

## *Структуроутворення і температура переходу розплаву в рівноважний стан при переплавах сталі Р6М5Л*

С. Є. Кондратюк, доктор технічних наук, професор  
О. М. Стоянова, кандидат фізико-математичних наук  
О. А. Щерецький, доктор технічних наук  
О. О. Пляхтур

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

*Показано закономірні зміни литої структури при переплавах сталі Р6М5Л залежно від фазово-структурного стану вихідного шихтового металу і температури перегріву розплаву. Встановлено, що температура переходу розплаву в рівноважний стан, що визначає температурний інтервал структурної спадковості, не є постійною і залежить від ступеня нерівноважності металу.*

**П**лавлення і кристалізація – найбільш повторювані і взаємно пов’язані процеси ливарного виробництва, які в значній мірі визначають формування структури і властивостей виливків, а також прояви спадковості в різних поколіннях обробки металу.

Закладені при кристалізації особливості структури і фазового стану вихідних шихтових матеріалів (спадкові ознаки) зберігаються при наступних переплавах і формуванні структури і властивостей литих виробів [1, 2]. Вплив вихідних шихтових матеріалів і умов переплаву на властивості сталей пов’язаний з тим, що стан рідкої фази при цьому не є рівноважним. Розплав у процесі плавки, у передкристалізаційний період і під час кристалізації знаходиться у стані різного ступеня нерівноважності, зумовленої зокрема і проявами спадковості металу шихти. Нерівноважний стан є досить стійким і характеристики системи “шихта – розплав – виливок” змінюються значно повільніше порівняно із зміною зовнішніх умов. Структурні перебудови в розплавах металів відбуваються за умови перегріву їх вище певної температури переходу в рівноважний стан ( $T_p$ ) мікронеоднорідного розплаву. Її визначають за аномаліями на кривих структурно-чутливих характеристик розплавів (в’язкість, щільність, електропровідність тощо) залежно від температури [3]. Нижче цієї температури в розплаві зберігаються спадкові властивості шихти, вище – спадковість втрачається [1, 3, 4]. Оскільки на сьогодні немає єдиної загальноприйнятої теорії рідкого стану металевих систем і кожен конкретний стан розплаву характеризує своя температура переходу в рівноважний стан мікронеоднорідного розплаву, то питання щодо зв’язку її із ступенем рівноважності розплаву і структурними особливостями шихтового металу залишаються остаточно не визначеними.

Зважаючи на це досліджено вплив литої структури шихтових заготовок сталі Р6М5Л різної дисперсності і ступеня рівноважності, а також кількості переплавів і температури перегріву розплаву над ліквідусом на процеси кристалізації,

структурування і температуру переходу в рівноважний стан розплаву з використанням методів металографії і диференційної скануючої калориметрії (ДСК).

Досліджували зразки сталі зі структурою різного ступеня нерівноважності, закладеної за різних умов тепловідбору при їх кристалізації ( $V_{ox} = 2 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ ,  $350 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ ,  $700 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ ). Для цього розплави сталі індукційної плавки розливали у ливарні форми з різною тепловідбірною здатністю відповідно піщано-глинисті, мідні водоохолоджувані, а також за технологією струменевого формування [5].

Металографічно встановлено, що вихідні структури сталі Р6М5Л суттєво відрізняються за дисперсністю і морфологією залежно від температурно-часових умов охолодження розплаву при кристалізації (рис. 1).

