

# МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

УДК 661.74:669.14.046.554

А.А. Кулініч, к.т.н., доц.  
О.М. Доній, к.т.н., доц.  
С.М. Котляр

## ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ КРИСТАЛІЗАЦІЇ НА СТРУКТУРУ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ АМг6л ТА АМг10

Національний технічний університет України „КПІ”  
e-mail: s.kotlyar@kpi.ua

*Встановлено вплив параметрів кристалізації на розмір зерна та механічні властивості сплавів АМг6л та АМг10. Показано, що впливаючі на параметри кристалізації даних сплавів можна досягти зменшення розміру зерна в 1,3 – 2 рази, підвищити рівень тимчасового опору розриву на 17 – 27 % та підвищити рівень відносного видовження на 30 – 50 %.*

**Ключові слова:** кристалізація, сплави АМг6л та АМг10

### Постановка задачі у загальному вигляді

Ливарні сплави системи Al – Mg характеризуються високим рівнем корозійної стійкості, пластичності, в'язкості, добре зварюються. Дані сплави використовуються в суднобудуванні та інших отраслях для отримання деталей які працюють у вологій атмосфері, в пресній і морській воді [1 – 5].

Типові сплави даної системи – АМг6л та АМг10. Сплав АМг6л відноситься до сплавів які можуть використовуватись як після лиття, так і після термічної обробки, а сплав АМг10 використовується тільки після термічної обробки.

### Аналіз досліджень та публікацій

Як відомо [1 – 3, 5], одним з головних чинників, який впливає на формування структури та властивостей сплавів під час їх твердіння, є параметри кристалізації. Разом з застосуванням оптимальної швидкості охолодження, правильно підібрані параметри кристалізації сплавів можуть бути додатковим резервом підвищення їх фізико-механічних властивостей.

### Постановка завдання

Мета даної роботи – встановити вплив параметрів кристалізації сплавів АМг6л та АМг10 на їх структуру та механічні властивості.

### Методика досліджень

Об'єкт дослідження в роботі – промислові ливарні сплави системи Al – Mg: АМг6л та АМг10. Хімічний склад сплавів наведено в таблиці 1.

Плавки проводили в лабораторній печі опору в графітошамотному тиглі. Використовували наступні шихтові матеріали: алюміній марки А99, лігатури: Al – Mg, Al – Zr, Al – Be, Al – Ti. В досліджувані сплави додатково вводили лігатуру Al – С – Ti з метою зміни параметрів їх кристалізації. В тиглі розплавляли алюміній і при температурі 690 °С вводили подвійні лігатури. Після розплавлення шихтових матеріалів та перемішування розплаву вводили лігатуру Al – Mg. Також проводили рафінування розплаву флюсом у кількості 2% від маси сплаву. Склад флюсу: 85 % карналіту (MgCl<sub>2</sub>·KCl) та 15 % фтористого кальцію. Після цього розплав розливали в металеву виливницю.

На отриманих стандартних зразках діаметром 10 мм визначали механічні властивості досліджуваних сплавів: тимчасовий опір розриву, межу плинності, відносне видовження.

Випробування механічних властивостей проводились на розривній машині TIRA – TEST за стандартними методиками.

Середні квадратичні відхилення значень механічних властивостей знаходились в межах:  $\sigma_b$  –  $\pm 20$  МПа,  $\sigma_{0.2}$  –  $\pm 10$  МПа,  $\delta$  –  $\pm 15\%$ .

Мікрорентгеноспектральний аналіз проводили з використанням растрового електронного мікроскопу РЕММА – 101А. Хімічний аналіз зразків досліджуємих сплавів проводили використовуючи метод оптичної спектроскопії випаровуючим розрядом.

Якісний та кількісний металографічний аналіз виконано на мікроскопі NEOFOT – 31. Рентгенографічне дослідження проводили в Cu – характеристичному випромінюванні застосуванням дифрактометра ДРОН– 413.

Таблиця 1

Марка сплаву	Основні компоненти, %				Максимальний вміст домішок, %	
	Mg	Be	Zr	Ti	Fe	Si
АМг6л	6,0-7,0	0,02-0,10	0,05-0,20	0,05-0,15	0,20	0,20
АМг10	9,5-10,5	0,05-0,15	0,05-0,20	0,05-0,15	0,20	0,20

### Експериментальна частина

На першому етапі досліджень встановлювали кількісний взаємозв'язок між розміром зерна алюмінієвого твердого розчину D та зміною параметрів кристалізації сплавів АМг6л та АМг10.

