

## Спадковість і рівноважність структури сталі Р6М5Л при перепадах

С. Є. Кондратюк, доктор технічних наук, професор  
О. О. Пляхтур, В. І. Ничипоренко\*

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ  
\*Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України, Київ

*На прикладі сталі Р6М5Л показано взаємозв'язок твердого і рідкого станів литої сталі при перепадах у зв'язку з особливостями структури шихти, перегріву розплаву і кількості перепадів.*

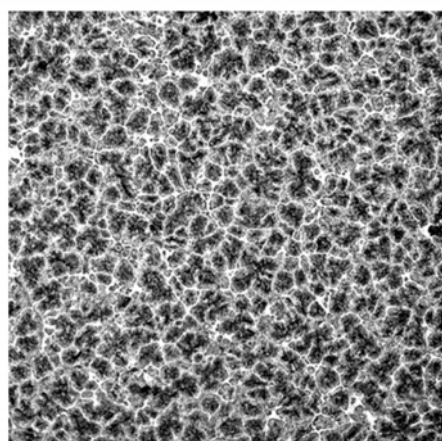
Прояви металургійної і структурної спадковості сталей зумовлені певними особливостями структури і нерівноважністю вихідних шихтових матеріалів при перепадах [1, 2]. Оскільки в процесах плавлення і кристалізації існує зв'язок твердого і рідкого станів, кожний з яких несе в собі певні спадкові ознаки іншого [3, 4], то для забезпечення потрібних фізико-механічних властивостей виливків набувають суттєвого значення не лише фазово-структурні характеристики металу, але й ступінь нерівноважності і підготовленості вихідного шихтового металу.

Виходячи з цього досліджено вплив вихідної литої структури сталі Р6М5Л різної дисперсності і ступіня рівноважності при перепаді сталі у зв'язку з температурою перегріву розплаву над ліквідусом на процеси кристалізації, структуроутворення і перехід сталі у рівноважний стан з використанням методів металографії, диференційного термічного аналізу (ДТА). Досліджували зразки сталі зі структурою різного ступіня нерівноважності, що формувалась за різних умов тепловідбору при їх кристалізації за умов охолодження зі швидкістю  $V_{\text{ох}} = 2 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ ,  $350 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$  і  $700 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ . Для цього розплави сталі розливали у ливарні форми з різною тепловідбірною здатністю: у пісчано-глинисті, мідні водоохолоджувані, а також за умов струменевого формування [5].

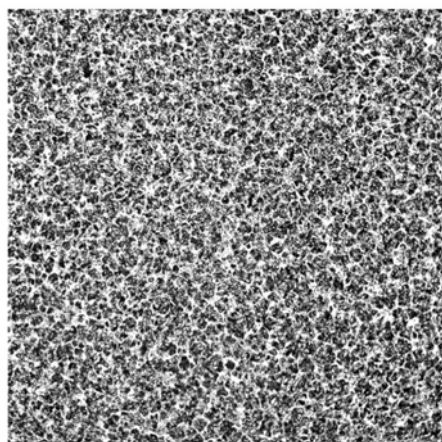
Металографічним аналізом встановлено, що структури сталі Р6М5Л суттєво відрізняються за дисперсністю і морфологією залежно від умов охолодження при кристалізації (рис. 1). Так, розмір зерна литої сталі при кристалізації у пісчано-глинистій формі знаходиться в межах 5 – 6 номерів згідно ГОСТ 5639-82, при литті у мідній водоохолоджуваній кокіль – в межах 7 – 8 номерів, а при струменевому формуванні – в межах 9 – 10 номерів. Тобто, залежно від умов тепловідбору при кристалізації і структуроутворенні закладено певний ступінь нерівноважності і дисперсності вихідних структур сталі.

Наступні перепади з підготовленою таким чином структурою і кристалізацією за однакових умов охолодження ( $V_{\text{ох}} = 40 \text{ }^\circ\text{C}/\text{хв}$ ) спричиняють закономірні зміни дисперсності зерна, але зі збереженням спадкового впливу вихідних структур шихтового металу (табл. 1).

