

PACS numbers: 61.05.cp, 61.25.Mv, 61.66.Dk, 62.20.-x, 64.75.-g

Структура та властивості авіаційного мікролегованого ступу системи Al–Cu, отриманого методом лиття під тиском

А. Ю. Сезоненко*, М. М. Ямшинський**, Є. Г. Биба**,****,
І. В. Лук'яненко**, Я. І. Євич***, Д. С. Леонов*, А. В. Мініцький**,
Р. В. Литвин*,***, М. Ю. Барабаш*,**,****

*Технічний центр НАН України,
вул. Покровська, 13,
04070 Київ, Україна

**Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»,
просп. Берестейський, 37,
03056 Київ, Україна

***Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України,
вул. Омеляна Пріцака, 3,
03142 Київ, Україна

****Інститут газу НАН України,
вул. Дегтярівська, 39,

Corresponding author: Maksym Yuriyovych Barabash
E-mail: mbarabash@nasu.kiev.ua

*Technical Centre, NAS of Ukraine,
13 Pokrovs'ka Str., UA-04070 Kyiv, Ukraine

**National Technical University of Ukraine 'Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute',
37 Beresteyskyi Ave., UA-03056 Kyiv, Ukraine

***I. M. Frantsevich Institute for Problems in Materials Science, NAS of Ukraine,
3 Omelian Pritsak Str., UA-03142 Kyiv, Ukraine

****Gas Institute of N.A.S. of Ukraine,
39, Degtyarivska Str., UA-03113 Kyiv, Ukraine

*****Institute for Applied Control Systems, NAS of Ukraine.,
42 Akademika Hlushkova Ave., 03187 Kyiv,

Citation: A. Yu. Sezonenko, M. M. Yamshinskij, Ye. G. Byba, I. V. Lukianenko,
Y. I. Yevych, D. S. Leonov, A. V. Minitsky, R. V. Lytvyn, and M. Yu. Barabash,
Structure and Properties of an Aviation Microalloyed Alloy of the Al–Cu System
Obtained by Injection Moulding, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 10: 1083–1099
(2025) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.47.10.1083](https://doi.org/10.15407/mfint.47.10.1083)

© Publisher PH 'Akademperiodyka' 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>)

03113 Київ, Україна

**** Інститут прикладних систем управління НАН України,
просп. Академіка Глушкова, 42,
03187 Київ, Україна

Реалізовано ламінарне заповнення форми розтопом на основі системи Al–Cu з мінімальним формуванням технологічних недосконалостей та дефектів лиття. За допомогою надлишкового тиску при кристалізації отримано удосконалений високоміцний та жароміцний ливарний стоп AM4.5Kd (BAL10). Показано, що зона прикладення додаткового тиску на розтоп при кристалізації істотно впливає на пластичність та твердість матеріалу. Визначено, що важливою особливістю стопів AM4.5Kd є наявність в їхній матриці частинок зміцнювальних фаз. Такі фази не взаємодіють з Al матрицею і утворюються в результаті спеціального термічного оброблення. Основою для реалізації дисперсійного зміцнення такого типу твердих розчинів є їхня мікрогетерогенність усередині зерен α -твердого розчину, що більш ефективно підвищує жароміцність стопу. Повний комплекс легувальних елементів дозволяє створити композити, в яких одночасно реалізується твердорозчинний та дисперсійний механізми зміцнення.

Ключові слова: ливарні стопи алюмінію, легування, механічні властивості, рентгенофазовий аналіз, зміцнення.

Laminar filling of the mould with a melt based on the Al–Cu system is successfully implemented, resulting in minimal formation of technological imperfections and casting defects. By applying an overpressure during solidification, an improved high-strength and heat-resistant casting alloy AM4.5Kd (BAL10) is obtained. It is demonstrated that the region of applied additional pressure on the melt during crystallization significantly influences the plasticity and hardness of the material. It is determined that a key feature of the AM4.5Kd alloys is the presence of strengthening phase particles distributed in the matrix. These phases do not interact with the Al matrix and originate from a targeted thermal treatment process. The basis for the dispersion strengthening in such solid solutions is their microheterogeneity within the grains of the α -solid solution, which more effectively enhances the heat resistance of the alloy. The complete set of alloying elements enables the creation of composites in which solid-solution and dispersion strengthening mechanisms are simultaneously realized.

Key words: cast aluminium alloys, mechanical properties, X-ray phase analysis, hardening.

(Отримано 1 липня 2025 р.; остаточн. варіант — 2 липня 2025 р.)

1. ВСТУП

Алюміній та його стопи завдяки унікальному поєднанню властивостей є одними з найважливіших матеріалів сучасної техніки. Вико-

ристання алюмінієвих ступів дозволяє ефективно вирішувати глобальні проблеми світової спільноти, пов'язані у першу чергу з екологією та енергозбереженням. Алюмінієві ступи займають особливе положення серед конструкційних матеріалів через унікальне поєднання основних властивостей та експлуатаційних характеристик [1]. Ливарні та деформовані алюмінієві ступи завдяки низькій густині, високій питомій міцності, пластичності та технологічності є перспективними конструкційними матеріалами, які використовуються у авіабудуванні, машинобудуванні та космічній техніці [1–4].

У теперішній час існують багато класифікацій ступів алюмінію: за технологічними властивостями, здатністю до зміцнення, термічним обробленням та хімічним складом. Систематизація ступів ґрунтується на діаграмах стану алюмінієвих ступів (рис. 1).

