

9. Анциферов В.Н., Черепанова Т.Г. Металлокерамические сложнолегированные сплавы на железной основе с повышенными антифрикционными и механическими свойствами // Физ.-хим. механика материалов. – 1970. – Т. 6. – №3. – С. 54 – 59.

10. Федорченко И.М., Баранов Н.Г., Бритун В.Ф. // Исследование механизма трения макрогетерогенных композитных материалов. – Трение и износ. – 1982. – Т. 3. – № 4. – С. 603 – 609.

11. Федорченко И.М., Баранов Н.Г., Бритун В.Ф. // Механизм формирования поверхностных пленок при трении без смазки композитных материалов. – Трение и износ. – 1984. – Т. 5. – № 3. – С. 424 – 431.

12. Rănea C. Wear maps for thin layers //The annals of University “Dunărea de Jos” of Galati, Fascicle VIII, Tribology. – 2003, 117–122.

УДК 621.74

О. В. Ноговіцин, І. Р. Баранов, В. П. Школярєнко, С. В. Пригунов

Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

E-mail: alexey.nogovitsyn@gmail.com

ЗАКОНОМІРНОСТІ ВПЛИВУ ШВИДКОСТЕЙ ОХОЛОДЖЕННЯ РОЗПЛАВУ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ПРИ ЛИТТІ-ПРОКАТЦІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

Алюмінієві сплави та металопрокат на їх основі є основними конструкційними матеріалами в авіаційній, аерокосмічній, автомобілебудівній та харчових галузях. В Україні успішно використовується в авіабудуванні високоміцні алюмінієві сплави системи Al-Zn-Mg-Cu, що зміцнюються термічною обробкою і сплави середньої та підвищеної міцності системи Al-Mg-Cu. Вони виконують функцію основного конструкційного матеріалу для обшивки і внутрішніх силових елементів планера літака (фюзеляж, крило, тощо). Основна промислова технологія, яка застосовується для отримання листового прокату зі сплавів на основі алюмінію, полягає в отриманні зливка (заготовки) та його подальшої механічної та термічної обробки. Традиційні технології одержання виробів з алюмінієвих сплавів методами лиття або прокатування заготовок не забезпечують високих функціональних властивостей прокату. Відтак, дослідження технологій, зокрема валкового лиття-прокатування, є актуальною задачею.

Для автомобілебудування та авіації найбільший інтерес становлять високоміцні

термозміцнювані сплави систем Al-Cu та Al-Zn. Однак, технологія отримання смуг (листів) товщиною 2-4 мм із вказаних матеріалів методом валкової розливки-прокатки до теперішнього часу не розроблена [1-7]. Це пов'язано з високою швидкістю охолодження ($\geq 1000^\circ\text{C}/\text{c}$) і великим ($\geq 100^\circ\text{C}$) інтервалом кристалізації сплавів цих систем. Тому, метою дослідження є виявлення закономірностей впливу швидкостей охолодження алюмінієвих сплавів на формування структури литих заготовок.

У якості матеріалу (шихти) для експериментальних досліджень використано сплави АД35, АМг5, Д16 та В95. Визначення температурних параметрів фазових перетворень досліджуваних зразків сплавів проводилось на приладі Derivatograph Q-1500-D. У роботі використано методи оптичної мікроскопії, механічні випробування, статистичні методи оброблення та аналізу отриманих результатів, у тому числі стандартні методи [8-10].

Експерименти проведено на обладнанні ФТІМС НАН України. Фото двовалкової ливарної машини та алюмінієвої стрічки в процесі лиття-прокатки наведено на рис. 1.



а)



б)

Рис. 1. Фото двовалкової ливарної машини, а) та результат лиття, б)

Результати аналізу дозволили визначити температури солідусу ($T_{\text{сол}}$) і ліквідусу ($T_{\text{лік}}$), значення яких наведені в таблиці 1. Отримані значення температур добре збігаються з літературними даними [1]. Для забезпечення різної швидкості охолодження при отриманні зразків виливків застосовували ливарні форми з матеріалів з різною тепловідбірною здатністю (графіт, фторфлогопіт, кварцове скло).

Таблиця 1 – Температури тверднення досліджуваних сплавів

Марка сплавів за ДСТУ	Аналог EN	Температура, $^\circ\text{C}$		
		Ліквідус	Солідус	Інтервал кристалізації
В95	7075	630	470	160
АМг5	5086	632	567	35
Д16	2024	635	503	132
АД35	6082	641	564	77

Зміни температури зразків під час твердіння вимірювали хромель-алюмелевими термопарами. За допомогою аналого-цифрового перетворювача WAD AIK BUS показники термопар фіксувались у цифровому вигляді з частотою 8 Гц і передавались на комп'ютер для побудови кривих охолодження. Подальша обробка цих даних дозволила розрахувати швидкість охолодження сплаву у проміжок часу між температурою перегріву розплаву та температурою ліквідусу. Значення швидкостей охолодження отриманих у ході описаного експерименту показують, що вдалося охопити діапазон швидкостей від 2,5 до 154 °C/с. Для визначення впливу швидкостей охолодження на структуру алюмінієвих сплавів в більш широкому діапазоні були додатково відібрані зразки отримані валковим розливанням. Швидкість охолодження при валковому розливання досягала ≈ 1000 °C/с. Фотографії мікроструктур алюмінієвих сплавів після кристалізації з різною швидкістю охолодження наведено на рисунку 2.