В якості параметрів кристалізації обрано наступні величини: 1. інтервал метастабільності для швидкості утворення зародків ( $\Delta T'$ ), °C; 2. максимальне значення швидкості росту твердої фази на початковому етапі кристалізації, що відповідає ділянці з рекалесценцією на кривій охолодження досліджуваних сплавів –  $\frac{V'}{\alpha}$ , відн. од., де  $\alpha = \frac{T'}{T}$  – темп охолодження, °C<sup>-1</sup>, T – температура; 3. швидкість утворення центрів кристалізації в момент  $\tau_{0,001}$ , де  $\tau$  – час кристалізації що відповідає ділянці з рекалесценцією на кривій охолодження, відн. од.

Дослідження проводили при постійній температурі розплаву 690 °C.

Швидкість охолодження розплаву тримали постійною  $V_{\text{охол}} = 2$  °C/c, що відповідає литтю в металеву форму. Темп охолодження  $\alpha = (0,55 \pm 0,034) \cdot 10^{-2}$  °C<sup>-1</sup>. Зміну величини параметрів кристалізації регулювали введенням в досліджувані сплави комплексу мікродомішок вуглецю та титану за допомогою лігатури AlC0,9Ti 0,8 (0,9 % C, 0,8 % Ti, мас. частка).

Для побудови кількісних залежностей між параметрами кристалізації сплавів АМг6л та АМг10 та вмістом в них лігатури AlC0,9Ti 0,8, а також між розміром зерна даних сплавів і параметрами їх кристалізації використовували експериментальні дані термічного та металографічного аналізу, а також математичну модель кристалізації металів та сплавів, яку розроблено на кафедрі металознавства та термічної обробки інженерно-фізичного факультету НТУУ “КПІ”.

За допомогою даної математичної моделі, використовуючи дані термічного аналізу, розраховували величини параметрів кристалізації досліджуваних сплавів, що змінювались в наслідок введення в сплав домішок вуглецю та титану:

$$V(\tau) = \frac{T(t) - T_{кр} + K_1 \int_{\tau_{кр}}^{\tau} [T(\xi) - T_{кр}] d\xi + K_2 \int_{\tau_{кр}}^{\tau} [T^4(\xi) - T_{кр}^4] d\xi}{T_{ме} - T_{кр} + K_2 \int_{\tau_{кр}}^{\tau_{ме}} [T(\xi) - T_{кр}] d\xi + K_2 \int_{\tau_{кр}}^{\tau_{ме}} [T^4(\xi) - T_{кр}^4] d\xi}, \quad (1)$$

$$V^1(\tau) = \frac{dV}{d\tau}, \quad (2)$$

$$n(\tau) = \frac{V^1(\tau)}{(\varphi K_v)^3 [1 - V(\tau)] \left[ \int_{\tau_{кр}}^{\tau} \Delta T(\xi) d\xi \right]^3}, \quad (3)$$

де  $V(\tau) = \frac{m(\tau)}{m_0}$  – відносна кількість твердої фази, що утворилась в процесі кристалізації за час

$\tau$ ,  $m(\tau)$  – маса твердої фази,  $m_0$  – загальна маса досліджуваного металу;  $V^1(\tau)$  – швидкість росту твердої фази в момент  $\tau$ ;  $n(\tau)$  – швидкість утворення центрів кристалізації в момент  $\tau$ ;  $T(t)$  – температура сплаву в момент часу  $t$ ;  $T_{кр} = T(\tau_{кр})$  – температура початку кристалізації, що відповідає часу  $\tau_{кр}$ ;  $T_{тв} = T(\tau_{тв})$  – температура кінця кристалізації;  $T_{кр}$  – температура навколишнього середовища;  $\tau_{кр} < \xi < \tau_{тв}$  де  $\tau_{кр}$ ,  $\tau_{тв}$  – відповідно моменти початку та кінця