Умовно всі ступи алюмінію по технологічним властивостям можна розділити на ливарні, які призначені для виробництва відливок, та деформовані — для виготовлення прокату та поковок [5]. Границя між ступами таких двох груп визначається лімітом насичення твердого розчину при евтектичній температурі — точка М на рис. 1. Зміна технологічних властивостей (ливарних і деформованих) у відповідності до діаграми стану свідчить, що ступи з вмістом ком-

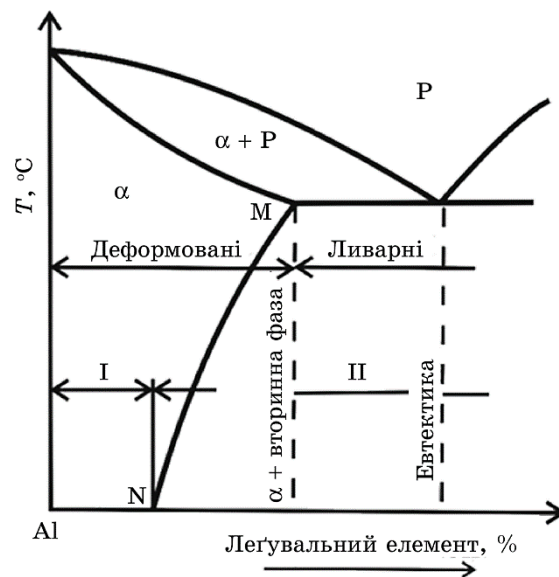


Рис. 1. Діаграма стану ступів алюміній–легувальний елемент: I — ступи, не зміцнені термічним обробленням, II — ступи, зміцнені термічним обробленням.

Fig. 1. Phase diagram of aluminium–alloying element alloys: I are alloys not strengthened by heat treatment, II are alloys strengthened by heat treatment.

понента менше границі розчинності при підвищеній температурі мають найбільшу пластичність та найменшу міцність, тобто добре піддаються обробленню тиском. Наявність евтектики в стопах, які знаходяться справа від точки М, значно знижує їхню пластичність. Оброблення таких стопів пластичним деформуванням ускладнюється внаслідок можливого руйнування заготовок при обробленні. Натомість, утворена евтектика забезпечує кращі ливарні властивості. Стопи з концентрацією легувальних елементів нижче границі розчинності (точка N на рис. 1) мають однофазну структуру α -фази і тому не можуть бути термічно зміцнені. Стопи з концентрацією елементів більше N зазнають фазових перетворень із виділенням з твердого розчину вторинних фаз і відповідно термічно зміцнюються при гартуванні та штучному старінні.

Відомо, що для отримання високих фізико-механічних властивостей алюмінієвих стопів за різних температур вміст Купруму в стопах системи Al–Cu має бути близьким до граничної розчинності в Алюмінії [6]. Системи Al–Cu, порівняно з силуміном та стопами Al–Mg, мають високий ефект зміцнення за рахунок термічного оброблення, низький коефіцієнт дифузії Купруму в Алюмінії. Таким чином забезпечується висока термічна стабільність твердих розчинів та жароміцність, що в значній мірі визначає області застосування високоміцних стопів. Однак, разом із тим, стопи системи Al–Cu мають недоліки, що полягають у порівняно низькій корозійній стійкості та низьких ливарних властивостях.

Важливу роль у стопах таких систем відіграють невеликі добавки перехідних металів (Mn, Ti та Cd). Перехідні метали (ПМ) значно підвищують основні характеристики і є незамінними компонентами для промислових стопів даних систем легування. З таких стопів дуже перспективним є стоп AM4.5Кд (ВАЛ10), який відноситься до системи Al–Cu з добавкою Мангану, Титану та Кадмію. Підвищенню механічних властивостей таких стопів може сприяти збільшення концентрації як основних легувальних елементів так і ПМ. Проте, такі можливості обмежені при використанні традиційних технологій отримання виливків методом неперервного лиття. Значний ефект в області створення високоміцних стопів системи Al–Cu пов'язаний з використанням методу [1] надлишкового тиску при кристалізації.

Метою роботи було дослідження особливостей фазового складу, мікроструктури та фізико-механічних властивостей стопу AM4.5Кд (ВАЛ10), одержаного за умов прикладання надлишкового тиску в процесі кристалізації.

2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ЕКСПЕРИМЕНТУ

Для приготування стопу AM4.5Кд (ВАЛ10) використовували наступні вихідні шихтові матеріяли: високочистий алюміній марки А99 (1199 alloy), лігатуру AlCu (50% Cu), лігатуру AlCd, лігатуру AlTiB.

Оскільки механічні властивості високоміцних стопів на основі системи Al–Cu дуже чутливі до шкідливих домішок, використання високоякісних шихтових матеріялів є обов’язковим.

Топлення шихтових матеріялів проводили у керамічному тиглі марки BU 50 Stabil (Noltina/Morgam, Germany) ємністю 50 кг за алюмінієм. В роботі було використано піч електроопору, що дозволило точно підтримувати задану температуру на всіх етапах топлення та технологічного оброблення розтопу перед литтям. Також це дозволило отримати мінімальне газонасичення розтопу.

Дослідження атомно-кристалічної структури стопів Al–Cu здійснено методом Рентгенової дифрактометрії [7] на Рентгеновому дифрактометрі Ultima-IV виробництва Rigaku, Японія (Київ, Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»). Зйомку полікристалічного матеріялу проводили в паралельному пучку монохроматичного (характеристичного) випромінення з мідного аноду (довжина хвилі для $\text{CuK}_\alpha = 1,54051 \text{ \AA}$). Ідентифікацію піків на дифрактограмах проводили за допомогою програмного комплексу ICDD PDF-2 та PDF-4.

Хемічний аналіз стопів проводили за допомогою рентгенофлуоресцентного аналізу на приладі Expert 3L. Встановлено, що стопи належать до марки AM4.5Кд (ВАЛ10-ДСТУ 2839) (табл. 1).

Фізико-механічні властивості стопів на розтяг здійснювали на універсальній машині УТМ-100 з автоматичним записом діаграми навантаження за швидкості розтягу $10^{-3} \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$, використовуючи циліндричні зразки, діаметр робочої частини яких складав 3 мм, а робоча довжина — 40 мм. Механічні випробування зразків легіваних стопів проводили за кімнатної температури. За результатами випробувань визначали границі плинності $\sigma_{0.2}$ та міцності σ_b , рівномірне подовження δ_p і відносне звуження ψ .

