

3. Грант Н. Дж. Применение метастабильных микрокристаллических материалов / Н. Дж. Грант // Быстрозакристаллизованные металлы. – М. : Металлургия, 1983. – С. 320–329.
4. Jones H. Developments in aluminium alloys by solidification at higher cooling rates / H. Jones // Aluminium. – 1978. – Vol. 54, No 4. – P. 274 – 281.
5. Hu L. Microstructure and mechanical properties of 2024 aluminium alloy consolidated from rapidly solidified alloy powders / L. Hu, Z. Liu, E. Wang // Mater. Sci. Eng. A. – 2002. – Vol. 323. – P. 213 – 217.
6. Образование аномально пересыщенных твердых растворов переходных металлов в алюминии при быстрой кристаллизации / А. Л. Березина, Е. А. Сегиды, В. К. Носенко и др. // Металлофиз. новейшие технол. – 2006. – Т. 28, спец. выпуск. – С. 11 – 18.
7. Исследование жаропрочности быстрозакристаллизованных сплавов Al-Mn / А. А. Якунин, Н. И. Варич, И. И. Осипов и др. // Физика структуры и свойств твердых тел. – Куйбышев : КГУ, 1977. – Вып. 2. – С. 84 – 90.
8. Лысенко А. Б. Расчет скорости охлаждения при закалке сплавов из жидкого состояния / А. Б. Лысенко, Г. В. Борисова, О. Л. Кравец // Физика и техника высоких давлений. – 2004. – Т. 14. – № 1. – С. 44–53.
9. Колобнев И. Ф. Жаропрочность литейных алюминиевых сплавов / И. Ф. Колобнев. – М. : Металлургия, 1973. – 320 с.

УДК: 669.715

ЛИСЕНКО О. Б., д.ф.-м.н., професор  
 КАЛІНІНА Т. В., к.ф.-м.н., доцент  
 ЗАГОРУЛЬКО І. В., к.ф.-м.н.  
 ВЛАСОВА Ю. М., магістр

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське, Україна

### **СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ АЛЮМІНІЮ З ПЕРЕХІДНИМИ МЕТАЛАМИ, ОТРИМАНИХ ПРОКАТКОЮ СТРУМЕНЯ РОЗПЛАВУ У ВАЛКАХ**

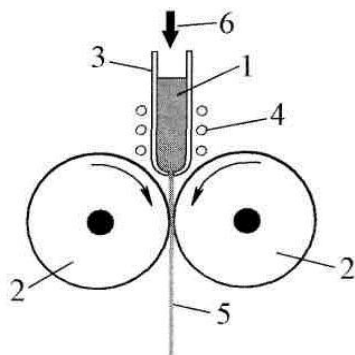
**Вступ.** Останнім часом, поряд з традиційними технологіями виробництва металевих сплавів, знаходять використання методи гартування з рідкого стану (ГРС). У цих методах матеріал нагрівається вище температури плавлення, після чого наноситься у вигляді тонкого шару на масивний теплоприймальний блок і швидко охолоджується шляхом відведення тепла у його внутрішні шари. Типові значення швидкості процесів ГРС сягають дуже великих значень  $\sim 10^5\text{--}10^7$  К/с, внаслідок чого в сплавах формується широке коло метастабільних структурних станів. Одним з найважливіших у практичному відношенні ефектів гартування розплавів є утворення сильно- [1] або аномально пересичених [2] твердих розчинів з концентрацією легуючих компонентів, яка перевищує межу рівноважної розчинності у твердому стані. Розширення області існування обмежених твердих розчинів з різним ступенем пересичення спостерігалось у великій кількості (понад 100) бінарних і потрійних сплавів на основі Al, Fe, Ni, Co та інших елементів [1, 3].