кристалізації;  $K_1 = \frac{fS}{cm_0}$  та  $K_2 = \frac{\sigma\epsilon s}{cm_0}$  – де  $f$  – коефіцієнт тепловіддачі  $S$  – площа поверхні

пробовідбірника,  $c$  – питома теплоємність кристалізації,  $\epsilon$  – ступінь чорноти поверхні пробовідбірника,  $\sigma = 5,56 \cdot 10^{-8}$  Дж/м<sup>2</sup>·к<sup>4</sup> – стала Стефана-Больцмана;  $K_v$  – кінетичний коефіцієнт, що дорівнює лінійній швидкості росту кристалу при переохолодженні рідкого металу  $\Delta T$  на 1 градус, і на ділянці з рекалесценцією розраховується за емпіричним співвідношенням:

$K_v = \frac{V(\tau)}{\Delta T(\tau)}$ ;  $\phi$  – коефіцієнт, що залежить від форми зразка. Коефіцієнти  $K_1$  та  $K_2$

розраховуються за допомогою даних термічного аналізу по емпіричній формулі з використанням методу найменших квадратів:  $Y = K_1 + K_2 \cdot X$ , де

$$X = \frac{T^4(\tau) - T_{cp}^4}{T(\tau) - T_{cp}}; Y = \frac{-T^1(\tau)}{T(\tau) - T_{cp}}. \quad (4)$$

Величину параметра  $\Delta T'$  визначали безпосередньо за кривою охолодження досліджуваних сплавів, (рис. 1, а), як різницю між рівноважною температурою початку кристалізації  $T_{op}$  та температурою  $T_M$ , що відповідає часу  $\tau_M$  – моменту зупинки температурного росту на кривій охолодження. Значення температур  $T(t)$ ,  $T_{кр}$ ,  $T_{тв}$ , що входять у формули 1 та 2, для розрахунку параметрів кристалізації визначались за тією ж кривою охолодження (рис. 1, б).

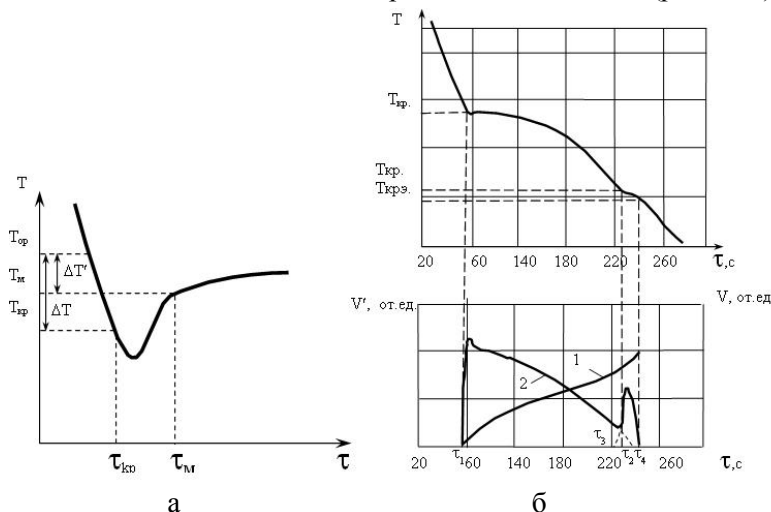


Рис. 1. Крива охолодження та параметри кристалізації досліджуваних сплавів. а – збільшений фрагмент початкової ділянки кривої охолодження; б – зміна параметрів кристалізації під час охолодження. 1 – відносна кількість твердої фази  $V(\tau)$ , 2 – швидкість росту твердої фази  $V'(\tau)$ .

З рис. 1 видно, що  $T_{кр}$  та  $\tau_1 = \tau_{кр}$  – відповідно температура та час початку кристалізації;  $T_{кр,е}$  та  $\tau_2$  – відповідно температура та час початку утворення евтектики;  $T_{тв}$  та  $\tau_{тв}$  – відповідно температура та час кінця кристалізації;  $\tau_3$  та  $\tau_4$  – екстрапольовані точки імовірного початку утворення евтектики та кінця кристалізації алюмінієвого твердого розчину.