Дослідження структури і характер руйнування стопів проводили методом світлової (AM-Score FMA050) та сканувальної (СЕМ) мікроскопії (JSM-6490LV (JEOL, Японія), оснащений приставкою для енергодисперсійного мікроаналізу). При обробці даних та кількісному мікроаналізі використовували програмне забезпечення INCA

ТАБЛИЦЯ 1. Хемічний склад стопу AM4.5Кд (ВАЛ10).

TABLE 1. Chemical composition of the AM4.5Кд (ВАЛ10) alloy.

Марка стопу	Легувальний елемент, % мас. частки							Домішки	
	Al, %	Cu, %	Mn, %	Ti, %	Cd, %	Fe, %	Zn, %	Zr, %	Cr
ВАЛ10 основа	5,250	0,540	0,21–0,25	0,194	0,089	0,009	0,03	0,02	

Energy за схемою корекції матричних ефектів ХРР. Такий підхід на основі методу PhiRho-Z забезпечує високу точність обрахунку та точний аналіз елементів в матриці зразку.

Вимірювання мікротвердості за Вікерсом проводили за допомогою автоматичного мікроіндентора фірми Leeb Testing Instrument на мікротвердомірі (LHVS-1000Z). Вимірювання відбувалось при навантаженні 0,198 Н та витримці протягом 10 с.

2.1. Особливості технології топлення та підготовки розтопу до лиття

Основні етапи технологічного оброблення розтопу перед литтям склалися з рафінування, дегазації розтопу та введення спеціальної лігатури. Рафінування розтопу здійснювали за допомогою введення в розтоп спеціального покривально-рафінуючого гранульованого флюсу на основі хлоридів, карбонатів та фторидів. Було використано флюс марки Elimoxal KF28/GF (Aluminium Martigny France, Франція) в загальній кількості 0,2% від маси шихтових матеріалів. Флюс вводили двома етапами для максимальної ефективності рафінування розтопу. На першому етапі флюс вводили разом із шихтовими матеріалами на дзеркало розтопу. На другому етапі після розтоплення всіх шихтових матеріалів флюс вводили під дзеркало розтопу за допомогою спеціального інструменту — занурюваного «дзвіночка». Тривалість рафінування складала 2–3 хв.

Дегазацію розтопу для зменшення вмісту розчиненого в алюмінієвому розтопі Гідрогену проводили введенням спеціального таблетованого флюсу марки Desydral N71P (Aluminium Martigny France, Франція) в кількості 0,1% від маси розтопу. Таблетований флюс вводили в розтоп за допомогою занурюваного «дзвіночка». За хемічною реакцією виділявся чистий Нітроген та відбувався процес барботації розтопу. Тривалість дегазації складала 3 хв.

Введення лігатури проводили з метою подрібнення зерен матеріалу виливки для гомогенізації структури та підвищення механічних характеристик. У теперішній час одним із найбільш ефективних способів зменшення розміру зерен є введення в розтоп лігатури AlTiB (5% Ti, 1% B, решта Al). Використовували лігатуру AlTiB (KBM Master Alloys B.V., Нідерланди) у формі стрижнів діаметром 9,5 мм у кількості 0,1% від маси розтопу. Формування додаткових центрів кристалізації в розтопі відбувалось вже на 2 хв. після введення лігатури.

Після проведення всіх вищенаведених технологічних операцій та видалення шлаку з поверхні розтопу відбувався процес лиття. Для цього використовували металеву форму (кокіль), покриту антипригарним покриттям Vernifond (Fondermat, Італія).

2.2. Особливості технології отримання виливок

Стоп марки АМ4.5Кд (ВАЛ10) має високі механічні властивості (високу міцність та високу пластичність), тому широко застосовується для виробництва високонавантажених частин літаків, безпілотних літальних апаратів та ракет. Разом з тим, стопи цієї групи мають наступні недоліки: низькі ливарні властивості (низьку текучість розтопу, схильність до ліквацій і т.п.); схильність до утворення «гарячих» тріщин через значну усадку розтопу при кристалізації.

Для вирішення задачі отримання литих виробів з мінімальними технологічними дефектами та з найкращим комплексом механічних властивостей було розроблено та використано технологію лиття

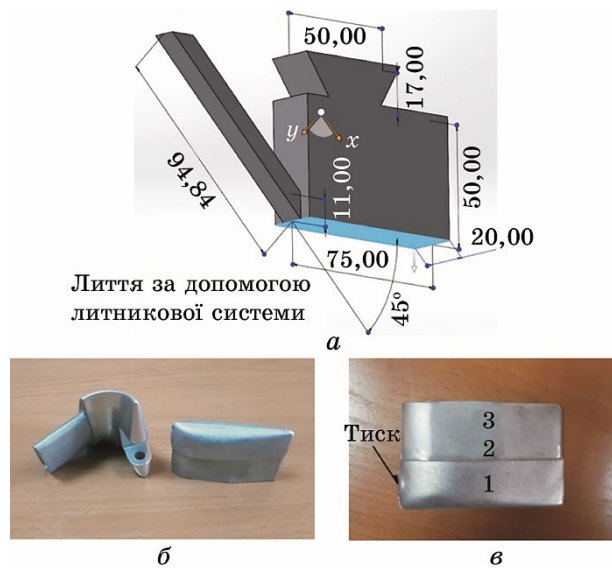


Рис. 2. Конструктивний вигляд серії деталей «прямі та кутові з'єднувальні конструктивні елементи», отримані при литті з надлишковим тиском в кокіль: схема ливарної системи (а), прямі та кутові з'єднувальні конструктивні елементи для застосування в легко-моторних літаках та БПЛА для з'єднання вуглепластикових високонавантажених елементів конструкції (б), виливка «прямий з'єднувальний конструктивний елемент» без ливарної системи та після термічного оброблення (в); 1, 2, 3 — зони виливки, з яких вирізали зразки серії 1, 2 і 3.

Fig. 2. Structural view of the series of parts 'straight and angular connecting structural elements', obtained by casting with excess pressure in a chill mould: scheme of the casting system (a), straight and angular connecting structural elements for use in light-engine aircraft and UAVs for connecting carbon fibre highly loaded structural elements of the construction (b), casting 'straight connecting structural element' without a casting system and after heat treatment (c); 1, 2, 3 are casting zones from which samples of series 1, 2 and 3 were cut.