Інтерес до утворення пересичених твердих розчинів, насамперед, пояснюється тим, що підвищення концентрації легуючого елемента в решітці розчинника призводить до значного зростання міцнісних властивостей. В процесі подальшої термічної обробки швидкозагартованих сплавів аномально пересичені тверді розчини зазнають розпаду, внаслідок якого в структурі фіксується істотно підвищена об'ємна частка дисперсних кристалів зміцнюючих фаз. Ці ефекти мають особливе значення для створення ди-

сперсійно твердіючих, а також жароміцних сплавів, зокрема, на основі алюмінію [3-5]. В останньому випадку як легуючі елементи використовуються перехідні метали. Зазвичай вони мають малу ( $\ll 1$  ат.%) рівноважну розчинність в решітці алюмінію, яка істотно збільшується при гартуванні сплавів з рідкого стану. Загально визнаний внесок у дослідження структури та властивостей швидкоохолоджених сплавів на основі Al належить науковцям кафедри металофізики Дніпропетровського державного університету (нині Дніпровський національний університет ім. Олеся Гончара) [1, 3, 4]. І хоча пік цих досліджень припав на період з 1960 по 1980 роки, дана тематика не втратила актуальності ще й досі [6, 7].

У даній роботі наведені результати досліджень фазового складу, мікроструктури та міцнісних властивостей алюмінієвих сплавів, легованих перехідними металами (ПМ- V, Cr, Mn, Fe, Ni та ін.) в залежності від хімічного складу та швидкості гартування з рідкого стану. Виконано аналіз механізмів зміцнення швидкозагартованих сплавів.

**Методика гартування з рідкого стану та експериментальних досліджень.** Швидкозагартовані зразки сплавів Al-ПМ виготовляли прокатуванням розплаву у валках (рис. 1). У цьому методі струмінь розплаву потрапляє в зазор між двома сталевими валками діаметром 150 мм, які швидко обертаються назустріч один одному. Проходячи через валки, розплав охолоджується і перетворюється у однорідну за перетином стрічку товщиною від 20 до 100 мкм. Геометричні параметри, якість (однорідність, суцільність тощо) та структурний стан стрічки залежать від швидкості обертання, діаметра, сили притискування і ефективності охолодження валків, а також швидкості подавання, температури і конфігурації струменя розплаву. За даними роботи [8], виготовлення безперервної стрічки двовалковим методом потребує жорсткого контролю та синхронізації понад десятка технологічних параметрів, що ускладнює реалізацію цієї технології у промислових масштабах. Однак, в лабораторних умовах цей метод дозволяє отримувати стрічкові зразки, придатні як для структурних досліджень, так і для вимірювань фізико-механічних властивостей.



- 1 – розплав; 2 – сталевий валок;  
3 – кварцова або керамічна посудина;  
4 – нагрівач; 5 – швидкозагартована стрічка; 6 – інертний газ під тиском

Рисунок 1 – Схема виготовлення швидкозагартованих стрічок методом прокатки розплаву у валках

ували реактив такого складу: одна частина  $\text{HNO}_3$  + дві частини  $\text{HF}$  + три частини гліцерину. Межу міцності швидкозагартованих сплавів визначали на зразках, які вирізали з бездефектних ділянок стрічок у вигляді смуг довжиною 20 мм та шириною мм. Товщину зразків вимірювали в місці розриву оптичним приладом ИЗВ-1 з точністю  $\pm 1$  мкм.

Швидкість охолодження стрічок оцінювали за їх товщиною, використовуючи методику роботи [9]. Рентгенографічні дослідження проводили на дифрактометрі ДРОН-3 у монохроматизованому  $\text{CoK}\alpha$ -випромінюванні. Насиченість твердих розчинів на основі алюмінію визначали за концентраційними залежностями періоду кристалічної решітки. Фазовий склад зразків, що досліджувалися, розшифровували шляхом порівняння експериментальних наборів міжплощинних відстаней та відносних інтенсивностей дифракційних максимумів з відповідними даними картотеки ASTM. Дослідження мікроструктури виконували на металографічному мікроскопі НЕОРНОТ-32. Для травлення мікрошліфів використо-