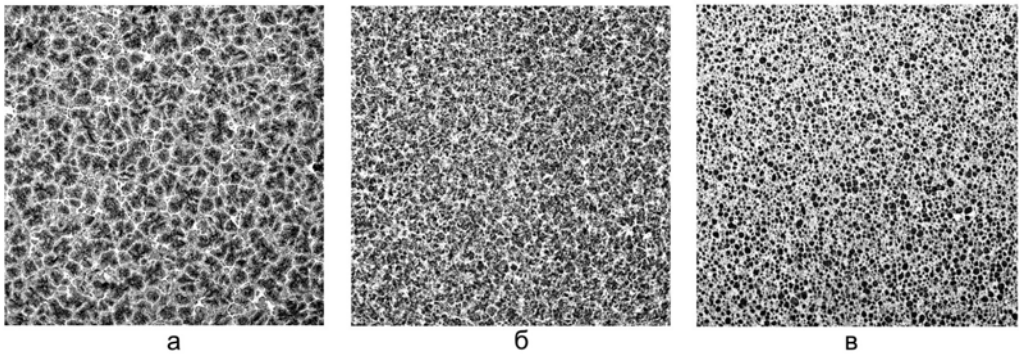


Рис. 1. Вихідні структури сталей залежно від температурно-часових умов кристалізації. а –  $V_{ox} = 2 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ , б –  $V_{ox} = 350 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ , в –  $V_{ox} = 700 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ .  $\times 100$ .

Так, розмір зерна литої структури сталі при литті в піщано-глинисту форму знаходиться в межах 5 – 6 номерів згідно ГОСТ 5639-82. При литті в мідний водоохолоджуваний кокіль розмір зерна в межах 7 – 8 номера, а при струменевому формуванні – в межах 9 – 10 номерів. Це свідчить про те, що при кристалізації сталі залежно від умов тепловідбору закладено певний ступінь нерівноважності і дисперсності литої структури. Це підтверджується також зменшенням кількості, розмірів і зміною морфології ледебуритної фази при підвищенні інтенсивності тепловідбору під час кристалізації сталі (рис. 2). Перехід від нерівноважного стану до рівноважного з втратою ознак структурної спадковості може бути реалізований нагрівом розплаву до певної температури ( $T_p$ ). Нами встановлено, що при підвищенні температури розплаву при перепадах сталі в інтервалі  $1460 - 1620 \text{ }^\circ\text{C}$  розмір зерна вихідних структур, що сформувались за різних умов тепловідбору під час кристалізації, зростає (рис. 3). Закономірні зміни дисперсності литої структури сталі різного ступеня нерівноважності показують, що критична температура переходу в рівноважний стан мікронеоднорідного розплаву не є постійною величиною і підвищується відповідно закладеної нерівноважності і дисперсності вихідної литої структури. Про це свідчать також криві зміни розміру зерна при підвищенні температури розплаву (рис. 4). Для швидкоохолоджених при кристалізації зразків сталі інтенсивне зростання розміру зерна починається при перегріві розплаву вище температури  $1500 \text{ }^\circ\text{C}$ , для зразків нормального охолодження ( $V_{ox} = 2 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ ) зерно помітно збільшується за всіх досліджуваних температур перегріву розплаву над ліквідусом. Таким чином підвищення температури розплаву при перепадах шихтового металу певного ступеня нерівноважності усуває його вихідну спадкову структуру і переводить його у більш рівноважний стан.

