

Структурна спадковість сталей у зв'язку з нерівноважністю і структурною спадковістю шихтових матеріалів

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

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

На прикладі сталей Р6М5Л та 45Л показано закономірну трансформацію литих структур і тонкої кристалічної будови при переплавах у зв'язку з проявами спадковості вихідних шихтових заготовок.

За даними літератури і результатами наших досліджень [1 – 3] відомо, що певна неоднорідність і нерівноважність фазово-структурного стану вихідного шихтового металу зберігаються при переплавах за невеликих перегрівів розплаву над ліквідусом, зумовлюючи прояви металургійної і структурної спадковості. Тривалість збереження нерівноважності і спадкових ознак при цьому, перевищує тривалість знаходження металу у рідкому стані при здійсненні технологічних операцій лиття. Дослідження ж щодо впливу кратності переплавів сталей практично відсутні. З огляду на зростаючі обсяги використання вторинної сировини у ливарному виробництві, зокрема легованих і інструментальних сталей у замкненому технологічному циклі, дослідження в цьому напрямку є актуальними і практично доцільними.

Виходячи з цього на прикладі сталей Р6М5Л і 45Л досліджено вплив одноразового, дво- і триразового переплавів за нормальних температур перегріву розплаву над ліквідусом на трансформацію литої структури вихідного шихтового металу.

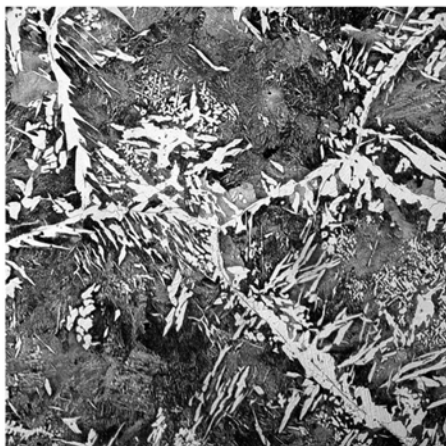
Для формування певних вихідних структур шихтових заготовок розплави досліджуваних сталей тверднули за умов регламентованого тепловідбору, що забезпечувало середню швидкість охолодження під час кристалізації (V_{ox}) 2 °С/с, 350 °С/с і 700 °С/с.

Наступне переплавлення підготовлених таким чином заготовок здійснювали за нормальних температур перегріву розплаву над ліквідусом – 1460 °С (сталь Р6М5Л) і 1520 °С (сталь 45Л). Для сталі Р6М5Л температура ліквідусу $T_{\text{л}} = 1430$ °С, для сталі 45Л $T_{\text{л}} = 1490$ °С.

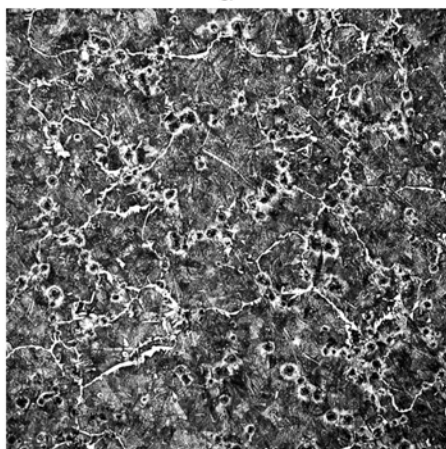
Металографічно встановлено, що вихідні структури досліджуваних сталей суттєво відрізняються за дисперсністю і морфологією залежно від температурно-часових умов кристалізації (рис. 1).

Так, розмір зерна литої структури сталі Р6М5Л при литті в піщано-глинисту форму ($V_{\text{ox}} = 2$ °С/с) знаходиться в межах 5 – 6 номерів згідно ГОСТ 5639-82, при литті у мідний водоохолоджуваний кокіль ($V_{\text{ox}} = 350$ °С/с) розмір зерна в межах 7 – 8 номерів, при струменевому формуванні [4] ($V_{\text{ox}} = 700$ °С/с) – в межах 9 – 10 номерів.