З результатів досліджень, наведених на рис. 2, а видно, що при збільшенні вмісту лігатури AlC0,9Ti0,8 в сплаві АМгбл до 0,6 % спостерігається зменшення інтервалу метастабільності для швидкості утворення зародків в 2 рази (з 3,8 °С до 1,9 °С). При збільшенні вмісту лігатури AlC0,9Ti0,8 в сплаві АМг10 до 0,4 % спостерігається зменшення інтервалу метастабільності для швидкості утворення зародків в 1,8 рази (з 4,5 °С до 2,5 °С).

При збільшенні вмісту лігатури AlC0,9Ti0,8 в сплаві АМгбл до 0,6 % спостерігається монотонне зменшення швидкості росту твердої фази (з 2 до 1,25 відн. од.), а при збільшенні вмісту лігатури з 0,6 до 1 % відбувається зростання швидкості росту твердої фази з 1,25 до 1,4 відн. од. (рис. 2, б).

Збільшення вмісту лігатури AlC0,9Ti0,8 в сплаві АМг10 до 0,4 % впливає на зменшення швидкості росту твердої фази з 2,75 до 2,15 відн. од., а збільшення вмісту лігатури з 0,4 до 1 % впливає на зростання швидкості росту твердої фази з 2,15 до 2,6 відн. од. (рис. 2, б).

Швидкість утворення центрів кристалізації стрибкоподібно зростає (з 1,0 до 16,0 відн. од.) при збільшенні в сплаві АМгбл вмісту лігатури  $\text{AlC}_{0,9}\text{Ti}_{0,8}$  до 0,6 % і знижується з 16,0 до 13,0 відн. од. при збільшенні вмісту лігатури в сплаві з 0,6 до 1,0 % (рис. 2, в).

Швидкість утворення центрів кристалізації стрибкоподібно зростає (з 0,7 до 12,0 відн. од.) при збільшенні вмісту лігатури  $\text{AlC}_{0,9}\text{Ti}_{0,8}$  до 0,4 % і знижується з 12,0 до 5,0 відн. од. при збільшенні вмісту лігатури в сплаві з 0,4 до 1,0 % (рис. 2, в).

Залежність розміру зерна алюмінієвого твердого розчину сплавів АМгбл та АМг10 від зміни параметрів кристалізації наведено на рис. 3.

Для сплаву АМгбл встановлено, що зменшення параметрів кристалізації  $\Delta T'$  з 3,5 до 2 °С (рис. 3, а),  $V'/\alpha$  з 2,0 до 1,25 відн. од. (рис. 3, б) чи збільшення величини  $n_{0,001}$  з 1,0 до 12,0 відн. од. (рис. 3, в) впливає на зменшення розміру зерна  $D$  у 2 рази (з 167 до 83 мкм.).

Для сплаву АМг10 встановлено, що зменшення параметрів кристалізації  $\Delta T'$  з 3,5 до 2 °С (рис. 3, а),  $V'/\alpha$  з 2,4 до 2,2 відн. од. (рис. 3, б) чи збільшення величини  $n_{0,001}$  з 8,0 до 12,0 відн. од. (рис. 3, в) впливає на зменшення розміру зерна  $D$  у 1,3 рази (з 172 до 133 мкм.).

На другому етапі досліджень встановлювали кількісний взаємозв'язок між зміною параметрів кристалізації сплавів АМгбл та АМг10 та рівнем їх механічних властивостей.

Для цього використовували наступну методику. За допомогою термічного аналізу знімали криві охолодження досліджуваних сплавів при постійній швидкості охолодження, що відповідала литтю в металеву форму. При цьому в сплави, з метою зміни параметрів кристалізації, послідовно вводили лігатуру  $\text{AlC}_{0,9}\text{Ti}_{0,8}$  у кількості від 0 до 1%.

По знятим кривим охолодження встановлювали перелічені вище температурно-часові параметри  $T(t)$ ,  $T_{\text{кр}}$ ,  $\tau_{\text{кр}}$ ,  $T_{\text{ТВ}}$ ,  $\tau_{\text{ТВ}}$ ,  $T_{\text{М}}$ , що входять як вхідні параметри до математичної моделі кристалізації. За допомогою даної моделі кристалізації, на основі даних термічного аналізу, розраховували параметри кристалізації та їх вплив на структуру досліджуваних сплавів.