зі ступу АМ4.5Кд (ВАЛ110) в форму з криці (кокіль) під надлишковим тиском. Розробниками цієї технології є SA-Foundry sp. z.o.o., Польща та Aerolux, Україна. Розроблена технологія базується на трьох основних елементах (рис. 2):

1. Ламінарне заповнення форми (кокіля) розтопом. Для реалізації ламінарного заповнення форми розтопом використовували кокільну нахильну (поворотну) машину. Нахил форми (кокілю) на кут 45–90 градусів перед заливанням з наступним повертанням форми у вихідну позицію із заданою постійною швидкістю дозволяє забезпечити ламінарне заповнення форми розтопом.

2. Створення умов для неперервного направлено руху фронту кристалізації розтопу. Геометрія, конструктивні особливості обладнання та використання спеціальних теплоізоляційних покриттів дозволили максимально розтягнути час кристалізації розтопу в частині форми (кокіля) — «riser/feeder». Це дозволило створити постійний градієнт температури в заданому напрямку при кристалізації виливки та забезпечити постійну присутність рідкої фази при затвердінні виливки.

3. Створення умов для кристалізації під зовнішнім надлишковим тиском. Технологія лиття під надлишковим тиском порівняно із звичайним литвом дозволяє отримати виливки з мінімальними технологічними дефектами та високою газо-щільністю отриманих виливок [1, 2]. Тиск на розтоп складав 49 кПа (0,5 атм), який підтримували постійним протягом всього часу твердіння виливки. Вектор прикладання тиску співпадав з віссю симетрії «runner» («литника»).

У результаті застосування вищенаведеної технології лиття було отримано виливку з високими експлуатаційними характеристиками та мінімальною кількістю технологічних дефектів.

2.3. Термічне оброблення виливок

Всі виливки, отримані за технологією описаною в п. 2.2., піддавали термічному обробленню за режимом T6 (ASTM B917): solution heat treatment (SHT) 530°C, витримка 3 години, швидке охолодження в воду, штучне старіння 165°C, витримка 8 годин.

Після отримання виливки та проведення термічного оброблення з різних частин було вирізано серії зразків 1, 2 та 3 для визначення особливостей їхньої структури та фізико-механічних властивостей. Зразки серії 1 було вирізано максимально близько до вектору прикладання додаткового тиску на розтоп, зразки серії 3 було вирізано на максимально можливій відстані від вектору прикладання тиску (рис. 2, в). Серія 2 — проміжний варіант між вектором прикладання додаткового тиску та зоною «riser/feeder». Таким чином, було обрано серії зразків, які характеризують структурні особливості та

механічні властивості різновіддалених від вектору прикладання тиску частин виливки.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

У литих стопах, отриманих за технологією прикладання надлишкового тиску в процесі кристалізації та подальшого термічного оброблення за режимом Т6, було визначено структуру та фазовий склад стопів (рис. 3).

Аналіз мікроструктури модельних злитків стопу АМ4.5Кд (ВАЛ10) підтвердив, що у литому стані структура дендритна з середнім розміром комірок 50 мкм; по границям дендритних комірок α -твердого розчину спостерігаються прошарки евтектичних фаз (α -Al + θ -Al₂Cu), Al₃Ti, Al₁₂CuMn₂ ливарного походження, які практично повністю розчиняються у твердому розчині при гомогенізації стопу. Кадмій як поверхнево-активний елемент, ймовірно, розташовується у тонких прошарках поміж зернами твердого розчину [8].

За результатами рентгенофазового аналізу в складі зразків встановлено наявність фаз Алюмінію та Al₂Cu (рис. 3). Інші фази не ідентифіковані, що може бути наслідком їхнього незначного вмісту або накладення дифракційних максимумів. У процесі гомогенізації відбувається фрагментація фаз, в структурі виявляються стрижні/пластини включення довжиною 15–20 мкм, (рис. 4, а).

Найбільш ефективним шляхом для отримання жароміцних стопів системи Al–Cu є зміцнення шляхом термічного оброблення, що досягається в результаті розпаду твердого розчину з утворенням дисперсних частинок. Зокрема, введення у ґратницю домішкових атомів сприяє уповільненню дифузійних процесів та призводить до розпаду

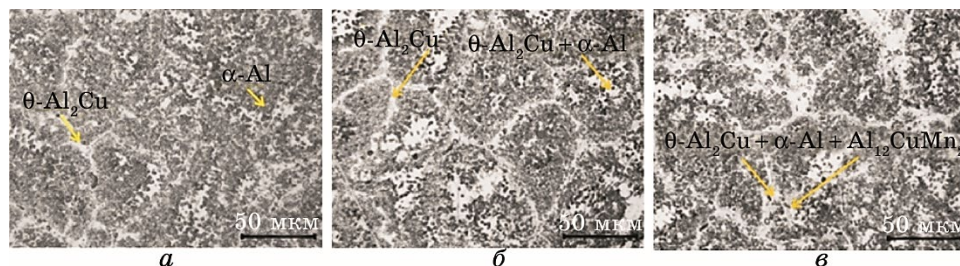


Рис. 3. Мікроструктура литого стопу АМ4.5Кд (ВАЛ10) за умов прикладання надлишкового тиску в процесі кристалізації: зразок 1 (а), зразок 2 (б), зразок 3 (в).

Fig. 3. Microstructure of cast alloy АМ4.5Кд (ВАЛ10) under conditions of applying excess pressure during the crystallization process: sample 1 (а), sample 2 (б), sample 3 (в).

твердого розчину з утворенням частинок більшої дисперсності.