двофазних сумішей, можна дійти висновку, що найбільший ефект зміцнення вносять гетерофазні структури, в яких первинні кристали алюмінідів  $Al_7Cr$  та  $Al_4Mn$  мають розміри  $(0,2-0,4) \times 10^{-6}$  м, розташовуються на відстанях  $(1-2) \times 10^{-6}$  м, а їх загальна кількість у одиниці об'єму сягає значень  $\sim 10^{18} \text{ м}^{-3}$ . Спадаючі гілки залежностей  $\sigma_B$  (мас.% ПМ) відповідають структурам, складовими яких є тверді розчини з рівноважним вмістом перехідних металів та надлишкова фаза у вигляді грубих первинних кристалів сполук  $Al_7Cr$  та  $Al_4Mn$ .

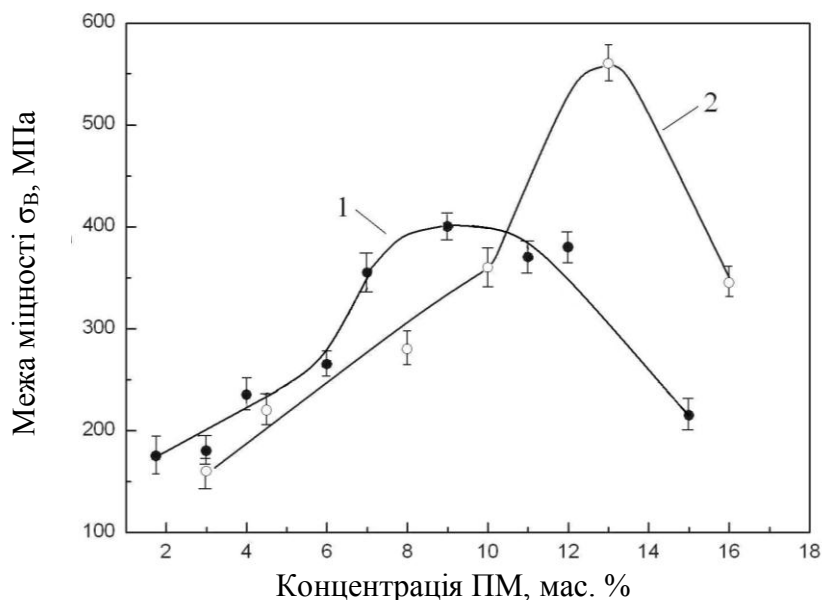


Рисунок 3 – Концентраційні залежності межі міцності швидкозагартованих сплавів Al-Cr (1) та Al-Mn (2)

Аналогічний характер мають також залежності  $\sigma_B$  (мас.% ПМ) для інших швидкозагартованих сплавів Al-ПМ (ПМ – V, Fe, Ni), що досліджувалися в роботі. Отже, результати міцнісних випробувань свідчать про схильність сплавів алюмінію з перехідними металами до суттєвого зміцнення при гартуванні з рідкого стану. В залежності від природи легуючого елемента максимальні значення  $\sigma_B$  досягаються при різних концентраціях ПМ, які відповідають структурам дисперсного конгломерату твердого розчину та надлишкових інтерметалідів змінюються у межах від 370 до 610 МПа і у 3,5–5 разів перевищують властивості литих сплавів таких саме складів.