Встановлено, що по мірі зростання швидкості охолодження розмір зерна α -фази в алюмінієвих сплавах зменшується з 120 до 200 мкм при швидкості охолодження 2...8°C/с до 10...40 мкм при швидкості охолодження 1000°C/с.

Структура зразків, що досліджувались складається з первинних кристалів α – фази різної дисперсності: кристали, з перетином в полі зору шліфа 180...250 мкм і середнім розміром дендритів 50 мкм; кристали з перетином 25...50 мкм і дендритів не більше 8 мкм.

Також у структурі присутні інтерметаліди. Важливо відмітити те, що зразок з смуги отриманої валковим розливанням рис.1, б) має однорідну структуру з рівномірним розподілом фазових складових по перетину (рис.2).

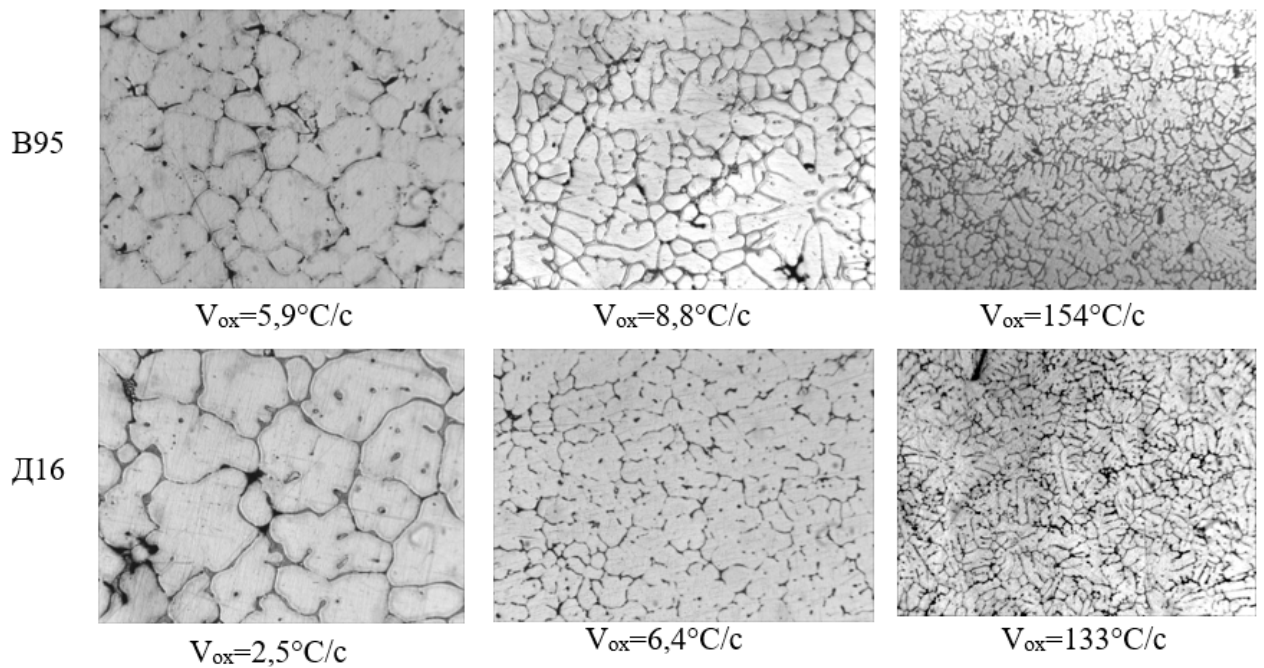


Рис. 2. Мікроструктури зразків алюмінієвих сплавів отриманих з різною швидкістю охолодження під час кристалізації x200

Також в структурі присутні інтерметаліди. Важливо відмітити те, що зразок з смуги отриманої валковим розливанням рис. 1, б) має однорідну структуру з рівномірним розподілом фазових складових по перетину (рис.3)