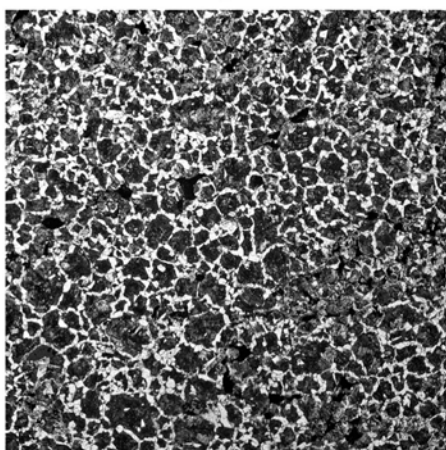
Сталь 45Л



а

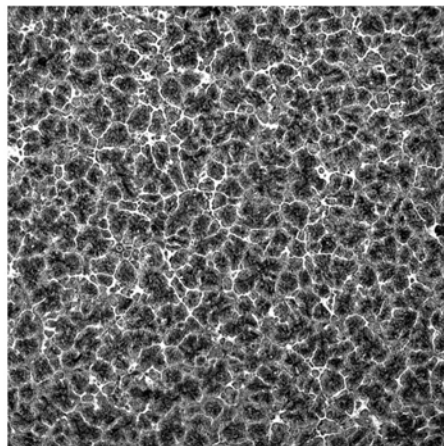


б

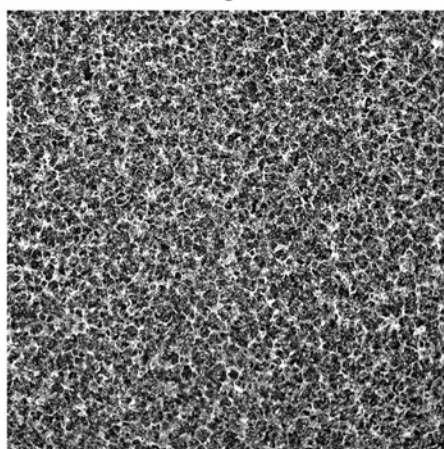


в

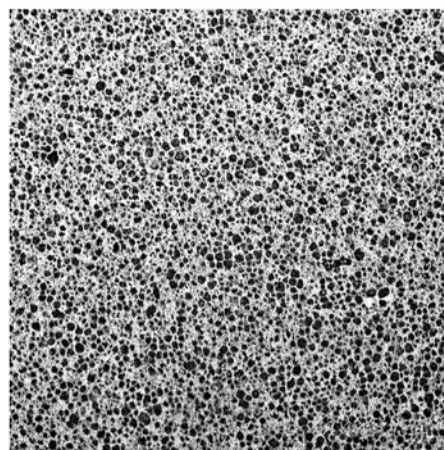
Сталь Р6М5Л



д



е



ж

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

Різний ступінь їх рівноважності визначає спадкову здатність литої структури в тій чи іншій мірі зберігати закладені в ній металогенетичні ознаки щодо збереження в ній вихідної дисперсності. Так, вихідне зерно сталі, що кристалізувалась при мінімальній швидкості охолодження ($V_{ox} = 2 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$), зростає від 5 – 6 номерів до 1 номера (рис. 3). З підвищенням же інтенсивності тепловідбору при кристалізації ($V_{ox} = 350 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$) і дисперсності вихідного зерна, при наступних переплавах зерно зростає до 6, 4 і 2 номерів відповідно.