Таблиця 1 – Максимальні значення межі міцності швидкозагартованих сплавів Al-ПМ

Перехідний метал	Вміст ПМ, мас. %	$\sigma_B^{\max}$ , МПа	Фазовий склад стрічок
V	3,5	370	$\alpha + Al_3V$
Cr	9,6	405	$\alpha + Al_7Cr$
Mn	13,0	567	$\alpha + Al_4Mn$
Fe	8,2	610	$\alpha + Al_6Fe$
Ni	10,0	470	$\alpha + Al_3Ni$

Міцнісні властивості швидкоохолоджених бінарних сплавів Al-ПМ можуть бути значно поліпшені за рахунок введення до їхнього складу відносно невеликих (0,5–1,0 мас. %) добавок третього компонента. Найбільший позитивний ефект

додаткового легування зафіксовано в сплавах на основі базових систем Al-Fe та Al-Cr. Як видно з даних табл. 2, при легуванні сплаву Al-8 мас. % Fe кобальтом, нікелем і молібденом межа міцності швидкозагартованих зразків зростає на 23–30 %, сягаючи рівня 720–790 МПа. Додаткове легування сплаву Al-9 мас.% Cr залізом або цирконієм супроводжується менш значним (приблизно на 12 %) підвищенням міцності при кімнатній температурі. Однак при цьому збільшуються також значення короткочасної міцності при температурах 573 К (на 9–22 %) та 673 К (на 9–14 %).

Таблиця 2 – Вплив хімічного складу на міцність швидкозагартованих сплавів Al-ПМ при кімнатній та підвищених температурах

№ сплаву	Вміст легуючих елементів % по масі								Межа міцності $\sigma_b$ , МПа		
	Fe	Cr	Co	Ni	Mo	V	W	Zr	293 К	573 К	673 К
1	8								610		
2	8		0,5						793		
3	8				0,5				720		
4	8			0,5					759		
5	8					0,5			630		
6	8						0,5		690		
7		9							416	181	125
8	1	9							465	198	142
9		9						1	447	220	136

**Аналіз механізмів зміцнення швидкозагартованих сплавів Al-ПМ.** Узагальнюючи результати виконаних досліджень відзначимо, що завдяки суттєвому збільшенню насиченості обмежених твердих розчинів на основі Al, а також формуванню ультрадисперсних сумішей твердого розчину з кристалами надлишкових фаз швидкозагартовані сплави набувають високо- та жароміцних властивостей. Ефект зміцнення продуктів ГРС забезпечують механізми гальмування дислокацій при їх взаємодії з атомами легуючих елементів, а також частками первинних алюмінідів ПМ.

Причиною твердорозчинного зміцнення є збільшення сил тертя рухомих дислокацій внаслідок взаємодії поля напруги дислокацій з полем пружних викривлень кристалічної решітки навколо атомів ПМ, розташованих у площинах плину. Величина пружних викривлень решітки залежить від типу твердого розчину, його насиченості та відносної різниці атомних розмірів розчинника та легуючого елемента. В сплавах Al-ПМ, що досліджувалися в роботі, в умовах ГРС формуються сильно пересичені тверді розчини заміщення при значній (6,3–13,3 %) розмірній невідповідності атомів компонентів. Це пояснює приріст значень  $\sigma_b$  швидкозагартованих стрічок в області формування однофазних твердих розчинів.

Другим фактором зміцнення швидкозагартованих сплавів Al-ПМ є взаємодія рухомих дислокацій з виділеннями надлишкових фаз, роль яких грають первинні алюмініди перехідних металів. Ступінь зміцнення стрічок частками інтерметалідів підвищується, якщо надлишкова фаза дисперсна, рівномірно розподілена в матричній структурній складовій, а відстані між її включеннями є малими. Саме такі морфологічні особливості мікроструктури спостерігаються в сплавах, які за вмістом перехідного елемента розташовуються в інтервалі між граничними значеннями насиченості твердих розчинів і концентраціями, що відповідають максимумам залежностей  $\sigma_b$  (мас. % ПМ) (рис. 2, б, в).

