не було, проте зерномежове розташування β -фази становить значну небезпеку, тому що з подальшим тривалим зберіганням виробів можливе механічне та корозійне розтріскування металу [9–11].

3.2. Фрактографічне дослідження структурних змін у зварних з'єднаннях після тривалого зберігання (старіння)

Фрактографічна аналіза поверхні руйнування — це метод дослідження, який використовується для вивчення механізмів руйнування матеріалів шляхом аналізу їхніх поверхонь. Фрактографія уможливорює одержати важливу інформацію про причини та харак-

тер пошкодження, виявити дефекти в матеріалі й оцінити їхній вплив на міцність і надійність конструкцій. Фрактографічна аналіза поверхні руйнування проводилася з застосуванням растрового електронного мікроскопа JSM-35 фірми Jeol (Японія).

Вивчення та фотографування зразків проводили під час роботи растрового електронного мікроскопа в режимі вторинної електронної емісії. Кількісні міряння проводили в режимі графічного перетворення відеосигналу (Y-модуляція) з подальшою комп'ютерною обробкою. Під час аналізу зразків використовували пришвидшувальну напругу у 25 кВ і кут нахилу зразка у $30\text{--}60^\circ$ [14]. Кількісні характеристики структури визначали за методикою, яка входить до комплексу програмного забезпечення аналізатора зображення.

Фрактографічна аналіза поверхні руйнування зразків зварних з'єднань стопів після зберігання упродовж 9 та 13 років показала значні зміни у характері руйнування залежно від локалізації магистральної тріщини та геометричних параметрів зварного з'єднання. В якості узагальненого параметра, що враховує обидва ці чинники, був обраний безрозмірний коефіцієнт K , який представляє собою відношення величини зони термічного впливу шва до товщини виробу, що зварюється.

Фізичний зміст коефіцієнта K полягає в наступному: погонна енергія зварювання визначається перерізом деталей, що зварюються; перегрів металу у зварювальній ванні збільшує зону термічного впливу шва. Таким чином, K — коефіцієнт, що, з одного боку, враховує геометричні розміри шва, з іншого боку, відображає перегрів металу в рідкому стані, величина якого в свою чергу впливає на закономірності старіння стопу.

За невеликих (менше 0,03–0,05) значень K руйнування стопу відбувається за в'язким механізмом, що характеризується ямковим зламом. Фасетки зламу достатньо глибокі, що свідчить про значну пластичну деформацію стопу до його руйнування (рис. 11). Включення зміцнювальної фази, що ініціюють руйнування, мають округлу форму та розташовуються на дні фасеток (рис. 11, б). За значень $K = 0,08$ характер руйнування не змінюється, проте глибина фасеток зменшується, та на їхній поверхні практично відсутні сліди серпантинного ковзання, що свідчить про пониження пластичності матеріалу на стадії його руйнації. Фаза, що зміцнює, набуває стрижневої форми, а її включення розташовуються з певною періодичністю. Подальше збільшення коефіцієнта K не змінює характеристик руйнування, проте приводить до подрібнення фасеток і зменшення їхньої глибини. Фаза, що зміцнюється в області руйнування, має стрижневу будову з тенденцією переходу до пластинчастої морфології.

За співвідношення зони термічного впливу до товщини шва $K = 0,15\text{--}0,16$ спостерігається зміна механізму руйнування, що виявляється у формуванні зламу на кшталт в'язкого відколу (рис. 12).

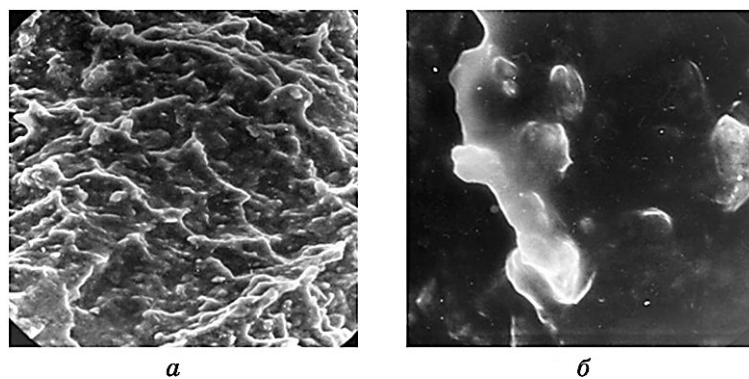


Рис. 11. Фрактограми зварного з'єднання стопу АМг6 із $K=0,03$: $\times 540$ (а), $\times 2000$ (б).