При кристалізації із розтопу в алюмінієвому куті системи Al–Cu–Mn у рівновазі з алюмінієвим твердим розчином знаходяться фази Al_2Cu , Al_6Mn та потрійна сполука Т ($\text{Al}_{12}\text{CuMn}_2$) [9]. У фазі Al_2Cu розчиняється до 0,1% Mn, а в сполуці Al_6Mn — біля 0,2% Cu. Потрійна фаза Т має область гомогенності 12,8–19% Cu та 19,8–24% Mn. У границях цієї області гомогенності можливо утворення сполуки $\text{Al}_{12}\text{CuMn}_2$ (12,8% Cu, 22,1% Mn) (рис. 3, е). Сполука $\text{Al}_{12}\text{CuMn}_2$ має орторомбічну структуру з параметрами $a = 2,411$ нм, $b = 1,251$ нм, $c = 7,71$ нм, а її густина складає $3,59$ г/см³. Купрум та Манган зменшують параметр ґратниці алюмінію у відповідності до закону адитивності. Легувальний елемент повинен сприяти утворенню складних туготопких фаз, які не взаємодіють з твердим розчином при підвищених температурах [10]. Тому, Манган є додатковим легувальним елементом для алюмінієвих жароміцних стопів. У потрібній системі Al–Cu–Mn розчинність Купруму та Мангану у твердому розчині при температурі потрібної евтектики ($547,5^\circ\text{C}$) складає відповідно 5,45 та 0,3%, а за більших концентрацій кристалізується потрібна евтектика $L \leftrightarrow (\alpha\text{-Al} + \theta\text{-Al}_2\text{Cu} + \text{T-Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu})$. При зниженні температури сумісна рівноважна розчинність Cu та Mn сильно зменшується і при 400°C складає 1,4% та $\approx 0,05\%$ відповідно.

Внаслідок уповільнення протікання дифузійних процесів у стопі Al–Cu (АМ4.5Кд, ВАЛ10) утворюється пересичений Манганом твердий розчин при кристалізації. Тому витримка при температурі гартування призводить до одночасного протікання двох конкуруючих процесів. За першим механізмом відбувається утворення по границям зерен та усередині зерна дрібних частинок фази Т- $\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$ в результаті розпаду пересиченого Манганом твердого розчину. При-

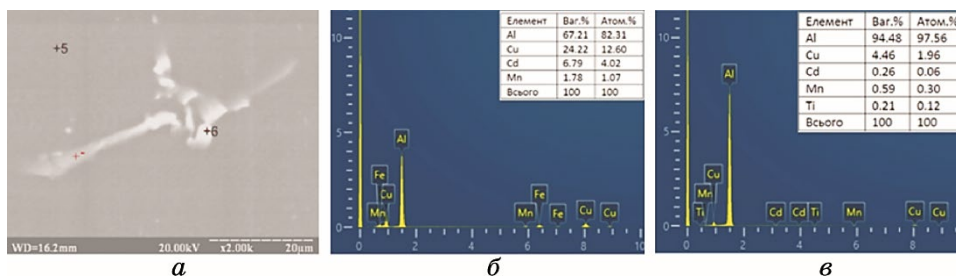


Рис. 4. СЕМ зображення мікроструктури стопу АМ4.5Кд (ВАЛ10) та EDS профіль: морфологія фази $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ та твердого розчину $\alpha\text{-Al}$ (а), спектр 6 (б), спектр 5 (в).

Fig. 4. SEM image of the microstructure of the AM4.5Kd (BAL10) alloy and EDS profile: morphology of the $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ phase and $\alpha\text{-Al}$ solid solution (a), spectrum 6 (b), spectrum 5 (c).

ТАБЛИЦЯ 2. Механічні властивості ступу АМ4.5Кд (ВАЛ10).**TABLE 2.** Mechanical properties of the АМ4.5Кд (ВАЛ10) alloy.

Температура, 20°C	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	ε_p , %	ψ , %
Зразок 1	397	346	2,83	18,802
Зразок 2	486	410	4,48	15,004
Зразок 3	407	355	1,72	4,347

сутність дисперсної Т-фази обмежує рух дислокацій та сприяє збільшенню жароміцності матеріалу. Інший механізм забезпечує розчинення розташованої по границях зерен фази $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ — у $\alpha\text{-Al}$ твердому розчині, що знижує крихкість ступу. Така складна поведінка компонентів стабілізує структурно-фазовий стан матеріалу та сприяє збереженню його високих фізико-механічних характеристик після тривалого впливу підвищених температур.

Розподіл легувальних елементів в мікроструктурі досліджували методом EDS. Енергетичний спектр (EDS) підтвердив, що маленькі світлі виділення являють собою $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ -фазу (рис. 4). Більша частина Купруму присутня у формі фази $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$, концентрація Cu в матриці Al є низькою, а Манган майже повністю розчиняється в алюмінієвій матриці. Спостерігається невелика кількість подвійних або потрійних інтерметалідів, багатих Mn. Більшість виділень фази $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ мають форму стрижня або пластин та розташовуються у міждендритних областях (рис. 3), збагачених Купрумом через нерівноважну кристалізацію.

Результати стандартних випробувань механічних характеристик ступів наведено в табл. 2. Вид кривих напруження–деформація, рівня механічних характеристик та швидкість деформаційного зміцнення наведені на рис. 5.

Аналіз механічних властивостей свідчить, що зразки 1–3 зі ступу АМ4.5Кд (ВАЛ10) мають достатньо високий рівень міцнісних характеристик ($\sigma_{0,2}$ = до 410 МПа, σ_b до 486 МПа) [11, 12]. При цьому пластичність зразків 1, 2 складає 3–4,5%, а зразку 3 — 1,7%. Це пов'язано з особливостями кристалізації матеріалу зразку 3 в умовах низького тиску розтопу порівняно зі зразками 1, 2 (рис. 2, в), наслідком чого є утворення товстих прошарків (світло-сірі області на рис. 3) між дендритними комірками з α -твердого розчину Алюмінію (темно-сірі області на рис. 3). Ці прошарки містять нерозчинені дисперсні евтектичні фази Al_2Cu , Al_3Ti , $\text{Al}_{12}\text{CuMn}_2$, які перешкоджають руху дислокацій та роботі дислокаційного механізму пластичної деформації, що істотно знижує пластичність матеріалу.