Ефект зміцнення на цих концентраційних інтервалах досягається внаслідок проштовхування дислокацій між частинками або перерізання включень другої фази

дислокаціями. Перший з цих механізмів діє у випадку, коли відстані між частками перевищують мінімально можливий радіус вигину дислокаційної лінії (50–100 міжатомних відстаней). При менших відстанях між включеннями надлишкової фази дислокації можуть переміщатися тільки шляхом проходження крізь тіло часток, перерізаючи їх. При цьому зміцнення досягається за рахунок декількох причин:

- необхідності подолання дислокаціями поля пружних напруг навколо часток;
- підвищення зовнішніх напруг для переміщення дислокацій усередині часток інтерметалідів, які зазвичай мають більш високий модуль зсуву, ніж матрична структурна складова;
- утворення нових міжфазних поверхонь після проходження дислокації крізь частку.

Загальний ефект зміцнення дисперсними частками надлишкових фаз, як правило, перевищує величину твердорозчинного приросту міцності, що добре узгоджується з концентраційними залежностями  $\sigma_b$  (мас. % ПМ) на рис. 3.

**Висновки.** Методами металографічного та рентгенофазового аналізів швидкозагартованих сплавів алюмінію з перехідними металами встановлено, що при збільшенні вмісту легуючого елемента послідовно формуються однофазні структури аномально пересичених твердих розчинів, суміші твердих розчинів з ультрадисперсними (0,2–0,4 мкм) частками надлишкових фаз, а також структури, складовими яких є збіднені тверді розчини та грубі первинні кристали алюмінідів ПМ.

Показано, що утворення однофазних і квазіевтектичних структур призводить до підвищення межі міцності у 3,5–5 разів порівняно з литими сплавами відповідних складів, у той час як огрублення кристалів інтерметалідів супроводжується ефектом знеміцнення дослідних зразків.

Виконано аналіз механізмів зміцнення швидкозагартованих сплавів Al-ПМ. Доведено, що максимальний приріст значень  $\sigma_b$  забезпечують явища взаємодії дислокацій з дисперсними включеннями інтерметалідної фази.

#### ЛІТЕРАТУРА

1. Мирошниченко И. С. Закалка из жидкого состояния / И. С. Мирошниченко. – М. : Металлургия, 1982. – 168 с.
2. Елагин В. И. Легирование деформируемых алюминиевых сплавов / В. И. Елагин. – М. : Металлургия, 1975. – 248 с.
3. Добаткин В. И. Быстрозакристаллизованные алюминиевые сплавы / В. И. Добаткин, В. И. Елагин, В. М. Федоров. – М. : ВИЛС, 1995. – 341 с.
4. Jones H. Developments in aluminum alloys by solidification at higher cooling rates / H. Jones // Aluminium. – 1978. – Vol. 54. – No 4. – P. 1045–1054.
5. Исследование жаропрочности быстрозакристаллизованных сплавов Al-Mn / А. А. Якунин, Н. И. Варич, И. И. Осипов и др. // Физика структуры и свойств твердых тел. – Куйбышев : КГУ, 1977, вып. 2. – С. 84–90.
6. Hu L. Microstructure and mechanical properties of 2024 aluminium alloy consolidated from rapidly solidified alloy powders / L. Hu, Z. Liu, E. Wang // Mater. Sci. Eng. A. – 2002. – Vol. 323. – P. 213–217.
7. Образование аномально пересыщенных твердых растворов переходных металлов в алюминии при быстрой кристаллизации / А. Л. Березина, Е. А. Сегида, В. К. Носенко и др. // Металлофиз. новейшие технол. – 2006. – Т. 28, спец. выпуск. – С. 11–18.
8. Thin strip casting by a twin roller pilot plant / H. Fiedler, M. Jurisch, P. Preiss et. al. // Mater. Sci. Eng. – 1991. – Vol. A133. – P. 671–675.
9. Лысенко А. Б. Расчет скорости охлаждения при закалке сплавов из жидкого состояния / А. Б. Лысенко, Г. В. Борисова, О. Л. Кравец // Физика и техника высоких давлений. – 2004. – Т. 14. – №1. – С. 44–53.