Fig. 11. Fractographs of the welded joint of the AMg6 alloy at $K=0.03$: $\times 540$ (a), $\times 2000$ (b).

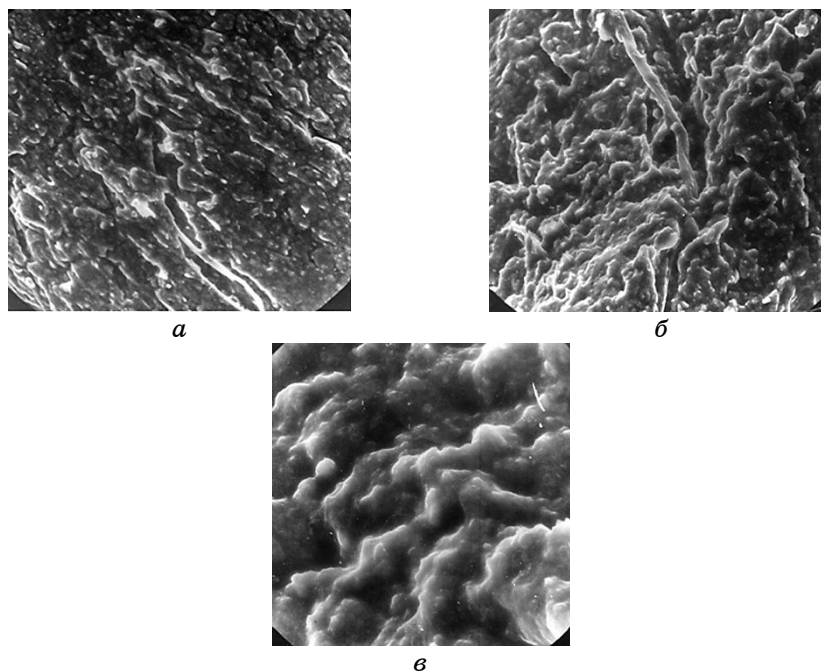


Рис. 12. Фрактограми зварного з'єднання стопу АМг6 із $K=0,16$: $\times 120$ (а), $\times 550$ (б), $\times 1000$ (в).

Fig. 12. Fractographs of the welded joint of the AMg6 alloy at $K=0.16$: $\times 120$ (a), $\times 550$ (b), $\times 1000$ (c).

Таке руйнування характеризується меншою пластичною деформацією до зародження магістральної тріщини порівняно із в'язким руйнуванням і значно поступається йому за показниками енергоємності [12, 15].

За значень $K = 0,20-0,23$ у зламах спостерігаються мікроділянки квазикрихкого руйнування (рис. 13), розташування яких не має структурної прив'язки. У фасетках в'язкого відколу, прилеглих до областей квазикрихкого руйнування, виявляються дрібні вclusions, частково зруйновані під час деформації, що морфологічно відрізняються від включень зміцнювальної фази.

Ділянки зварних з'єднань з широкою областю термічного впливу шва, що відносяться, головним чином, до місць ручного підвару стиків ($K = 0,30-0,35$), в мікрообластях квазівідколу практично не мають слідів серпантинного ковзання або інших проявів попередньої руйнації під час пластичної деформації.

За найбільшого значення $K = 0,35$ у зламах виявляються ділянки крихкого відколу, які мають терасоподібну будову, що відображають стадії підростання тріщини та її подальшого стрибкоподібного