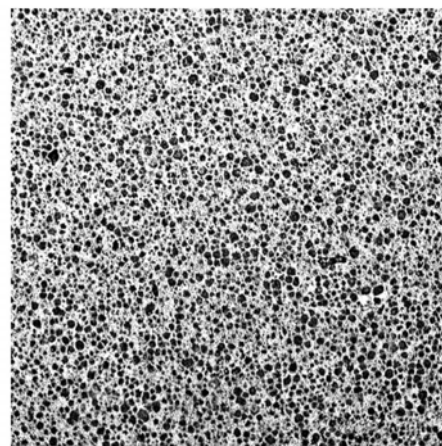
Металографічно підтверджено, що в межах експерименту критичною температурою розупорядкування мікронеоднорідного розплаву сталі ( $T_p$ ) є  $1500 \text{ }^\circ\text{C}$ . Розмір зерна кристалітів за умов перепаду в інтервалі температур  $1460 - 1500 \text{ }^\circ\text{C}$



а



б



в

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

змінюється незначно в межах 9 – 8 номерів для швидкоохолодженої шихти. Тобто закладена дисперсність вихідної структури успадковується при переплаві в інтервалі докритичних температур нагріву розплаву. Підвищення ж температури розплаву вище вказаної  $T_r$  зумовлює докорінну перебудову розплаву, перехід його в більш рівноважний стан і втрату у певній мірі спадкових ознак вихідного шихтового металу. Збільшення розміру зерна в інтервалі температур перегріву  $1540 - 1620 \text{ }^\circ\text{C}$  відбувається значно активніше – від номерів 5 – 7 до 3 – 4. Переплав шихти нормального охолодження ( $V_{\text{ox}} = 2 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ ) у всьому досліджуваному інтервалі температур перегріву супроводжується монотонним збільшенням розміру зерна від 4 до 1 номеру. Встановлені закономірності трансформації вихідних структур сталі залежно від температури перегріву розплаву підтверджуються також відповідними змінами дисперсності дендритної будови сталі.

Результати металографічних досліджень узгоджуються з результатами випробувань, одержаних методом ДТА на термоаналізаторі ВДТА-3М в атмосфері гелію на зразках 2,0 – 2,5 г при швидкості нагріву  $1,5 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$  і наступній кристалізації їх в однакових умовах тепловідбору (рис. 2).

Наведені на рис. 2 криві охолодження свідчать про закономірні зміни інтервалів кристалізації і температур твердофазних перетворень сталі Р6М5Л в сторону підвищення температур для більш рівноважних станів і вихідних структур сталі і в сторону зниження для нерівноважних структур шихтових заготовок і розплавів. Таким чином закладені структурні особливості шихтового металу зумовлюють відповідну мікронеоднорідність і спадковість розплаву у певному інтервалі температур перегріву його над ліквідусом при переплавах. Температура рівноваги такого розплаву визначає інтервал збереження закладеної у шихті спадковості і залежить від ступіня нерівноважності вихідного металу.

За режимів же багатократного переплавлення без перегріву розплаву вище  $T_r$  і нормального охолодження при кристалізації значення теплових ефектів для нормально-охолодженої шихти ( $V_{\text{ox}} = 2 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ ) з кожним

Таблиця 1  
Розмір зерна сталі Р6М5Л залежно від температури перегріву розплаву при переплавах

Умови кристалізації шихти	Температура розплаву при переплаві, °С			
	1460	1500	1540	1620
	Розмір зерна, номер			
$V_{ox} = 2 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$	4	3	2	1
$V_{ox} = 350 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$	8	7	5	3
$V_{ox} = 700 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$	9	8	7	4

циклом знаходиться приблизно на одному рівні, а для швидкоохолоджених шихтових зразків – закономірно зменшуються (рис. 3). Це свідчить про наближення швидкоохолоджених нерівноважних структур з кожним наступним переплавом до більш рівноважного стану.