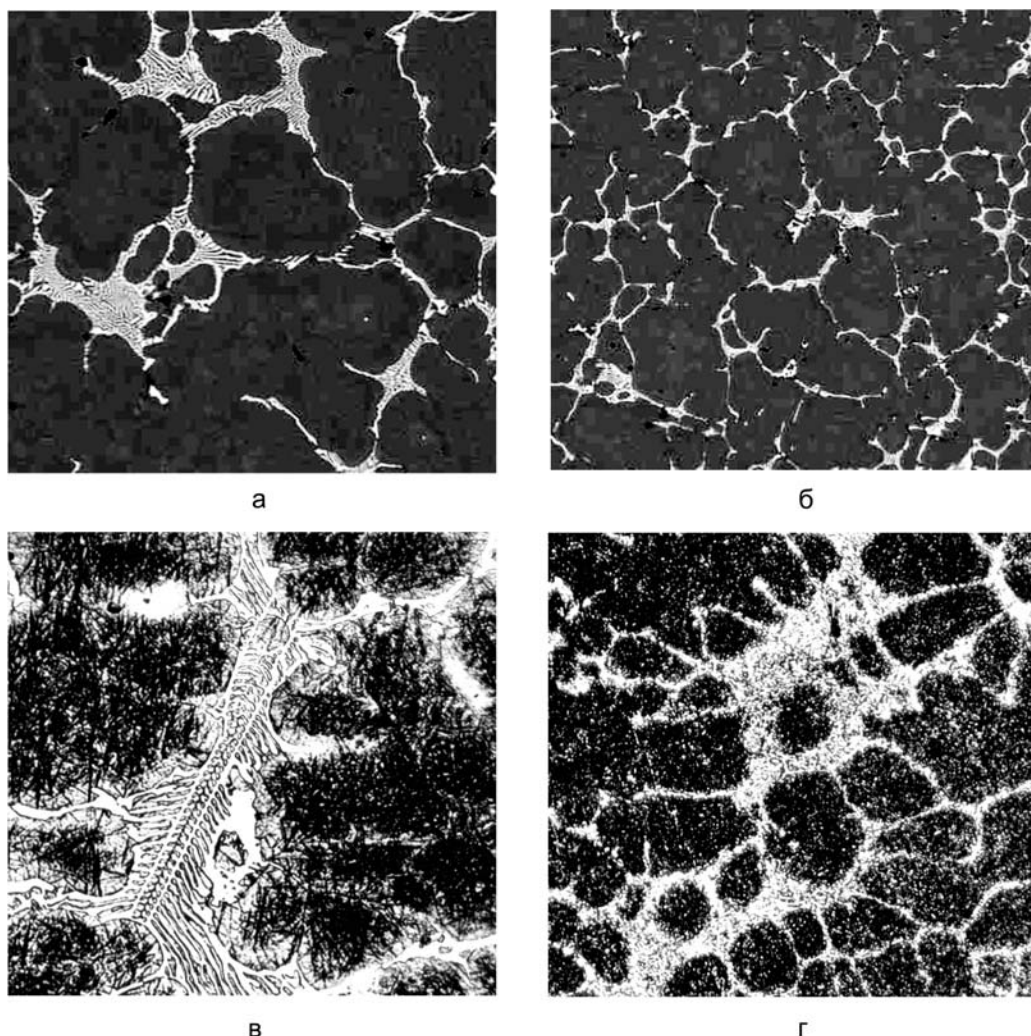


Рис. 2. Дисперсність та морфологія ледебуритної фази залежно від умов кристалізації сталі Р6М5Л. а, в –  $V_{ox} = 2 \text{ }^\circ\text{C/s}$ , б, г –  $V_{ox} = 350 \text{ }^\circ\text{C/s}$ . а, б –  $\times 200$ ; в, г –  $\times 500$ .

Для дослідження впливу нерівноважності і закладених в литій сталі металогенетичних ознак на прояви структурної спадковості і температуру переходу в рівноважний стан мікронеоднорідного розплаву при перегрівках застосовано метод диференційної скануючої калориметрії. Для отримання кількісних характеристик теплових ефектів фазово-структурних перетворень при двох циклах нагрівання і охолодження сталі в інтервалі температур від  $20 \text{ }^\circ\text{C}$  до  $1700 \text{ }^\circ\text{C}$  використовували аналізатор STA449F1 фірми NETZSCH.

Застосування цього методу дозволило встановити наступні закономірності (рис. 5). Показано, що з підвищенням, закладеної при кристалізації, нерівноважності вихідного металу шихти температура початку кристалізації ( $T_{пк}$ ) після першого переплаву дещо знижується – в межах  $3 - 5 \text{ }^\circ\text{C}$  відповідно (таблиця). Другий переплаву зумовлює одержання більш рівноважного металу і закономірне підвищення (на  $6 - 8 \text{ }^\circ\text{C}$ ) температури початку кристалізації для всіх варіантів вихідного структурного стану шихти.