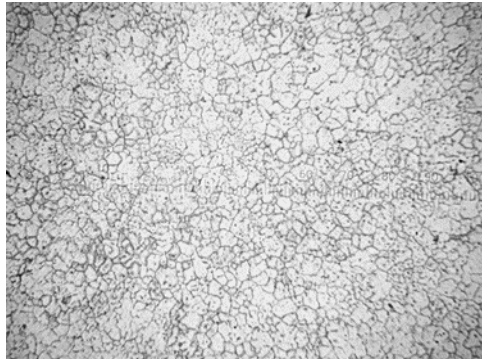


Рис. 3. Мікроструктура зразка алюмінієвого сплаву Д16 отриманого методом валкового лиття-прокатування x100

Вплив швидкості охолодження сплавів АД35, АМг5, Д16 та В95 на час їх тверднення добре описується ступеневою функцією. Характер залежностей ідентичний для усіх чотирьох досліджених сплавів. Тверднення сплавів у графітовій формі триває 2,6...6,8 с, у фторфлогопітовій 22...42 с, у кварцовій трубці 170...360 с. Екстраполяція результатів у бік більш високих швидкостей охолодження характерних для валкового розливання показує (рис. 3), що при швидкості охолодження, характерної для валкової

розливки, час тверднення усіх досліджених сплавів становить доли секунди, що є прийнятним для забезпечення стабільного технологічного процесу.

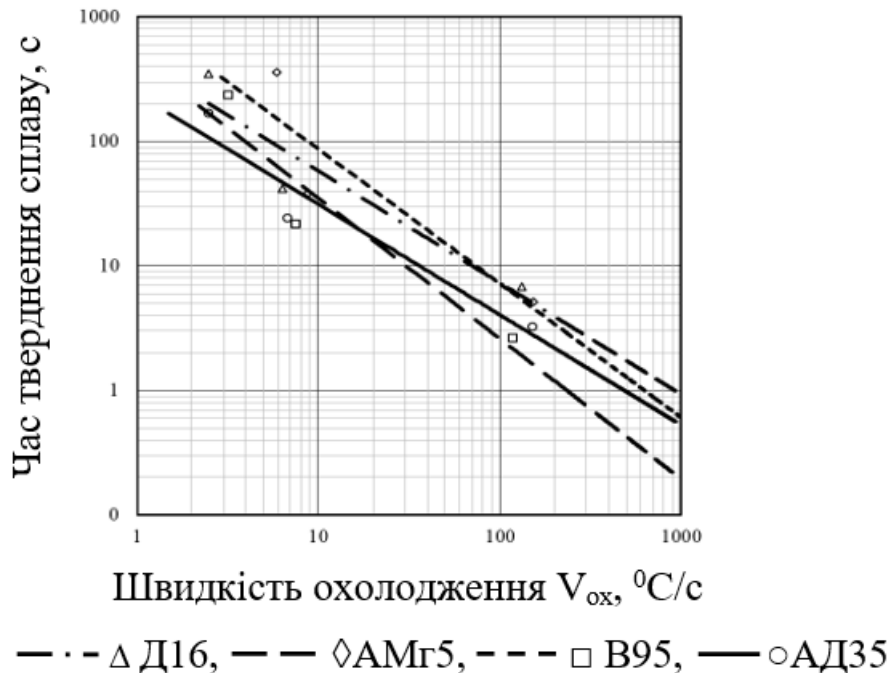


Рис.3. Графіки залежності часу тверднення алюмінієвих сплавів від швидкості охолодження в діапазоні швидкостей охолодження ≥ 6000 C/c

На рис. 3 наочно зображено спільні закономірності впливу часу твердіння алюмінієвих сплавів при зміні швидкостей охолодження розплаву, що дозволяє визначати вплив швидкості охолодження при кристалізації алюмінієвих сплавів В95, АМг5, Д16, АД35 на структуру, розмір зерна первинної α – фази та твердість зразків.

Висновки:

1. Обґрунтовано, що основними параметрами стабільного технологічного процесу отримання якісного прокату з високоміцних алюмінієвих сплавів у ливарно-прокатних машинах є: температура перегріву сплаву, швидкість розливання та рівень розплаву у міжвалковому просторі.

2. Встановлено, що із зростанням швидкості охолодження розплаву розмір зерна α – фази зменшується з 120 до 200мкм (при швидкості $2...8^{\circ}\text{C}/\text{c}$) до 10...40мкм (при швидкості $1000^{\circ}\text{C}/\text{c}$); час тверднення у різних ливарних формах триває: 2,6...6,8с (графітова); 22...42 (фторфлогопітова); 170...360с (кварцева); підвищується твердість сплавів від 45 до 56 НВ (сплав АД35), від 80 до 103 НВ (сплав В95), від 60 до 68 НВ (сплав АМг5), від 69 до 88 (сплав Д16).

3. Виявлено спільні закономірності впливу швидкості охолодження розплаву різних марок алюмінієвих сплавів на структуру і механічні властивості.

