

Спадковість структури і прояви ліквідації при переплавах сталі Р6М5

С.Є. Кондратюк, доктор технічних наук, професор

І.Н. Примак, кандидат технічних наук

В.М. Щеглов, кандидат технічних наук

О.О. Пляхтур

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Досліджено трансформацію литої структури швидкоохолодженої при кристалізації сталі Р6М5 при переплавах з різним ступенем перегріву розплаву. Встановлено існування критичного інтервалу температур розплаву, вище якого суттєво послаблюються закладені під час кристалізації спадкові особливості будови литої сталі.

В умовах сучасного виробництва машинобудівних виробів постійно зростають обсяги використання в якості шихтових матеріалів вторинної сировини у вигляді відпрацьованого інструменту, брухту для повторного переплаву. Позитивний або негативний вплив вихідних шихтових матеріалів на будову розплаву, а через нього на структуру і фізико-механічні властивості твердого металу в системі «шихта – розплав – виливок» помічено давно. Прояви такої «металургійної спадковості» пов'язують із збереженням в розплаві неметалевих фаз, газів, домішок та елементів кристалічної будови вихідного металу, зумовлених технологічною передісторією виготовлення, підготовки, плавлення, розкислення і кристалізації металу шихти [1, 2]. Проте дослідженнями [3, 4] показано, що при формуванні структури і фізико-механічних властивостей твердого металу виливків важливого значення набуває також мікробудова металевого розплаву. В більшості випадків спадковість структури сталей пов'язують з нерівноважністю структурного стану розплаву [5], з наявністю в ньому динамічних угруповань атомів (кластери, сиботакси, комплекси тощо) з певним типом просторового угруповання ближнього порядку розміром 2 – 3 нм, та оточуючих їх розупорядкованих активізованих атомів [6 – 9]. Кластери безперервно змінюються у часі – утворюються і руйнуються. Час існування кожного в середньому становить $10^{-7} - 10^{-8}$ с [9]. Перехід металів та сплавів на їх основі у рідкий стан не призводить до суттєвої перебудови структур ближнього порядку. Тобто кластери структурно і генетично пов'язані з вихідним твердим металом.

При переплавах за невеликих перегрівів над ліквідусом в розплаві зберігаються певна структурна неоднорідність і особливості будови шихтового металу, що дозволяє розглядати його як нерівноважну систему [10]. Відзначимо, що тривалість збереження нерівноважності таких систем перевищує тривалість знаходження металу у рідкому стані. Наступна кристалізація такого нерівноважного розплаву, що зберігає певні спадкові ознаки шихтового металу, супроводжується відповідними особливостями процесів зародкоутворення і формування фазово-структурного стану виливків.

Перехід від нерівноважного стану розплаву до рівноважного може бути реалізований його нагрівом до певної температури. Підвищення температури над

Структура і фізико-механічні властивості

ліквідусом зумовлює закономірні зміни будови розплаву – зменшення кількості кластерних угруповань і збільшення частки активізованих атомів в об'ємі розплаву. Рівень значень такої критичної температури розупорядкування T_p (інтервалу температур) для кожного складу сталі (сплаву) залежить від багатьох факторів. Він може характеризувати стабільність збереження, закладених у шихтовому металі, металогенетичних (спадкових) ознак і є важливим технологічним параметром цілеспрямованого використання проявів спадковості при переплавах сталей.

Виходячи з цього досліджено вплив температури нагріву розплаву над ліквідусом на структурну спадковість при переплаві шихтових заготовок сталі Р6М5 з різною вихідною литою структурою. Для формування певних вихідних структур шихтових заготовок розплав досліджуваної сталі після індукційної плавки розливали від стандартних температур у ливарні форми з різною тепловідірною здатністю – земляні і мідні водоохолоджувані. Це забезпечувало середню швидкість охолодження розплаву під час кристалізації (V_{ox}) відповідно $2\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$ (нормальне охолодження) і $350\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$ (швидкісне охолодження).

Наступні переплави шихтових заготовок здійснювали в алундових тиглях з вагою розплаву до 400 г за різних температур перегріву над ліквідусом. Для сталі Р6М5 температура ліквідусу $T_d = 1430\text{ }^{\circ}\text{C}$. Експерименти по переплаву шихтових заготовок сталі з різною вихідною структурою здійснювали при температурах нагріву розплаву 1460, 1500, 1540, 1620 $^{\circ}\text{C}$. Наступне охолодження розплаву під час кристалізації відбувалось за нормальних умов охолодження в тиглі на повітрі ($V_{ox} = 2 - 5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$).