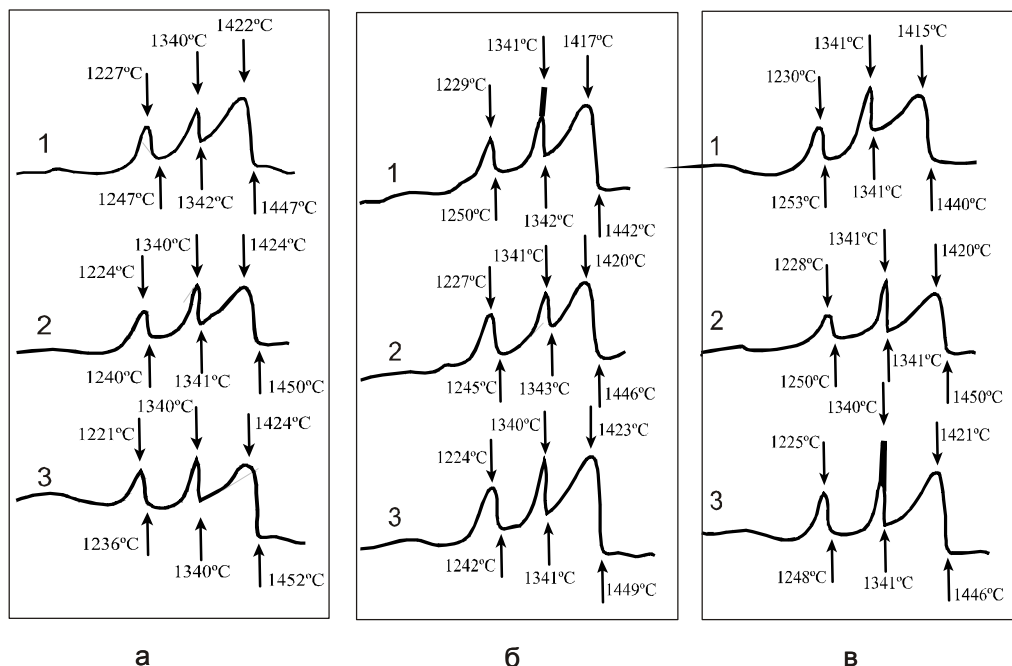


Рис. 2. Криві охолодження ДТА при переплавах сталі Р6М5Л з вихідною структурою, що сформувалась за різних умов кристалізації. а –  $V_{ox} = 2 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$ , б –  $V_{ox} = 350 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$ , в –  $V_{ox} = 700 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$ . 1 – температура розплаву 1460 °С, 2 – 1540 °С, 3 – 1620 °С.

Підвищення ступіня нерівноважності ( $V_{ox}$ ) шихти зумовлює також відповідне зниження значень температури ліквідусу ( $T_{л}$ ) при першому перепаві від 1457 °С до 1452 °С, при другому – від 1462 °С до 1454 °С, при третьому – відповідно від 1465 °С до 1456 °С. Залежно від кількості переплавів значення  $T_{л}$  закономірно підвищуються і досягають максимального значення після трьох переплавів. Так, для сталі нормального охолодження ( $V_{ox} = 2 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$ ) після одного, двох і трьох переплавів  $T_{л}$  змінюється від 1457 °С до 1462 °С і 1465 °С, відповідно. Для швидкості охолодження  $V_{ox} = 350 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$  вона з кожним перепавом підвищується від 1455 °С до 1458 °С і 1463 °С, а при швидкості охолодження  $V_{ox} = 700 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$  відповідно від 1452 °С до 1454 °С і 1456 °С.

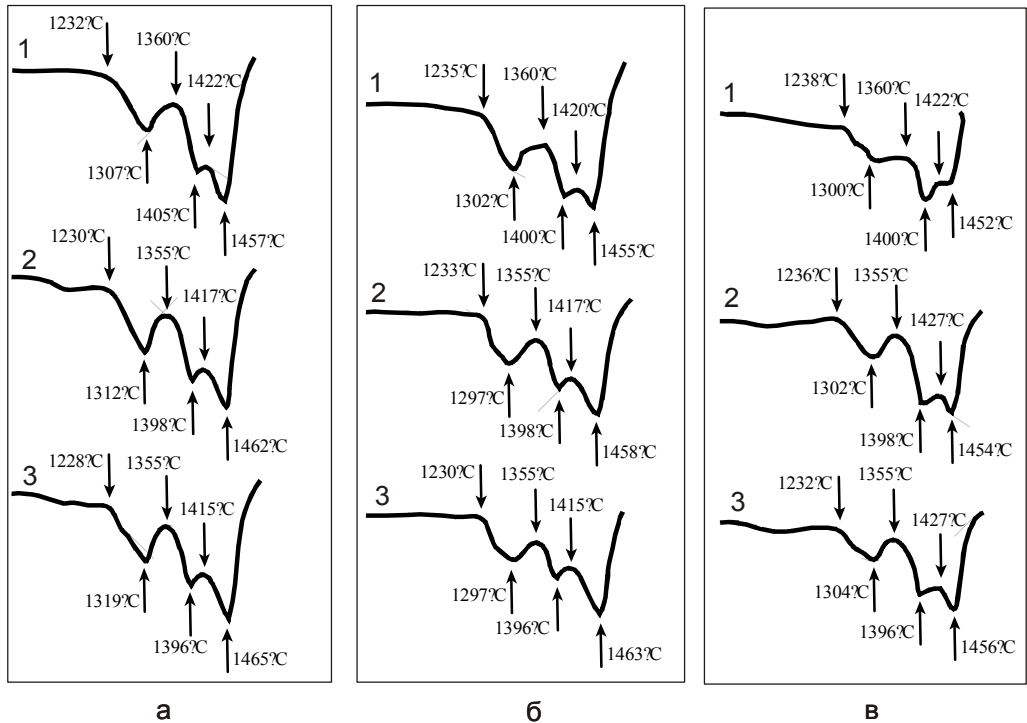


Рис. 3. Криві нагрівання ДТА при переплавах сталі Р6М5Л з вихідною структурою, що сформувалась за різних умов кристалізації. а –  $V_{ox} = 2 \text{ }^\circ\text{C/c}$ , б –  $V_{ox} = 350 \text{ }^\circ\text{C/c}$ , в –  $V_{ox} = 700 \text{ }^\circ\text{C/c}$ . 1 – один переплав, 2 – два переплави, 3 – три переплави.