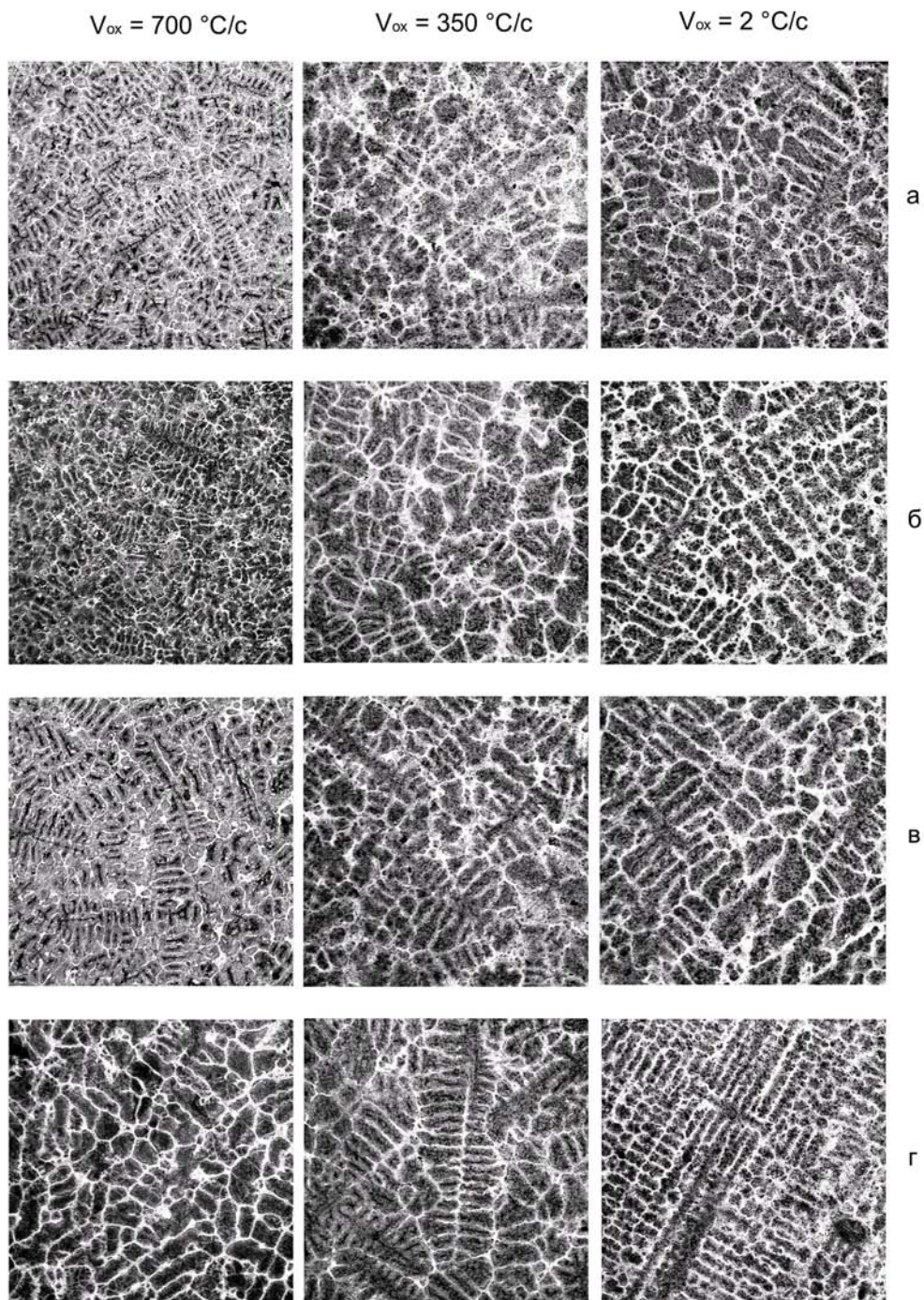


Рис. 3. Трансформація структури сталі Р6М5Л при переплавах з різною температурою перегріву розплаву. а – 1460 °С, б – 1500 °С, в – 1540 °С, г – 1620 °С. х 100.