Оцінку проявів ліквідації здійснювали за допомогою скануючого електронного мікроскопу JSM-840 (фірми JEOL), обладнаного платою сканування MicroCapture з наступною реєстрацією зображень на екрані комп'ютера у цифровому вигляді. Для математичної комп'ютерної обробки результатів дослідження структурних ділянок і визначення чисельних характеристик розподілу легуючих елементів побудовою карт із мінімальним, середнім і максимальним вмістом елемента у литій структурі сталі використовували програму аналізу зображень Image-Pro Plus 4.5.

Вихідні структури досліджуваної сталі (рис. 1) суттєво відрізняються за дисперсністю залежно від температурно-часових умов (V_{ox}) кристалізації. Так розмір зерна сталі Р6М5 при литті в землю знаходиться в межах 6 – 7 номера, при литті в мідний водоохолоджуваний кокіль відповідно в межах 9 – 10 номера згідно ГОСТ 5639-82.

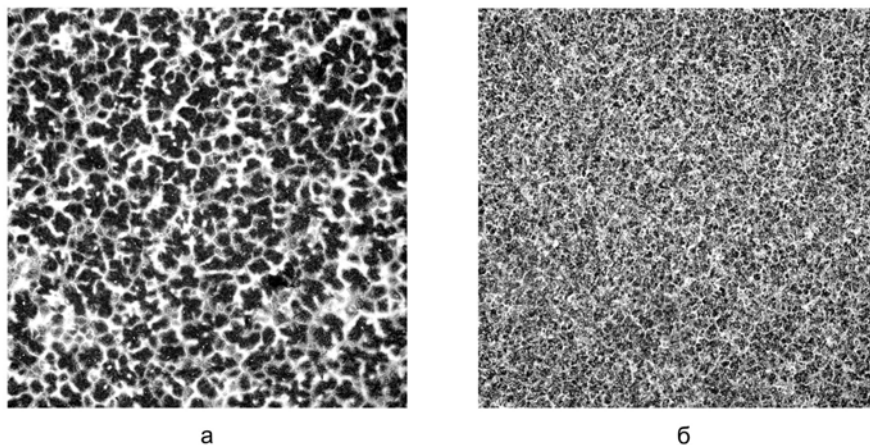


Рис. 1. Структури вихідних шихтових сталей Р6М5, виготовлених за умов нормального (а) і швидкісного (б) тепловідбору при кристалізації. $\times 100$.