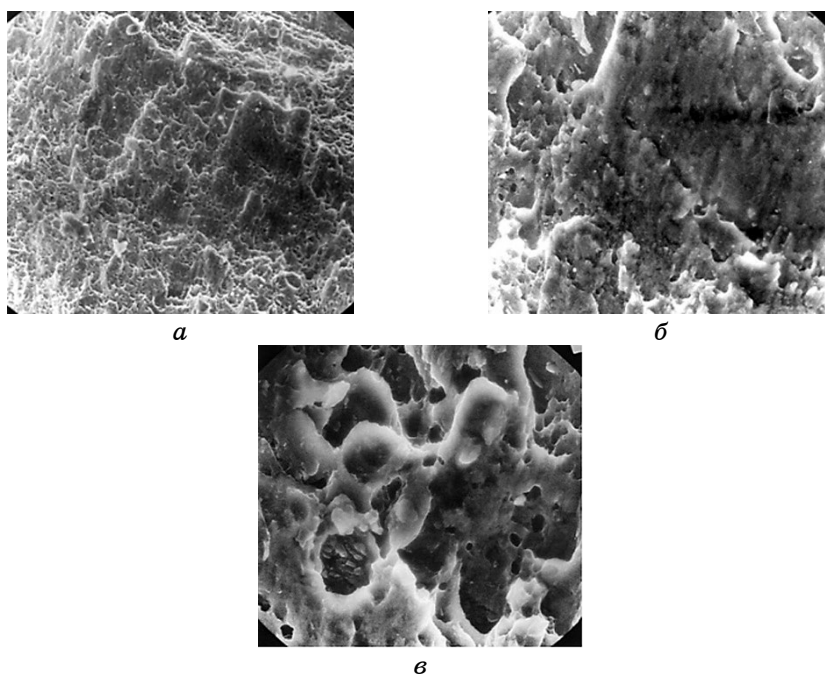


Рис. 13. Фрактограми зварного з'єднання стопу АМг6 із $K = 0,21$: $\times 100$ (а), $\times 390$ (б), $\times 800$ (в).

Fig. 13. Fractographs of the welded joint of the AMg6 alloy at $K = 0.21$: $\times 100$ (a), $\times 390$ (б), $\times 800$ (в).

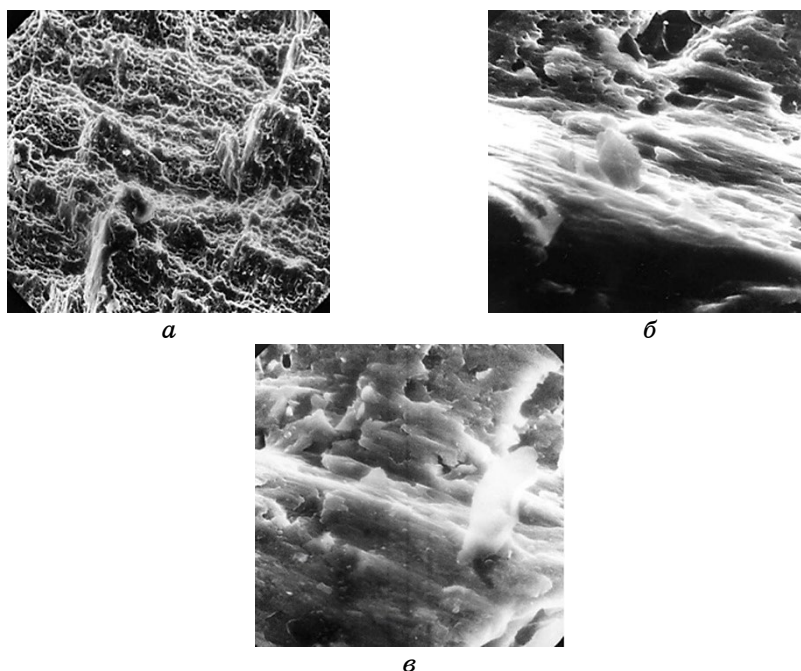


Рис. 14. Фрактограми зварного з'єднання стопу АМг6 із $K = 0,35$: $\times 100$ (а), $\times 1000$ (б), $\times 1000$ (в).

Fig. 14. Fractographs of the welded joint of the AMg6 alloy at $K = 0.35$: $\times 100$ (a), $\times 1000$ (б), $\times 1000$ (в).

розвитку. Області відколу мають характерну шиферність, а ділянки в'язкого відколу — дрібнодисперсну будову. В одному із зразків ділянки тендітного відколу мають виражену інтеркристалітну орієнтацію (рис. 14).

Однак у всіх випадках області крихкої руйнації мали локальний характер і не мали визначального впливу на зародження та розвиток магістральної тріщини (рис. 15).

Наведені дані свідчать про експериментальну залежність розміру осередків від коефіцієнта K . З іншого боку, залежність об'ємної частки крихкої складової від значень K є монотонною. Водночас частка крихкої складової досягає небезпечних значень за умови K у понад 0,3–0,35.