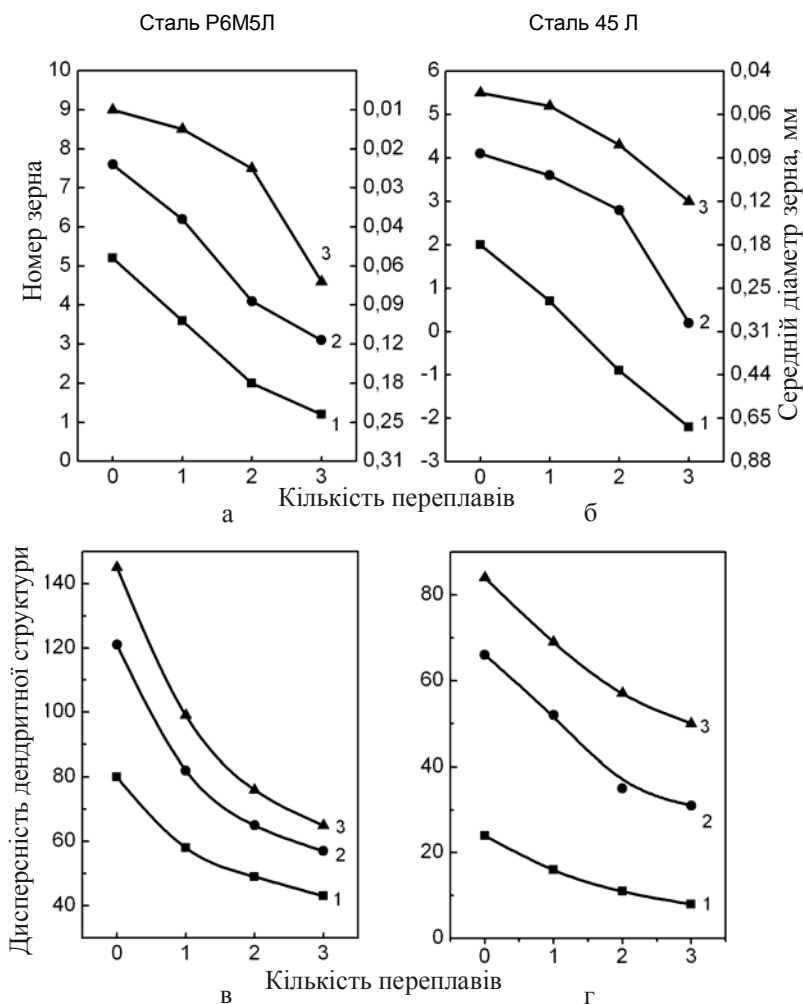


Рис. 3. Характеристики зеренної структури (а, б) і дендритної будови (в, г) сталей Р6М5Л і 45Л залежно від кількості переплавів і умов кристалізації вихідної шихтової заготовки. 1 – $V_{ox} = 2 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$, 2 – $V_{ox} = 350 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$, 3 – $V_{ox} = 700 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$.

Швидкоохолоджена при кристалізації ($V_{ox} = 700 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$) вихідна структура сталі струменевого формування із розміром зерна 9 номера після першого переплаву змінюється незначно в межах 9 – 8 номерів, після другого переплаву знаходиться в межах 6 – 7 номерів, після третього – досягає 4 – 5 номерів.

Характеристики зеренної структури сталі 45Л (рис. 3) також закономірно змінюються при переплавах у відповідності із закладеною при кристалізації металогенетичною (спадковою) інформацією вихідного шихтового металу. Так, вихідна

зеренна структура сталі, що кристалізувалась у піщано-глинистій формі (V_{ox} = 2 °C/c), змінюється при переплавленні від 2 номера до 1, -1 і -2 номерів відповідно кількості переплавів. Сталь з вихідною структурою, зформованою при кристалізації при V_{ox} = 350 °C/c, змінюється залежно від кількості переплавів від 4 номера зерна до 0 номера. Вихідний розмір литого зерна сталі струменевого формування (5 – 6 номер) після першого переплаву змінюється незначно, після другого знаходиться в межах 4 – 5 номерів, після третього – відповідає 3 номеру.

Важливим показником проявів структурної спадковості литої сталі є також характеристика дисперсності дендритної структури (ДДС) – кількість осей і міжосних ділянок дендритів на одиницю довжини при металографічному дослідженні [5].

Експериментально встановлено, що залежно від швидкості охолодження при кристалізації вихідних структур сталей (V_{ox} = 2 °C/c – 350 °C/c – 700 °C/c) дисперсність їх дендритної структури підвищується від 80 до 145 (сталь Р6М5) і від 25 до 84 (сталь 45Л), тобто в середньому на 55 – 60 % (рис. 3). Наступні переплави сталей з різною вихідною дисперсністю дендритної будови зумовлюють певне зниження показника ДДС. Проте при цьому зберігається співвідношення закладених показників дисперсності вихідних структур досліджуваних сталей.

Суттєва роль у металогенетичній спадковості належить сукупності дефектної і атомно-кристалічної структури, оскільки зі зменшенням розміру елементів спадковості вірогідність їх спадкування зростає. Генетичний зв'язок між структурою і властивостями рідких і твердих металів задовільно пояснюється з позицій кластерної теорії [6, 7]. Кластери структурно і генетично пов'язані з характеристиками мікроструктури і тонкої кристалічної будови твердого металу. Зважаючи на це досліджено вплив вихідної литої структури шихтових заготовок сталей Р6М5Л і 45Л, одержаних за різних умов кристалізації, на тонку кристалічну будову сталей після багатократних переплавів з наступним охолодженням розплаву за нормальних умов.