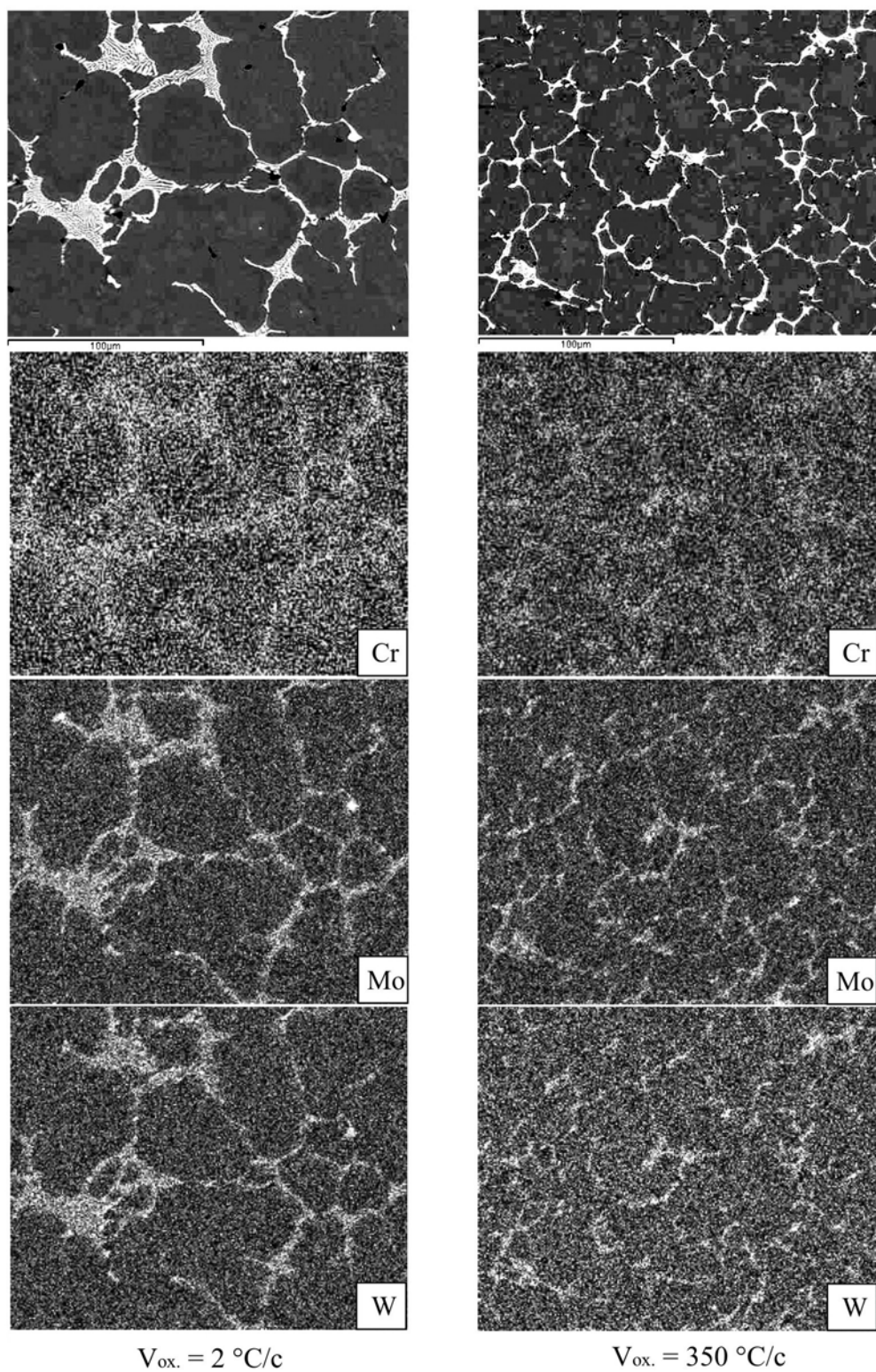


Рис. 2. Мікροструктури та карти розподілу легуючих елементів в структурі шихтової литої сталі Р6М5 залежно від умов охолодження при кристалізації. х500.

Відомо, що температурно-часові умови кристалізації сталей суттєво впливають на проходження ліквідаційних процесів у зв'язку з різною розчинністю хімічних елементів у розплаві і твердому металі [11, 12]. Наявність неоднорідності хімічного складу і, відповідно, фазово-структурного стану металу зумовлює зниження механічних властивостей. Тому підвищення хімічної і структурної однорідності виливків є однією з актуальних проблем ливарного виробництва. Інтенсивне охолодження сталі під час кристалізації і наступного охолодження вилівка дозволяє знизити прояви ліквідації,

Таблиця 1

Середній вміст легуючих елементів в металевій матриці сталі Р6М5 залежно від умов тепловідбору при кристалізації

Швидкість охолодження, °С/с	Середній вміст легуючих елементів, % (мас. частка)		
	Cr	Mo	W
2	3,795	3,393	3,957
350	3,946	4,234	5,026

перевести у твердий розчин значну кількість вуглецю і легуючих елементів. Про ступінь легування твердого розчину і рівномірність розподілу легуючих елементів залежно від умов охолодження розплаву можна судити з табл. 1 та рис. 2 та 3. На прикладі сталі Р6М5 встановлено, що ступінь легуваності твердого розчину основними легуючими елементами і рівномірність їх розподілу в структурах нормально- і швидкоохолодженої сталі

свідчить на користь інтенсивного тепловідбору при кристалізації. За умов повільного охолодження розплаву при кристалізації шихтової заготовки спостерігається підвищення концентрації вольфраму, молібдену, хрому в міждендритних ділянках литого металу, збільшення розмірів евтектичних утворень і вмісту в них основних карбидоутворюючих елементів.