4. ВИСНОВКИ

За результатами структурної аналізи у зразках стопу АМг6, зістарених 9 років і більше, не виявлено візуальних відмінностей з вихі-

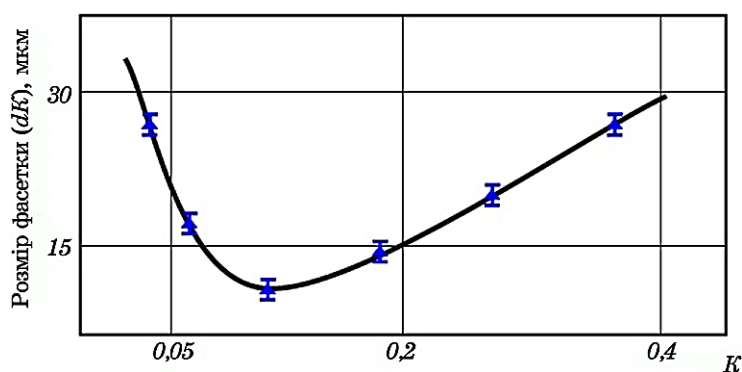


Рис. 15. Залежність середнього розміру фасеток зламу від відносної ширини зони термічного впливу (K).

Fig. 15. Dependence of the average size of fracture facets on the relative width of the thermally affected zone (K).

дним станом даних зразків. Відмінність проявляється лише в незначному старінні ступу (невеликому збільшенні об'ємної частки фази (з 4,8 до 5,6%) і її розміру (з 1,1 до 1,4 μm)).

Процес розпаду твердого розчину значно інтенсифікується з нагріванням ступу: у ділянках локального перегріву спостерігаються зерномежові виділення надлишкових фаз, які за тривалого зберігання та подальшої експлуатації можуть призвести до передчасного руйнування матеріалу у зоні термічного впливу шва.

Найбільш інтенсивно процес старіння відбувається у зварних з'єднаннях ступу АМг6. Це пояснюється відносною крупнозернистістю та ліквідаційною неоднорідністю металу шва, а також локальними напруженнями в зоні його термічного впливу.

Встановлено, що ступінь розпаду твердого розчину та характер розташування надлишкових фаз залежить від температурних параметрів зварювання (зона ручного підвару). У процесі дослідження визначено температурні параметри зварювання, що забезпечують температуру розтопу у зоні шва.

За результатами дослідження встановлено кореляцію між характерним розташуванням і кількістю надлишкових фаз у зварних з'єднаннях та механізмом руйнування їх.

Таким чином, для забезпечення надійності та довговічності зварних з'єднань ступу АМг6 необхідно ретельно підбирати методи зварювання й оптимізувати їхні параметри з урахуванням можливих структурних змін у зоні зварювання.

Після проведення аналізу структурних змін зварних з'єднань ступів АМг6 також можливо зробити висновок про правильність підбору матеріалу для виготовлення лопатей вітроенергетичної ус-

тановки.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. В. П. Мовчан, М. М. Бережний, *Основи металургії* (Дніпропетровськ: Пороги: 2001).
2. Д. С. Герцрикен, В. Ф. Мазанко, В. М. Тышкевич, В. М. Фальченко, *Массоперенос в металлах при низких температурах в условиях внешних воздействий* (Киев: РИО ИМФ: 1999).
3. Г. І. Прокопенко, С. М. Волошко, І. Є. Котенко, А. П. Бурмак, *Наукові вісті НТУУ «КПІ»*, 3: 42 (2009).
4. С. О. Абрамов, Ю. П. Синицина, О. О. Титаренко, *Національні інтереси України*, 3: 24 (2024).
5. Д. В. Коноводов, В. В. Андреев, Д. О. Маслов, *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*, 38: 399 (2024)
6. В. С. Стащук, А. П. Шпак, Ю. А. Куницький, *Успехи физ. мет.*, 5, № 1: 1 (2004).
7. М. Д. Гульчак, *Вплив способу та параметрів аргоно-дугового зварювання на формування з'єднань високоміцних сплавів алюмінію* (магістерська дис.: 131 Прикладна механіка) (Київ: 2024).
8. Д. М. Рабкин, А. В. Лозовская, И. Е. Склабинская, *Металловедение сварки алюминия и его сплавов* (Киев: Наукова думка: 1992).
9. В. В. Попович, А. І. Кондин, Е. І. Плешаков, І. П. Паздрій, *Технології конструктивних матеріалів і матеріалознавство* (Львів: Папуга: 2024).
10. О. М. Бялік, В. С. Черненко, В. М. Писаренко, Ю. Н. Москаленко, *Металознавство* (Київ: Політехніка: 2008).
11. Т. П. Говорун, А. Ф. Будник, В. Б. Юскаєв, *Фізичні властивості і методи дослідження матеріалів* (Суми: Сумський державний університет: 2014).
12. Ю. П. Синицина, Є. П. Калинушкін, *Металознавство та обробка металів*, 4: 27 (2005).
13. S. Abramov, Yu. Synytsina, V. Gryshin, T. Serdiuk, and M. Babiak, *Ukr. Conf. on Electr. and Comp. Engin. (UKRCON) (July 2–6, 2019)* (Lviv: UKRCON-201:2019), p. 634.
14. Ю. П. Синицина, Є. Д. Подгорная, *Металофіз. новітні технол.*, 30: 631 (2008).
15. Т. Ф. Архіпова, А. Ю. Осадчук, *Прикладне матеріалознавство* (Вінниця: ВНТУ: 2013).