У роботах [13, 14] показано, що мікроструктурні особливості та механічні властивості зразків алюмінієвих ступів вирізаних з різ-

них частин виливки, що кристалізується під надлишковим тиском, суттєво відрізняються (границя міцності може відрізнятись для різних зон виливки на 30%). В нашому випадку деяка нерівномірність механічних властивостей є результатом різних умов тепловідводу при кристалізації для різних зон виливки.

Ключовою особливістю структури АМ4.5Кд (ВАЛ10) є наявність в матриці частинок зміцнювальних фаз. Такі фази не взаємодіють з АІ матрицею і утворюються в результаті спеціального термічного оброблення. Основою для реалізації дисперсійного зміцнення такого типу твердих розчинів є їхня мікрогетерогенність усередині зерен α -твердого розчину, що ефективно підвищує жароміцність стопу. Повний комплекс легувальних елементів дозволяє створити композити, в яких одночасно реалізується твердорозчинний та ди-

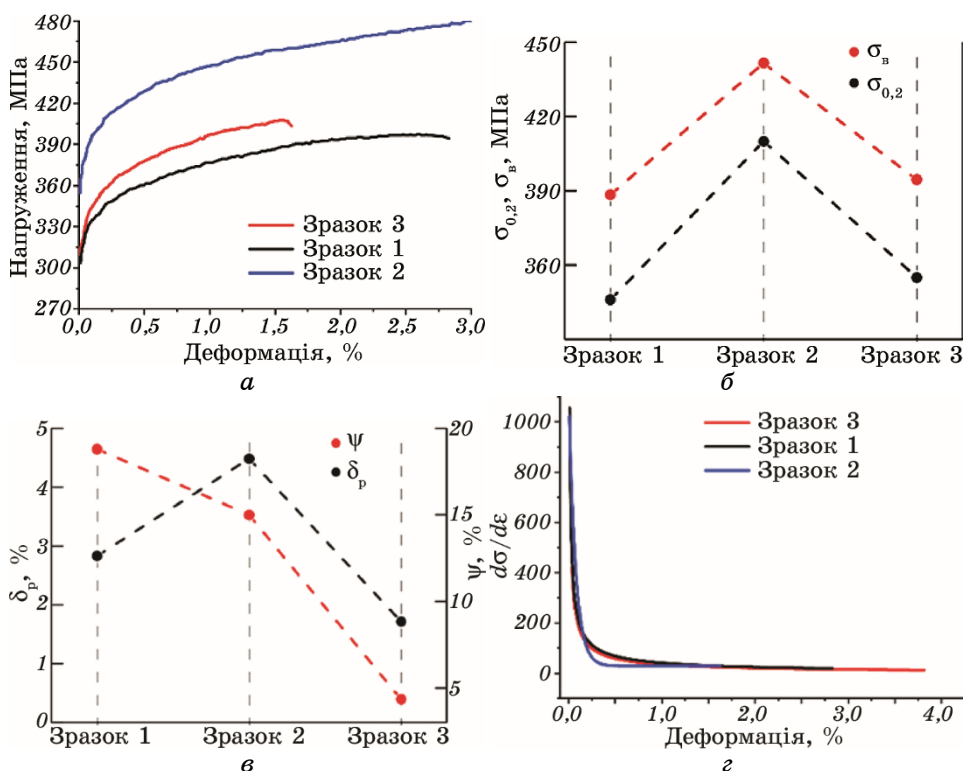


Рис. 5. Фізико-механічні властивості стопу АМ4.5Кд (ВАЛ10) зразків 1–3: типові криві навантаження напруження–деформація (а), дані механічних властивостей (б, в), швидкість деформаційного зміцнення (з).

Fig. 5. Physico-mechanical properties of the AM4.5Kd (BAL10) alloy of samples 1–3: typical stress-strain load curves (a), mechanical properties data (б, в), strain hardening rate (з).

сперсійний механізми зміцнення. Підвищення механічних властивостей стопу АМ4.5Кд (ВАЛ110) за нормальних та високих температур відбувається завдяки легуванню ПМ — Манганом, Титаном та Кадмієм [15]. Титан надає модифікаційний вплив, подрібнюючи зерно та утворює алюмінід Титану $TiAl_3$, який виділяється по границям та усередині зерен і посилює мікрогетерогенність. Манган прискорює зміцнення при старінні та підвищує утворення зон Гінґе–Престона (ЗГП), стабілізуючи проміжну фазу Al_2Cu . Якщо вміст Купруму перевищує границю розчинності у твердому стані, Манган взаємодіє із надлишком Купруму, утворюючи потрібну сполуку $Al_{12}Mn_2Cu$. Такий ефект зміцнює стоп та прискорює старіння. У stopах зі зниженим вмістом Купруму утворення потрібної сполуки зменшує кількість Купруму, яка необхідна для зміцнення матриці [15].

В області кімнатних температур, де основним механізмом деформації є дислокаційне ковзання, значення границь плинності в зразках близькі. Швидкості деформаційного зміцнення зразків 1–3 приблизно рівні (рис. 5, з). Для дисперснозміцнених стопів взаємодія дислокацій з субструктурою може відбуватися за двома основними механізмами. У випадку твердого розчину з дисперсійним зміцненням це механізм взаємодії рухливих дислокацій з пружними полями навколо частинок, роль яких не змінюється із збільшенням степені деформації. Рівномірна деформація ϵ_p для дисперсно-зміцненого твердого розчину визначається модифікованим співвідношенням Консидера [16] $\sigma = (1 + m)^{-1}(d\sigma/d\epsilon)$, де m — показник швидкісної чутливості деформованого напруження, який при низьких температурах зневажливо малий. При кімнатній температурі величина ϵ_p для зразків складає 1,7–4,5%. Стоп руйнується без утворення шийки з причини сильного деформаційного зміцнення, деформація в момент руйнування складає 15–18%.