За умов швидкісного охолодження також змінюється співвідношення площ у структурі сталі з мінімальним, середнім та максимальним вмістом легуючих елементів (рис. 3). Суттєво зростає площа із середнім вмістом легуючих елементів (понад 55 %) за рахунок відповідного зменшення площі ділянок структури з мінімальним і максимальним їх вмістом, що пов'язано з послабленням процесу ліквідації.

Наступні перепаиви шихтових заготовок сталі Р6М5 швидкісного охолодження від зазначених вище температур перегріву розплаву над ліквідусом показали, що в певному інтервалі температур в розплаві сталей зберігається ближній порядок, що відповідає дисперсній структурі сталі вихідних шихтових заготовок.

Металографічно підтверджено, що в межах експерименту такою критичною температурою розплаву для сталі Р6М5 є 1500 °С (рис. 4). Розмір зерна кристалітів за таких умов перегріву розплаву в інтервалі 1460 – 1500 °С після перепаиву змінюється незначно і відповідає номеру 8. Тобто дисперсність і однорідність вихідної швидкоохолодженої структури сталі успадковується при перепаиві в інтервалі докритичних температур T_p . Підвищення ж температури розплаву вище вказаного інтервалу температур T_p зумовлює процес докорінної структурної перебудови розплавів

перевести у твердий розчин значну кількість вуглецю і легуючих елементів. Про ступінь легування твердого розчину і рівномірність розподілу легуючих елементів залежно від умов охолодження розплаву можна судити з табл. 1 та рис. 2 та 3. На прикладі сталі Р6М5 встановлено, що ступінь легуваності твердого розчину основними легуючими елементами і рівномірність їх розподілу в структурах нормально- і швидкоохолодженої сталі

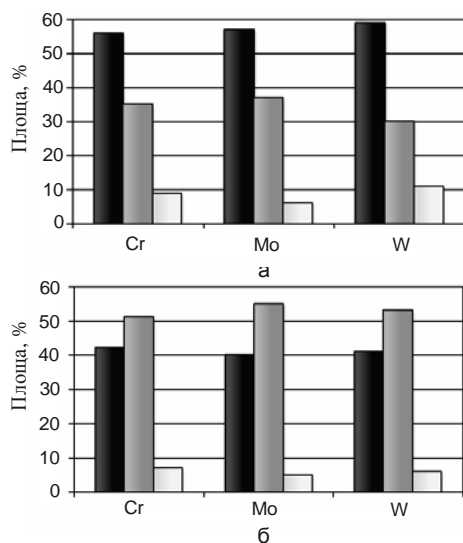


Рис. 3. Співвідношення площ у структурі сталі Р6М5 з мінімальним, середнім та максимальним вмістом легуючого елемента при кристалізації за умов нормального (а) і швидкісного (б) тепловідбору.