REFERENCES

1. V. P. Movchan and M. M. Berezhnyi, *Osnovy Metalurgiyi* [Bases of Metallurgy] (Dnipropetrovs'k: Porohy: 2001) (in Ukrainian).
2. D. S. Gertsriken, V. F. Masanko, V. M. Tyshkevich, and V. M. Falchenko, *Masoperenos v Metallakh pri Nizkikh Temperaturakh v Usloviyakh Vneshnikh Vozdeistviy* [Mass Transfer in Metals at Low Temperatures and External Influences] (Kiev: G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.U.: 1999) (in Russian).
3. G. I. Prokopenko, S. M. Voloshko, I. Ye. Kotenko, and A. P. Burmak, *Naukovi*

- Visti NTUU 'KPI', 3: 42 (2009) (in Ukrainian).*
4. S. O. Abramov, Yu. P. Synytsina, and O. O. Tytarenko, *National Interests of Ukraine, 3: 24 (2024)* (in Ukrainian).
5. D. V. Konovodov, V. V. Andreiev, and D. O. Maslov, *Fundamental and Applied Problems of Ferrous Metallurgy, 38: 399 (2024)* (in Ukrainian).
6. V. S. Stashchuk, A. P. Shpak, and Yu. A. Kunytskyi, *Usp. Fiz. Met., 5, No. 1: 1 (2004)* (in Ukrainian).
7. M. D. Hulchak, *Vplyv Sposobu ta Parametriv Argono-Dugovogo Zvaryuvannya na Formuvannya Z'yednan' Vysokomitsnykh Splaviv Aliuminiyu* [Influence of the Method and Parameters of Argon-Arc Welding on the Formation of Joints of High-Strength Aluminum Alloys]: (Master's Thesis.: 131 Applied mechanics) (Kyiv: 2024) (in Ukrainian).
8. D. M. Rabkin, A. V. Lozovskaya, and I. E. Sklabinskaya, *Metallovedenie Svarki Alyuminievykh Splavov* [Metallovedenie Welding of Aluminium Alloys] (Kiev: Naukova Dumka: 1992) (in Russian).
9. V. V. Popovych, A. I. Kondyn, E. I. Pleshakov, and I. P. Pozdrii, *Tekhnologiya Konstruktsiynykh Materialiv i Materialoznavstvo* [Technology of Structural Materials and Materials Science] (Lviv: Papuga: 2004) (in Ukrainian).
10. O. M. Bialik, V. S. Chernenko, V. M. Pysarenko, and Yu. N. Moskalenko, *Materialoznavstvo* [Metal Science] (Kyiv: IVC Polytechnic: 2008) (in Ukrainian).
11. T. P. Hovorun, A. F. Budnyk, and V. B. Yuskaiev, *Fizychni Vlastyvoli i Metody Doslidzhennya Materialiv* [Physical Properties and Methods of Research of Materials] (Sumy: Sumy State University: 2014) (in Ukrainian).
12. Yu. P. Synytsina and Ye. P. Kalynushkin, *Metalozn. Obrobka Met., 4: 27 (2005)* (in Ukrainian).
13. S. Abramov, Yu. Synytsina, V. Gryshin, T. Serdiuk, and M. Babiak, *Ukr. Conf. on Electr. and Comp. Engin. (UKRCON) (July 2–6, 2019)* (Lviv: UKRCON-2019:2019), p. 634.
14. Yu. P. Synytsina and E. D. Podgornaya, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 30: 631 (2008)* (in Ukrainian).
15. T. F. Arkhipova and A. Yu. Osadchuk, *Prykladne Materialoznavstvo* [Applied Materials Science] (Vinnytsia: VNTU: 2013) (in Ukrainian).