Показники температури солідусу також змінюються при першому і другому переплавах залежно від умов кристалізації вихідної шихти, знижуючись відповідно ступеню рівноважності металу.

Показовим щодо рівноважності сталі з різною вихідною структурою є також зміна інтервалу кристалізації. Максимальний інтервал температур твердо-рідкого стану характеризує більш рівноважну структуру шихтової заготовки ( $V_{ox} = 2 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ ) і дорівнює після першого переплаву  $234 \text{ }^\circ\text{C}$ , а після другого  $242 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Мінімальні значення інтервалу кристалізації відповідають вихідним швидкоохолодженим структурам ( $V_{ox} = 350 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ ,  $V_{ox} = 700 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ ).

Найбільш цікаві результати щодо ступеня нерівноважності мікронеоднорідних розплавів сталі з різною вихідною структурою одержані за умов перегріву розплаву до  $1700 \text{ }^\circ\text{C}$ . Так, наряду з тепловими ефектами твердофазних перетворень і плавлення спостерігається чіткі перегини на кривих нагріву ДСК при підвищенні перегріву розплаву (рис. 6, криві 1). Так, при першому переплаві зразків одержаних за умов охолодження  $V_{ox} = 2 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$  при кристалізації цей перегин спостерігається при температурі  $1475 - 1480 \text{ }^\circ\text{C}$ , для зразків швидкоохолодженої сталі з більш нерівноважними вихідними структурами ( $V_{ox} = 350 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$  і  $V_{ox} = 700 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ ) такі перегини на кривих нагріву відповідають температурам  $1570 - 1580 \text{ }^\circ\text{C}$  та  $1590 - 1600 \text{ }^\circ\text{C}$ . Наявність таких стрибкоподібних змін теплоємності пояснюється існуванням різних температур переходу в рівноважний стан розплаву ( $T_p$ ) і втраті ознак структурної спадковості, підтвердженої нами металографічно. Важливим висновком щодо цих результатів є те, що температура  $T_p$  розплаву за реальних умов не є постійною і залежить не тільки від хімічного складу сталі, але й від її вихідного фазово-структурного стану (ступеня нерівноважності) зумовленого умовами кристалізації вихідного шихтового металу. З підвищенням ступеня нерівноважності розплаву вказана температура  $T_p$  закономірно підвищується. Підтвердженням цього є також відсутність такого перегину на кривих ДСК зразків сталі меншої нерівноважності при повторному перепаві (рис. 6 а, б, криві 2) та збереження його для зразків швидкоохолодженої

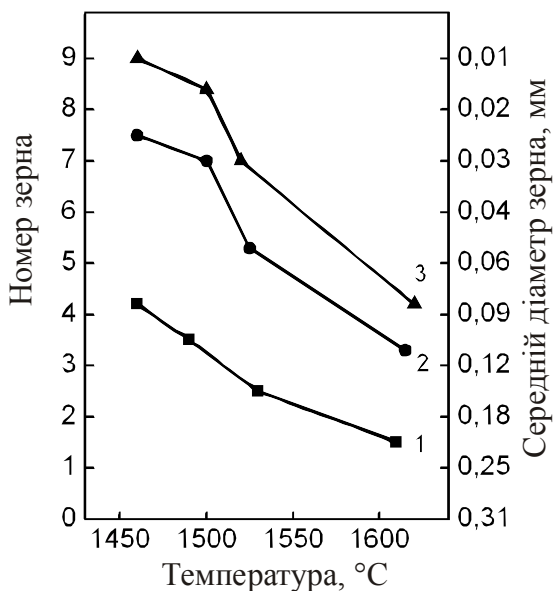


Рис. 4. Характеристики зеренної структури сталі Р6М5Л залежно від температури розплаву при переплавах і умов кристалізації вихідної шихти. Крива 1 –  $V_{ox} = 2 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ , 2 –  $V_{ox} = 350 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ , 3 –  $V_{ox} = 700 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ .

Температурні характеристики при переплавах сталі Р6М5Л з різною вихідною структурою шихти

Характеристика	$V_{ox}$ при кристалізації шихти, $^\circ\text{C}/\text{c}$		
	2	350	700
$T_l, \text{ }^\circ\text{C}$	<u>1458</u>	<u>1455</u>	<u>1453</u>
	1464	1463	1461
$T_s, \text{ }^\circ\text{C}$	<u>1224</u>	<u>1231</u>	<u>1234</u>
	1222	1228	1230
Інтервал кристалізації, $^\circ\text{C}$	<u>234</u>	<u>224</u>	<u>219</u>
	242	235	231

Примітка: над рискою – після одного переплаву, під рискою – після двох переплавів

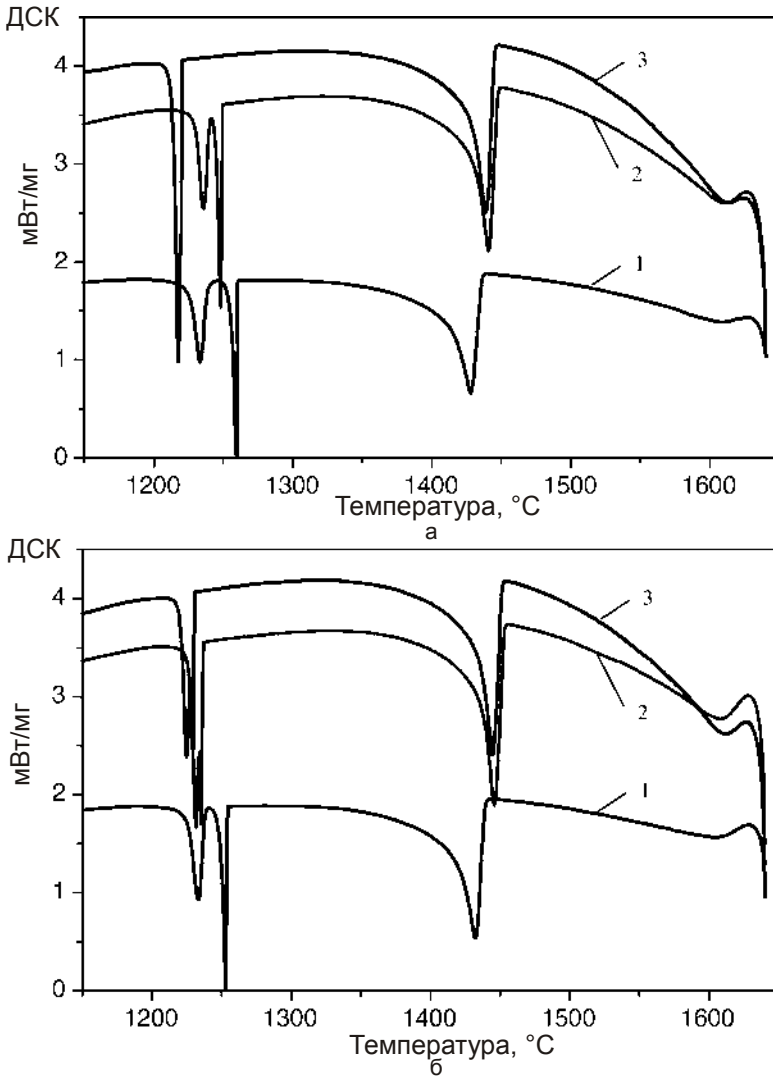


Рис. 5. Криві ДСК першого (а) і другого (б) циклів охолодження при переплавах шихтових заготовок сталі Р6М5Л, що кристалізувались за різних умов охолодження. Крива 1 –  $V_{ox} = 2 \text{ }^\circ\text{C/s}$ , 2 –  $V_{ox} = 350 \text{ }^\circ\text{C/s}$ , 3 –  $V_{ox} = 700 \text{ }^\circ\text{C/s}$ .