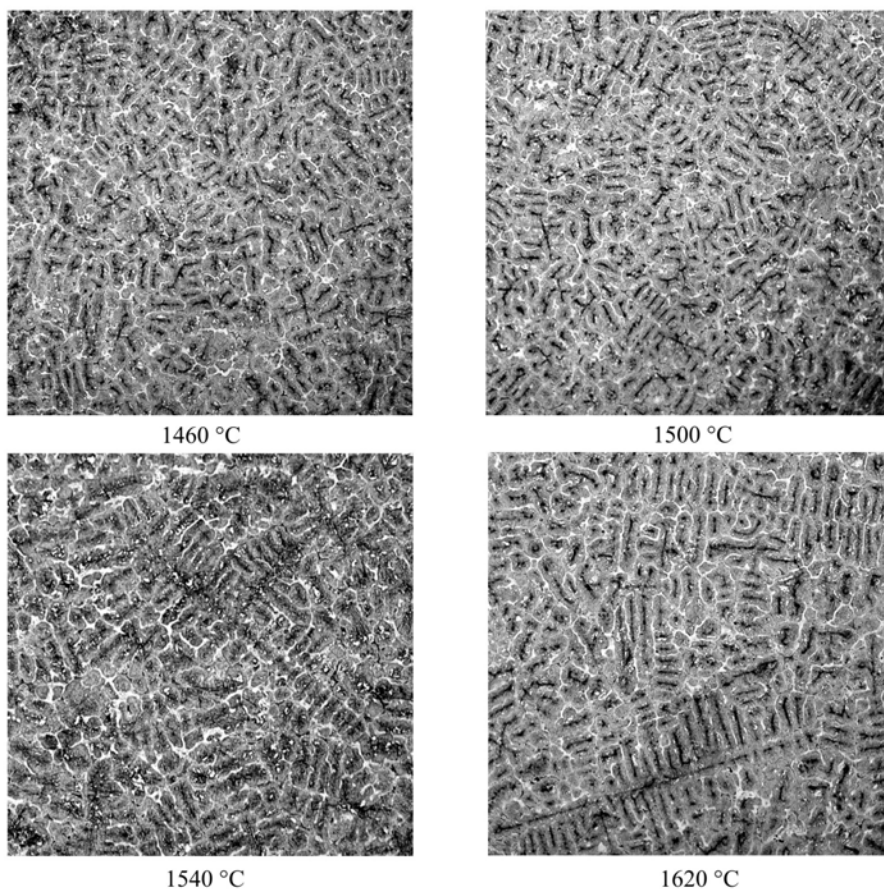


Рис. 4. Структури сталі P6M5 залежно від температури розплаву. x100.

сталей, перехід їх в більш рівноважний стан і втрату в певній мірі спадкових ознак вихідної шихтової заготовки швидкоохолодженої сталі.

Це підтверджується також закономірною зміною характеристик ліквациї залежно від температури розплаву при перепадах сталі. Карти розподілу основних легуючих елементів (W, Cr, Mo) свідчать про суттєве зростання проявів ліквациї вище температури розплаву 1500 °C (рис. 5). В інтервалі температур 1460 – 1500 °C переважають ділянки структури з середнім вмістом легуючих елементів (рис. 6), а при більш високих температурах розплаву – ділянки із значним градієнтом зміни концентрації основних легуючих елементів.

При цьому значно підсилюються прояви ліквациї щодо максимального вмісту елементів (до 15 – 18 %) в міжкристалічних ділянках карбідної евтектики.

Відповідно до цього середній вміст елементів в металевій матриці сталі закономірно зменшується, найбільш суттєво при перегріві розплаву вище температури 1500 °C (табл. 2).

Таблиця 2

Середній вміст легуючих елементів в металевій матриці залежно від температури перегріву розплаву сталі P6M5

Температура розплаву, °C	Середній вміст легуючих елементів, % (мас. частка)		
	Cr	Mo	W
1460	3,810	4,056	4,911
1500	3,786	4,052	4,883
1540	3,694	3,868	4,615
1620	3,652	3,512	4,489