4. Отримані результати дозволяють розраховувати швидкісні режими роботи

валкових ливарних машин для отримання бездефектного прокату алюмінієвих сплавів з широким інтервалом кристалізації ($\geq 1000^{\circ}\text{C}$), а також прогнозувати структуру прокату та механічні властивості при різних режимах охолодження литої заготовки.

Список літератури

1. Aluminum and Aluminum Alloys, AMS International, 1993. Handbook of Aluminum: Vol. 1, ed. G. E. Totten, D. S. MacKenzie.
2. Ноговицын А. В. Технология получения листового проката из сплава Д16 на валковой разливочной установке / А. В. Ноговицын, А. В. Наривский, И. Р. Баранов, В. П. Школяренко, В. Н. Шаповал // Процессы литья. 2017. №3(23). С.37-42.
3. Кондратюк С. Е. Вплив параметрів кристалізації і гарячої деформації на характеристики структури сталей при валковому прокатуванні / С. Е. Кондратюк, О. В. Ноговицын, О. М. Стоянова, І. Р. Баранов, Ж. В. Пархомчук // Металознавство та обробка металів. 2016. №3. С. 10-17.
4. Ноговицын А. В. Расчет температуры полосы при валковой разливки стали / А. В. Ноговицын, И. Р. Баранов // Процессы литья. 2014. №4(106). С.30-38.
5. Прыгунова А. Г. Влияние гомогенизации на структуру сплава Д16 после литья-прокатки / Прыгунова А. Г. Ноговицын А. В., Баранов И. Р. // Материалы XI международной научно-практической конференции «Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019», Киев. 2019. С.154-155.
6. Ноговицын А. В. Особенности затвердевания алюминия в процессе двухвалковой разливки-прокатки / А. В. Ноговицын, И. Р. Баранов // Материалы международной научно-практической конференции «Горизонты науки: материаловедение и металлургия». Грозный, Чеченская республика, 2018. С.27-33.
7. Ноговицын А. В. Прогнозирование скорости разливки на валковых ЛПА / А. В. Ноговицын, И. Р. Баранов // Материалы II Международной научно-технической конференции «Литейное производство: технология, материалы, оборудование, экология». Киев ФТИМС. 2012. С.225-226.
8. Белов А. Ф., Бочвар А. А. Металловедение и обработка цветных сплавов, Москва: Наука, 1992, 229 с.
9. ДСТУ EN ISO 6506-1:2019 (EN ISO 6506-1:2014, IDT; ISO 6506-1:2014, IDT) Матеріали металеві. Випробування на твердість по Брінеллю. Частина 1. Метод випробування. 16 с.
10. Натапов Б. С. Металловедение. Москва: Металлургиздат, 1956. 344с.

УДК 621.74

**А. С. Нурадинов, О. В. Ноговіцин, В. П. Школяренко, І. А. Нурадінов,
О. В. Чистяков**

Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

E-mail: nla_73@ukr.net

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ УТВОРЕННЯ ЗАРОДКІВ В РОЗПЛАВАХ МЕТАЛІВ ПРИ ЇХ ОХОЛОДЖЕННІ

Для ефективного управління процесами кристалізації та структуроутворення металів необхідно глибоке розуміння фізичної сутності процесів утворення та зростання кристалів. Тому у цій роботі проведено дослідження щодо вивчення механізму гетерогенного зародження кристалів у металах методом фізичного моделювання на прозорих органічних середовищах.

Відомо, що термодинамічний стимул переходу розплаву металу з рідкого в твердий стан є різниця вільних енергій між твердою ($G_{тв.}$) і рідкою ($G_{ж.}$) фазами ΔG [1]:

$$\Delta G = \frac{L \cdot \Delta T}{T_{пл.}}, \quad (1)$$

де L – тепло кристалізації металу; ΔT – переохолодження розплаву, у якому утворюється центр кристалізації (зародок); $T_{пл.}$ - температура плавлення.

З цієї залежності бачимо, що переохолодження є одним з основних параметрів процесу утворення зародків у розплавах металів. За зміною ступеня переохолодження розплавів металів, при якому відбувається утворення центрів кристалізації в них, можна судити про їх чистоту, ефекти домішок та інших факторів. Існує гіпотеза, що зростання ступеня переохолодження розплаву металу зі збільшенням його перегріву пов'язані з дезактивацією твердих підкладок, тобто розплавленням кристалічної фази, що є в мікропорах на їх поверхнях [1, 2]. З проведених нами експериментів випливає, що вплив перегріву на переохолодження розплавів металів, поряд з дезактивацією твердих підкладок, може бути обумовлено зміною концентрації присутніх у них розчинних домішок [3, 4]. У міру підвищення температури перегріву розплаву металу, внаслідок збільшення розчинності таких домішок, може відбутися зміна його в'язкості, теплоти