Інший механізм зміцнення стопу АМ4.5Кд (ВАЛ110) працює за наявності у системі Кадмію [8]. Внаслідок різниці в атомових радіусах Al та Cd (0,143 та 0,152 Å відповідно) при розчиненні останнього в Алюмінії спостерігається деформація кристалічної ґратниці, яка призводить до виникнення напруженого стану кристалічної ґратниці та зміцнення стопу [17]. В роботах [8, 17] встановлено, що міцнісні характеристики зростають при вмісті Cd від 0,06% до 0,28%. Встановлено, що Кадмій змінює характер розпаду твердого розчину при старінні. Внаслідок цього ефекту відбувається інтенсивніший розпад твердого розчину з випадінням більш дисперсних та щільно розташованих ЗГП та метастабільної фази θ' - Al_2Cu пластинчастої форми.

Механізм впливу Кадмію при нагріванні під гартування полягає в утворенні комплексів Cd та Cd–Cu вакансій, у результаті чого зменшується кількість вільних вакансій, що сприяє ускладненню дифузії атомів при старінні. Такий ефект повинен створювати обмеження росту ЗГП та θ' -фази, збільшуючи їхню кількість. Харак-

терною особливістю метастабільних виділень є їхнє взаємно-перпендикулярне розташування [8]. Зазначені механізми призводять до істотного росту міцнісних характеристик за нормальних температур.

Фрактографічні дослідження серії зразків 1–3 будувались на порівняльному аналізі зламів зразків стопу після випробувань на розтяг при кімнатній температурі. Морфологія руйнування показана на рис. 6, *а–в*. Мікроструктура поздовжніх руйнувань включає велику кількість площин розколу лише з кількома неглибокими ямками, що вказує на те, що руйнування є міжкристалічним. Поперечний механізм руйнування складається з площин спайності та ямок. Спостерігаються також відносно великі ямки розгалуженої форми розміром 10 мкм з елементами в'язко-ямкового руйнування. Також у радіальній зоні існують елементи в'язкого зламу, для якого характерна наявність ділянок з розвиненим мікрорельєфом (ямками та гребнями), які виникли при злитті мікропор та порожнеч. Мікрорельєф наведених зон складається з рівновісних ямок розміром (5–10 мкм), які знаходяться в контакті та формують порівняно однорідну поверхню руйнування. В таких стопах основним видом руйнування є характерний змішаний з переважною долею транскристалітного. Причиною руйнування після термічного оброблення на межі зерен залишається нерозчинена θ - Al_2Cu фаза. Також Манган у стопах системи Al–Cu має тенденцію концентруватись по границях зерен, а злам носить переважно міжкристалітний характер [18].

Результати вимірювання на мікротвердість зразків стопу AM4.5Кд (БАЛ10) при статичному навантаженні наведені у табл. 3.

Визначено, що твердість матеріалу верхньої частини виливки (зразок 3), максимально віддаленої від зони прикладання тиску, значно поступається твердості зразків 1, 2 (табл. 3). Це пояснюється тим, що для кристалізації матеріалу в зоні низького тиску розтопу

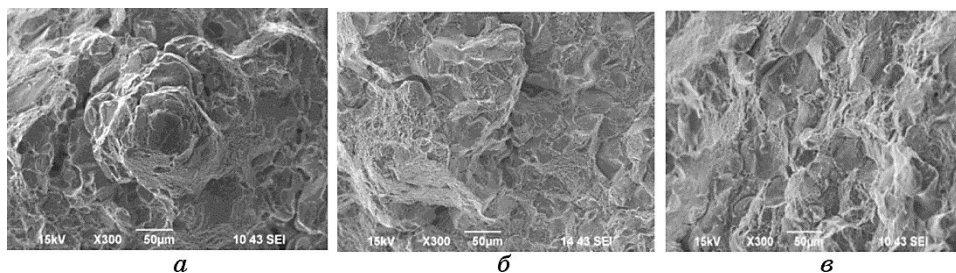


Рис. 6. РЕМ морфологія поверхні руйнування зразків при кімнатній температурі стопу AM4.5Кд (БАЛ10): зразок 1 (*а*), зразок 2 (*б*), зразок 3 (*в*).

Fig. 6. SEM morphology of the fracture surface of samples at room temperature of the AM4.5Кд (БАЛ10) alloy: sample 1 (*a*), sample 2 (*b*), sample 3 (*c*).

ТАБЛИЦЯ 3. Мікротвердість за Вікерсом стопу АМ4.5Кд (ВАЛ10).**TABLE 3.** Vickers microhardness of alloy АМ4.5Кд (ВАЛ10).

Марка стопу АМ4.5Кд (ВАЛ10)	D_1 , мкм	D_2 , мкм	Мікротвердість H_v , МПа
Зразок 1	35.129	35.757	150
Зразок 2	35.913	35.925	145
Зразок 3	41.089	40.842	110

характерними є утворення дефектів лиття та формування широких міжзеренних границь з високим вмістом евтектичних фаз, зокрема Al_2Cu та $Al_{12}CuMn_2$, що підтверджується результатами металографічного та EDS аналізів. Вплив розташованих по границях зерен α -твердого розчину Алюмінію, дисперсних евтектичних виділень проявляється у окрихченні та зменшенні твердості зразків серії 3.

Високі значення міцності та мікротвердості зразків серій 1, 2 можна пояснити особливостями механізму деформації. В процесі навантаження стопів цієї системи відбувається релаксація напружень у деформованому шарі з можливістю підвищення пластичності при розтягу. Швидкість деформування при статичному навантаженні може слугувати додатковою діагностичною ознакою при оцінці якості отриманих матеріалів.

4. ВИСНОВКИ

Технологічними та конструктивними засобами реалізовано ламінарне заповнення форми розтопом з метою мінімізації формування технологічних дефектів лиття. За цією технологією отримано відливку зі стопу АМ4.5Кд (ВАЛ10) з високими експлуатаційними параметрами та мінімальною кількістю технологічних дефектів, незважаючи на суттєву товщину виливки.