Внутрішньозеренну будову металу характеризує розмір областей когерентного розсіювання, який оцінюється за уширенням рентгенівських ліній з малим кутом розсіювання. Останнє має місце також при наявності викривлень будови кристалічної ґратки та мікронапружень і визначається за уширенням ліній з великим кутом розсіювання. Для оцінки цих параметрів визначали дійсне фізичне уширення ліній (110) та (220), виключаючи з ширини ліній частку, зумовлену геометрією зйомки [8]. Відзначимо також, що співвідношення між уширенням ліній на малих та великих кутах відбиття для всієї серії експериментів є практично сталим, що дозволяє вважати, що внесок в уширення ліній дисперсності областей когерентного розсіювання та викривлень кристалічної ґратки практично однаковий. Дослідження проведено на приладі ДРОН-3М в К_α випромінюванні заліза.

Встановлено, що уширення рентгенівських ліній суттєво змінюється залежно від структурного стану вихідного шихтового металу і кількості переплавів за однакової температури перегріву розплаву і умов наступної кристалізації досліджуваних сталей (рис. 4).

Так, при переплавах сталей з вихідною структурою нормального охолодження (V_{ox} = 2 °C/c) спостерігається зменшення фізичного уширення рентгенівських ліній (110) від 0,96 · 10² рад до 0,60 · 10² рад (сталь Р6М5Л) та від 0,68 · 10² рад до 0,48 · 10² рад (сталь 45Л). Подібна залежність має місце для рентгенівських ліній (220) – для сталі Р6М5Л від 3,25 · 10² рад до 2,70 · 10² рад, для сталі 45Л від 1,90 · 10² рад до 1,25 · 10² рад. Це свідчить про те, що зі збільшенням кількості переплавів зростають розміри областей когерентного розсіювання, знижуються напруження I та II роду, зменшується густина дислокацій, що вказує на закономірний перехід сталей із кожним переплавом у більш рівноважний стан. Проте зміна температурно-часових умов кристалізації вихідних

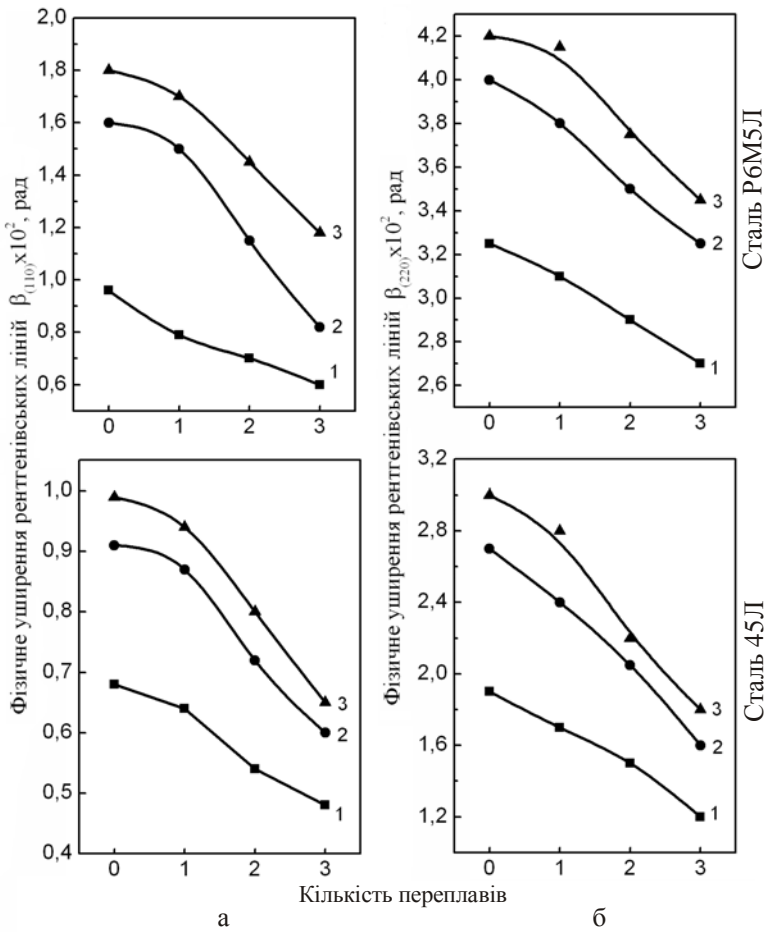


Рис. 4. Вплив кількості переплавів сталей на фізичне уширення рентгенівських ліній.
 а – лінія (110), б – лінія (220). Крива 1 – $V_{\text{ох}} = 2 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$, 2 – $V_{\text{ох}} = 350 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$, 3 – $V_{\text{ох}} = 700 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$.