( $V_{ox} = 700 \text{ }^\circ\text{C/s}$ ) сталі, але вже при температурі  $1525 \text{ }^\circ\text{C}$  (рис. 6 в, крива 2). Встановлені закономірності узгоджуються з описаними вище змінами характеристик структури сталі.

Таким чином встановлено, що закладені при кристалізації структурні особливості і нерівноважність шихтового металу зумовлюють відповідну мікронеоднорідність і спадковість розплаву у певному інтервалі температур перегріву над ліквідусом при переплавах. Температура переходу в рівноважний стан такого мікронеоднорідного розплаву визначає інтервал збереження в ньому, закладеної в шихті структурної спадковості і залежить від ступеня нерівноважності вихідного металу. Саме вона зумовлює формування певної литої структури при наступній після переплаву кристалізації і відповідний рівень фізико-механічних властивостей сталі.

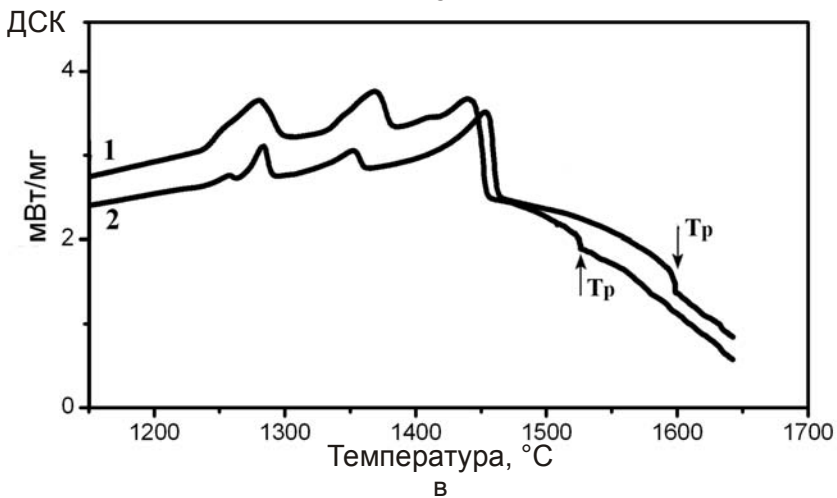
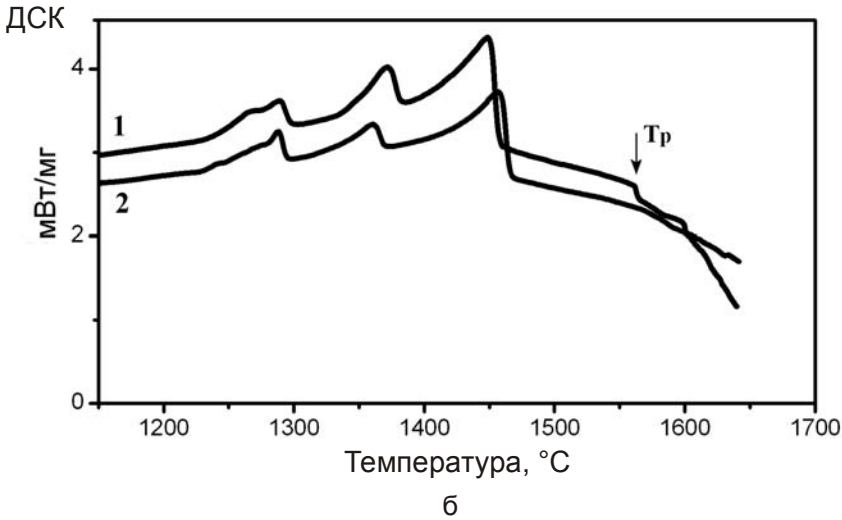
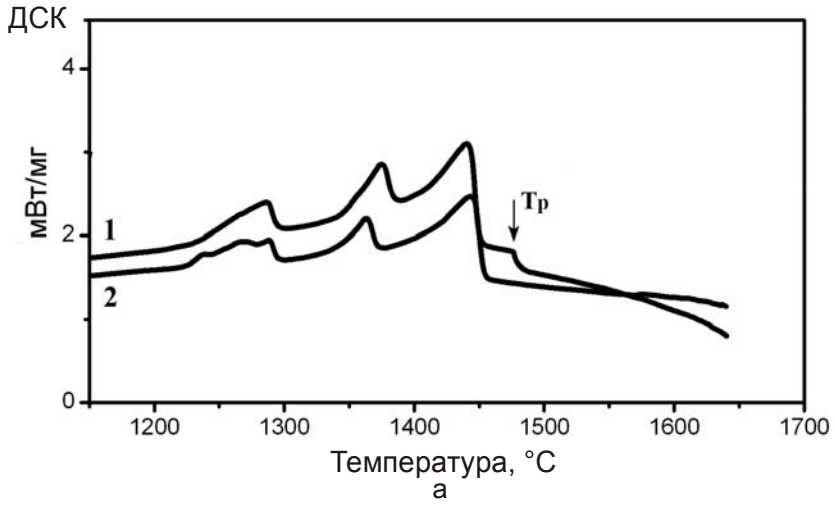