Визначено фазовий склад та мікроструктуру стопу АМ4.5Кд (ВАЛ10), а саме зразків 1–3, які відрізняються технологічними умовами отримання при прикладенні додаткового тиску на розтоп при литті. Визначено, що зона прикладення додаткового тиску на розтоп при кристалізації істотно впливає на пластичність та твердість матеріалу. Так, відносні деформація та звуження близьких до цієї зони зразків 1, 2 складає 2,8–4,5% та 15–18% відповідно. В той же час відносні деформація та звуження віддаленого від зони прикладення тиску зразку 3 є значно нижчими і складають 1,7% та 4,3% відповідно. Твердість за Вікерсом зразку 3 складає 110 МПа, що істотно нижче твердості зразків 1, 2 (145–150 МПа). Такий ефект зумовлений особливостями кристалізації стопу АМ4.5Кд

(ВАЛ10) у верхній частині виливки з низьким тиском розтопу, для якої характерно формування широких міжзеренних границь з високим вмістом нерозчинених евтектичних фаз Al_2Cu та $\text{Al}_{12}\text{CuMn}_2$. Це створює перешкоди для руху дислокацій при пластичній деформації, призводить до окрихчення матеріалу та знижує твердість і пластичність стопу.

Визначено, що у зразках 1–3 стопу АМ4.5Кд (ВАЛ10) відбувається характерний змішаний спосіб руйнування з переважною долею транскристалітного. Причиною та джерелом в'язкого руйнування після термічного оброблення на межі зерен залишається нерозчинена $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ фаза.

Показано, що важливою особливістю стопів АМ4.5Кд (ВАЛ10) є наявність в їхній матриці частинок зміцнювальних фаз. Такі фази не взаємодіють з Al матрицею і утворюються в результаті спеціального термічного оброблення. Основою для реалізації дисперсійного зміцнення такого типу твердих розчинів є їхня мікрогетерогенність усередині зерен α -твердого розчину, що більш ефективно підвищує жароміцність стопу. Повний комплекс легувальних елементів дозволяє створити композити, в яких одночасно реалізується твердо-розчинний та дисперсійний механізми зміцнення.

Роботу виконано в рамках д/б-теми № 2805п Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» «Розробка надміцного алюмінієвого сплаву з ультрадисперсною структурою для деталей авіаційного призначення, що працюють в екстремальних умовах» (№ д/р 0125U001485).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. A. Yu. Sezonenko, M. M. Petryshyn, A. A. Kolesnichenko, R. V. Lytvyn, I. V. Lukianenko, Ie. G. Byba, M. M. Yamshinskij, and M. Yu. Barabash, *Results in Materials*, **21**: 100539 (2024).
2. M. M. Petryshyn, A. Yu. Sezonenko, M. M. Yamshinskij, Ie. G. Byba, I. V. Lukianenko, D. S. Leonov, A. A. Kolesnichenko, R. V. Lytvyn, and M. Yu. Barabash, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46**, No. 4: 325 (2024).
3. A. B. Shevchenko and M. Yu. Barabash, *Results in Physics*, **13**: 102294 (2019).
4. D. Ivanchenko and M. Yamshinskij, *Int. J. Eng. Research Technol.*, **10**, No. 10: 411 (2021).
5. I. A. Mazkevich and E. B. Khyryna, *Metals and Metalworking Tools: Brief Reference* (Odessa: Studio 'Negotsiant': 2002).
6. I. N. Frilyander, *Struktura i Svoystva Splavov* [Structure and Properties of Alloys] (Moskva: Metallurgy: 1979) (in Russian).
7. Ya. S. Umansky, Yu. A. Skakov, A. N. Ivanov, and L. N. Rastorguev, *Kristallografiya, Rentgenografiya i Elektronnaya Mikroskopiya* [Crystallography, Radiography and Electron Microscopy] (Moskva: Metallurgy: 1982) (in Russian).

8. G. B. Stroganov, *Vysokoprochnye Litye Alyuminievye Splavy* [High-Strength Casting Aluminium Alloys] (Moskva: Metallurgy: 1985) (in Russian).
9. N. A. Belov, *Izv. Vuzov. Tsvetnaya Metallurgia*, **1**: 48 (1995) (in Russian).
10. I. F. Kolobnev, *Zharoprochnost' Litykh Alyuminievyykh Splavov* [Heat Resistance of Cast Aluminium Alloys] (Moskva: GOSNTI on Ferrous and Non-Ferrous Metallurgy: 1964) (in Russian).
11. A. G. Prigunova, Y. A. Zhydkov, V. D. Babiuk, L. K. Shenevidko, and T. G. Tsir, *Metal Sci. Treatment of Metals*, **28**, No. 3: 3 (2022).
12. A. G. Prigunova, Y. A. Zhydkov, V. D. Babiuk, A. G. Borisov, and L. K. Shenevidko, *Metal Sci. Treatment of Metals*, **28**, No. 1: 29 (2022).
13. B. Meurer, D. Haferkamp, and A. Jörg, *Use of Simulation in the Production of Cast Aluminium Wheels* (Solingen: Michelin Kronprinz Werke GmbH: 2002).
14. H.-R. Zhang, Z.-B. Liu, Z.-Z. Li, G.-W. Li, and H. Zhang, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, **29**, No. 5: 414 (2016).
15. A. R. Toleuova, *Bulletin of the N.A.S. of the Republic of Kazakhstan*, **1**: 49 (2011).
16. V. I. Trefilov, Yu. V. Milman, and S. A. Firstov, *Fizycheskiye Osnovy Prochnosti Tuhoplavkiykh Metallov* [Physical Foundations of the Strength of Refractory Metals] (Kyiv: Naukova Dumka: 1975) (in Russian).
17. G. F. Shemetev, *Aluminium Alloys: Compositions, Properties, Applications. Study Guide for the Course 'Production of Castings from Non-Ferrous Metal Alloys'* (Saint Petersburg: 2012), part I.
18. L. F. Mondolfo, *Alyuminievye Splavy: Struktura i Svoystva* [Aluminium Alloys: Structure and Properties] (Moskva: Metallurgy: 1979) (in Russian).