шихтових заготовок сталей закладає певний рівень характеристик будови тонкої кристалічної структури. Підвищення швидкості охолодження при їх кристалізації від 2 до 350 і 700 $^\circ\text{C}/\text{с}$ зумовлює суттєве підвищення значень уширення рентгенівських ліній від $0,96 \cdot 10^{-2}$ рад до $1,60 \cdot 10^{-2}$ рад та $1,80 \cdot 10^{-2}$ рад (сталь Р6М5Л) і від $0,68 \cdot 10^{-2}$ рад до $0,91 \cdot 10^{-2}$ рад та $0,99 \cdot 10^{-2}$ рад (сталь 45Л) для лінії (110). Для лінії (220) зміна цієї характеристики залежно від швидкості охолодження у вказаних межах відбувається від $3,25 \cdot 10^{-2}$ рад до $4,0 \cdot 10^{-2}$ рад і $4,20 \cdot 10^{-2}$ рад відповідно (сталь Р6М5Л) та від $1,90 \cdot 10^{-2}$ рад до $2,70 \cdot 10^{-2}$ рад та $3,00 \cdot 10^{-2}$ рад (сталь 45Л) відповідно.

Це вказує на те, що із підвищенням інтенсивності тепловідбору при кристалізації шихтових заготовок суттєво зростає закладений ступінь нерівноважності вихідних структур сталей.

При наступних переплавах високий ступінь нерівноважності швидко-охолоджених вихідних сталей зберігається порівняно зі сталями нормального охолодження, що свідчить про високу стабільність закладених при первинній кристалізації металогенетичних ознак структур шихтових заготовок досліджуваних сталей.

Одержані результати дозволяють відзначити, що підвищення інтенсивності охолодження розплаву сталей під час кристалізації зумовлює суттєве подрібнення

Структура і фізико-механічні властивості

вихідного зерна, підвищення дисперсності дендритної структури сталей та характеристик тонкої кристалічної будови сталей. Закладені при цьому особливості будови вихідної литої структури закономірно успадковуються розплавом при переплавах і передаються твердому металу.

Встановлені закономірності впливу закладених при кристалізації металогенетичних ознак швидкоохолоджених нерівноважних структур вихідних шихтових матеріалів на прояви спадковості і трансформацію структури при переплавах сталей відкривають додаткові резерви підвищення властивостей ливарної продукції, створення нових технологій і матеріалів.

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. Рубцов Н.Н. Наследственность чугунов. // Литейное дело. – 1992. – № 6. – С. 5 – 6.
4. Лакенихт Ф., Шарф Г., Зебровски Д. Струйное компактирование – перспективный процесс производства сталей и сплавов повышенного качества. // Металлург. – 2010. – № 10. – С. 36 – 43.
5. Бялік О.М., Кондратюк С.Є., Кіндрачук М.В. Структурний аналіз металів. Металографія. Фрактографія. – Київ: ВПІВПК “Політехніка”, 2006. – 328 с.
6. Баум Б.А., Хасин Г.А., Тягунов Г.В. Жидкая сталь. – М.: Металлургия, 1984. – 208 с.
7. Гаврилин И.В. Плавнение и кристаллизация металов и сплавов. – Владимир: ВлГУ, 2000. – 255 с.
8. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электроннооптический анализ. – М.: Металлургия, 1970. – 368 с.

Одержано 04.01.12

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

Структурная наследственность сталей в связи с неравновесностью и структурной наследственностью шихтовых материалов

Резюме

На примере сталей Р6М5Л и 45Л показаны закономерности трансформации литой структуры и тонкого кристаллического строения при переплавах, в связи с проявлением эффекта наследственности исходных шихтовых заготовок.

S. Ye. Kondratyuk, Ye. N. Stoyanova, A. A. Plyakhtur

Structural heredity of steels at non-equilibrium and structural heredity of charge materials

Summary

On the example of Р6М5Л and 45Л steels the relationship of transformation of the cast structure and fine crystalline structure during remelting under the effect of heredity of the initial charge materials have been shown.