Температура солідусу ( $T_c$ ) за цих же умов експерименту навпаки, відповідно зростанню інтенсивності тепловідбору при кристалізації шихтового металу, дещо підвищується. Так, в межах зміни  $V_{ox}$  від 2 до 700  $^\circ\text{C}$   $T_c$  змінюється від 1232  $^\circ\text{C}$  до 1238  $^\circ\text{C}$  (один переплав), від 1230  $^\circ\text{C}$  до 1236  $^\circ\text{C}$  (два переплави) і від 1228  $^\circ\text{C}$  до 1232  $^\circ\text{C}$  (три переплави). Кожен наступний переплав зумовлює також закономірне зниження цієї характеристики для всіх досліджуваних варіантів рівноважності вихідної шихтової сталі.

Викладене пояснюється з позицій суттєвого підвищення легованості твердого розчину швидкоохолодженої сталі шихтових заготовок вуглецем і карбідоутворюючими елементами та відповідними відмінностями розташування області твердо-рідкого стану нерівноважної (реальної для умов експерименту) діаграми стану відносно координат рівноважної [6, 7]. Це підтверджується також експериментально встановленими змінами

Таблиця 2

Вплив кількості переплавів і швидкості охолодження вихідної шихти на температурний інтервал твердо-рідкого стану сталі Р6М5Л за результатами ДТА

$V_{ox}, \text{ }^\circ\text{C/c}$	Інтервал твердо-рідкого стану, $^\circ\text{C}$		
	1 переплав	2 переплави	3 переплави
2	225	220	214
350	232	225	218
700	237	233	224

Примітка: температура нагріву розплаву при переплавах 1460  $^\circ\text{C}$

ширини інтервалу кристалізації сталі при переплавах залежно від умов кристалізації вихідної шихти і кількості переплавів (табл. 2). Зразки сталі з більш нерівноважною структурою характеризуються меншим інтервалом кристалізації. Більш рівноважні структури (вихідні і після трьох переплавів) характеризує закономірне розширення інтервалу двофазної області при кристалізації.

Таким чином за результатами диференційного термічного аналізу і металографічних досліджень показано відмінності рівноважності і структурних змін в сталі з різною вихідною структурою при реалізації циклів нагрівання і охолодження при переплавах і температур перегріву розплаву, що вказує на різний ступінь рівноважності сталі, успадкованої при переплавах і наступній кристалізації. Встановлено, що температура рівноважності мікронеоднорідного розплаву  $T_r$  визначає збереження елементів спадковості при плавленні і кристалізації сталей.

### Література

1. Кондратюк С.Є. Структуроутворення, спадковість і властивості литої сталі. – Київ: Наук. думка, 2010. – 175 с.
2. Никитин В.И., Никитин К.В. Наследственность в литых сплавах. – М.: Машиностроение, 2005. – 476 с.
3. Баум Б.А., Хасин Г.А., Тягунов Г.В. Жидкая сталь. – М.: Металлургия, 1984. – 208 с.
4. Скребцов А.М. Затвердевание и свойства литейных сплавов. – Мариуполь: ПГТУ, 2004. – 202 с.
5. Лакенихт Ф., Шарф Г., Зебровски Д. Струйное компактирование – перспективный процесс производства сталей и сплавов повышенного качества. // Металлург. – 2010. – № 10. – С. 36 – 43.
6. Гуляев Б.Б. Физико-химические основы синтеза сплавов. – М.: МГУ, 1980. – 192 с.
7. Швач Е.Н. Изучение фазовых превращений в углеродистой стали при непрерывном охлаждении // Оптимизация металлургических процессов. – 1970. – №4. – С. 116 – 122.

Одержано 25.07.2012

**С. Е. Кондратюк, А. А. Пляхтур, В. И. Ничипоренко**

### **Наследственность и равновесность структуры стали P6M5Л при переплавах**

#### **Резюме**

На примере стали P6M5Л показана взаимосвязь твердого и жидкого состояний литой стали при переплавах в связи с особенностями структуры шихты, перегрева расплава и количества переплавов.

**S. Ye. Kondratyuk, A. A. Plyakhtur, V. I. Nichiporenko**

### **Heredity and equilibrium of the melt structure during remelting P6M5Л steel**

#### **Summary**

On the example of steel P6M5Л the relationship between solid and liquid states of cast steel at remelting due to the specific structure of the charge, overheating of the melt and number of remeltings is shown.