Для відлитих в металеву форму зразків сплаву АМг10 проводили термічну обробку за однаковим стандартним режимом і вимірювали рівень їх механічних властивостей (для зразків сплаву АМгбл термічну обробку не проводили). Таким чином встановлювали взаємозв'язок між зміною параметрів кристалізації, що були розраховані за допомогою математичної моделі, та рівнем механічних властивостей досліджуваних сплавів. Результати досліджень наведено на рис. 4.

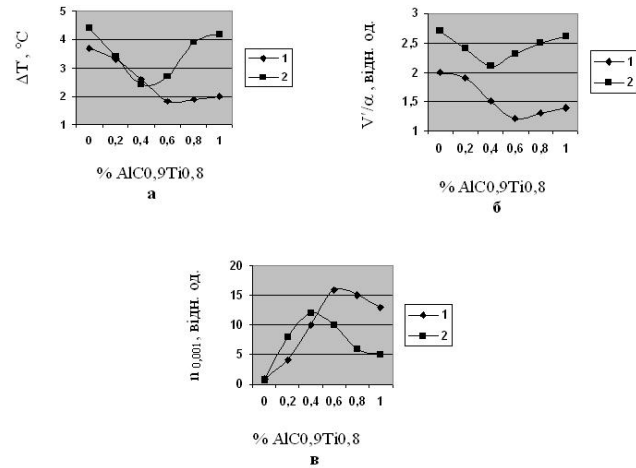


Рис. 2. Зміна інтервалу метастабільності для швидкості утворення зародків  $\Delta T'$  (а), максимального значення швидкості росту твердої фази на етапі кристалізації твердого розчину (б) та швидкості утворення центрів кристалізації в момент  $\tau_{0,001}$  (в) при введенні в сплави АМгбл та АМг10 лігатури  $\text{AlC}_{0,9}\text{Ti}_{0,8}$ . 1 – сплав АМгбл, 2 – сплав АМг10.

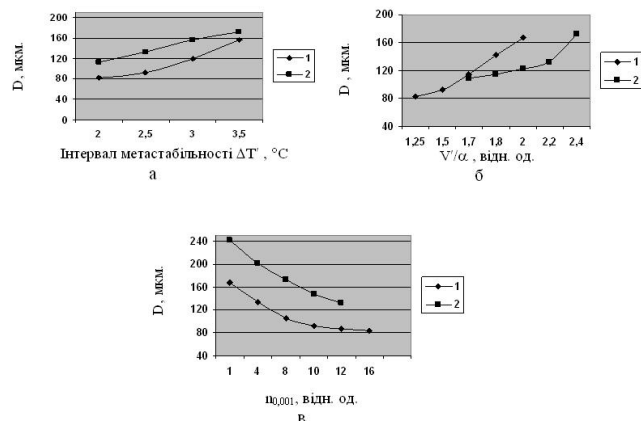


Рис. 3. Залежність розміру зерна  $D$  сплавів АМгбл та АМг10 від інтервалу метастабільності для швидкості утворення зародків  $\Delta T'$  (а), максимального значення швидкості росту твердої фази на етапі кристалізації твердого розчину  $V'/\alpha$  (б) та швидкості утворення центрів кристалізації в момент  $\tau_{0,001}$  (в). 1 – сплав АМгбл, 2 – сплав АМг10.