Рис. 6. Криві ДСК двох циклів нагрівання при переплавах сталі Р6М5Л для шихтових зразків, що кристалізувались за різних умов охолодження. а –  $V_{ox} = 2 \text{ } ^\circ\text{C/s}$ , б –  $V_{ox} = 350 \text{ } ^\circ\text{C/s}$ , в –  $V_{ox} = 700 \text{ } ^\circ\text{C/s}$ . Крива 1 – перший переплав, 2 – другий переплав.

### Література

1. Никитин В.И., Никитин К.В. Наследственность в литых сплавах. – М.: Машиностроение, 2005. – 476 с.
2. Кондратюк С.Є. Структуроутворення, спадковість і властивості литої сталі. – Київ: Наук. думка, 2010. – 175 с.
3. Баум Б.А., Тягунов Г.В., Барышев Е.Е. Фундаментальные исследования физико-химии металлургических расплавов. – М.: ИКЦ Академкнига, 2002. – С. 214 – 228.
4. Скребцов А.М. Температура полного распада кластеров металлического расплава. // Изв. вузов. Черн. металлургия. – 2009. – № 2. – С. 28 – 32.
5. Лакенихт Ф., Шарф Г., Зебровски Д. Струйное компактирование – перспективный процесс производства сталей и сплавов повышенного качества. // Металлург. – 2010. – № 10. – С. 36 – 43.

Одержано 04.01.2012

**С. Е. Кондратюк, Е. Н. Стоянова, А. А. Щерецкий, А. А. Пляхтур**

### **Структурообразование и температура равновесности расплава при переплавах стали Р6М5Л**

#### **Резюме**

Показаны закономерные изменения литой структуры при переплавах стали Р6М5Л в зависимости от фазово-структурного состояния исходного шихтового металла и температуры перегрева расплава. Установлено, что температура равновесности расплава, которая определяет температурный интервал структурной наследственности, не является постоянной и зависит от степени неравновесности металла.

**S. Ye. Kondratyuk, Ye. N. Stoyanova, O. A. Scheretsky, A. A. Plyakhtur**

### **Structure formation and temperature of the equilibrium of the melt during remelting P6M5L steel**

#### **Summary**

Regular changes in the structure of P6M5L cast steel at remelting depending on the phase-structural state of the initial charge metal and overheating of the melt is shown. It is established that the temperature of the melt in equilibrium, which determine the temperature range of structural heredity is not constant and depends on the degree of disequilibrium of the metal.