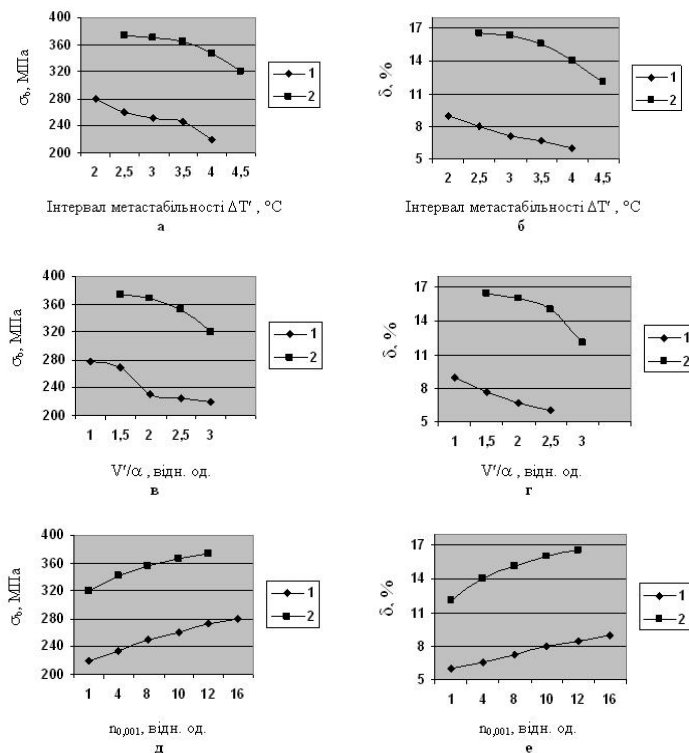


Рис. 4. Залежність рівня механічних властивостей сплавів АМг6 та АМг10 від інтервалу метастабільності для швидкості утворення зародків  $\Delta T'$  (а), максимального значення швидкості росту твердої фази на етапі кристалізації твердого розчину  $V'/\alpha$  (б) та швидкості утворення центрів кристалізації в момент  $\tau_{0,001}$  (в). 1 – сплав АМг6, 2 – сплав АМг10

до  $2^\circ\text{C}$ ,  $V'/\alpha$  з 2,4 до 2,2 відн. од. чи збільшення величини  $n_{0,001}$  з 8,0 до 12,0 відн. од. впливає на зменшення розміру зерна алюмінієвого твердого розчину у 1,3 рази.

Встановлено кількісний взаємозв'язок між зміною параметрів кристалізації сплавів АМг6 та АМг10 та рівнем їх механічних властивостей.

Показано, що впливаючі на параметри кристалізації сплаву АМг6 можливо досягти підвищення рівня тимчасового опору розриву на 60 МПа (або на 27 %) і рівня відносного видовження на 3 од. (або на 50 %). Впливаючі на параметри кристалізації сплаву АМг10, можливо досягти підвищення рівня тимчасового опору розриву на 53 МПа (або на 17 %) і рівня відносного видовження на 4,6 од. (або на 38 %).

Перспектива подальших досліджень у даному напрямку полягає в тому, що на основі встановлених взаємозв'язків між зміною параметрів кристалізації та характеристиками структури і механічних властивостей ливарних сплавів системи Al – Mg можливо використати математичну модель кристалізації та термічний аналіз як основу для експрес-аналізу якості розплаву даних сплавів під час технологічного процесу плавки.

#### Список використаних джерел

1. Золотаревский В. С., Белов Н. А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. – М.: МИСИС, 2005. – 375 с.
2. Машиностроение. Энциклопедия. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы. Т. II / Под общ. ред. И.Н. Фридляндера. – М.: Металлургия, 2001. – 880 с.
3. Постников Н.С. Коррозионностойкие алюминиевые сплавы. – М.: Металлургия, 1976. – 303 с.
4. Колобнев И. Ф. Жаропрочность литейных алюминиевых сплавов. – М. Металлургия, 1973. – 320 с.
5. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1979. – 640 с.

З даних наведених на рис. 4 видно, що впливаючі на параметри кристалізації сплаву АМг6 можливо досягти підвищення рівня тимчасового опору розриву з 220 до 280 МПа (або на 27 %) і рівня відносного видовження з 6 до 9 % (на 3 од. або на 50 %).

Впливаючі на параметри кристалізації сплаву АМг10 (рис. 4), можливо досягти підвищення рівня тимчасового опору розриву з 320 до 373 МПа (або на 17 %) і рівня відносного видовження з 12 до 16,6 % (або на 38 %).

#### Висновки.

Встановлено кількісний взаємозв'язок між розміром зерна алюмінієвого твердого розчину та зміною параметрів кристалізації сплавів АМг6 та АМг10. Для сплаву АМг6 встановлено, що зменшення параметрів кристалізації  $\Delta T'$  з 3,5 до  $2^\circ\text{C}$ ,  $V'/\alpha$  з 2,0 до 1,25 відн. од. чи збільшення величини  $n_{0,001}$  з 1,0 до 12,0 відн. од. впливає на зменшення розміру зерна алюмінієвого твердого розчину у 2 рази. Для сплаву АМг10 встановлено, що зменшення параметрів кристалізації  $\Delta T'$  з 3,5