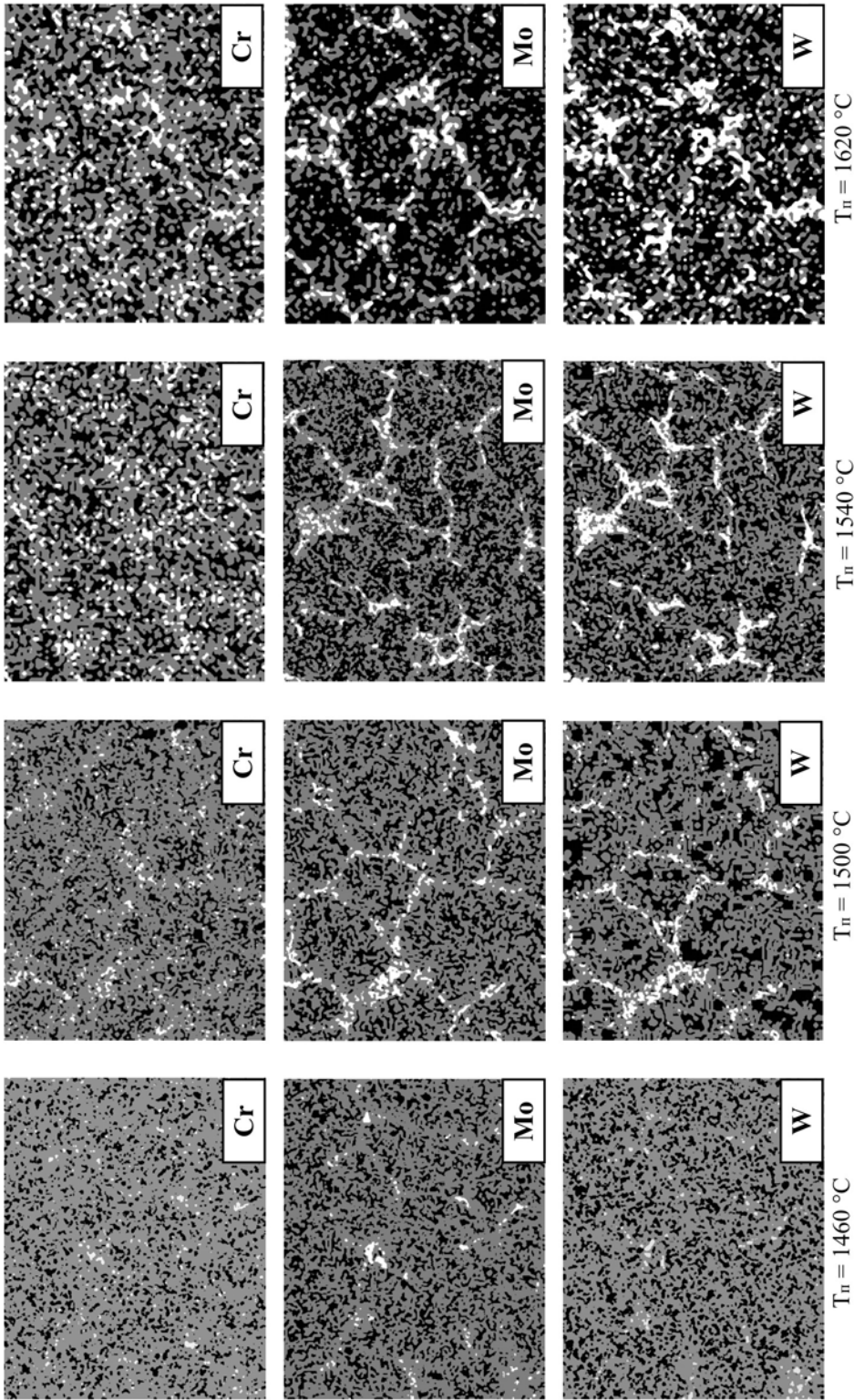


Рис. 5. Карти розподілу легуючих елементів в структурі сталі Р6М5 залежно від температур T_n переплаву, $\times 500$.

Структура і фізико-механічні властивості

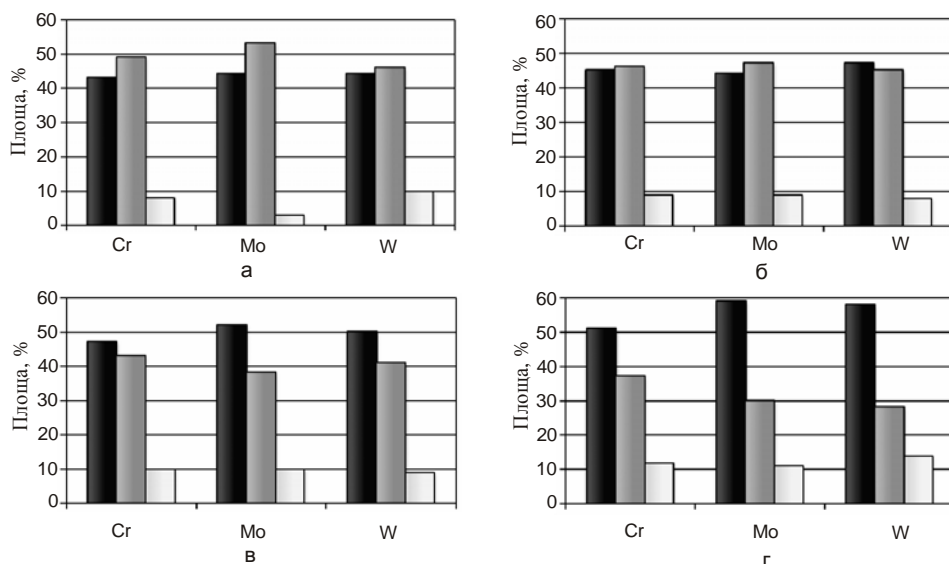


Рис. 6. Співвідношення площ у структурі сталі P6M5 з мінімальним ■, середнім ■ та максимальним □ вмістом легуючого елемента після переплаву при різних температурах нагріву розплаву T_n . а – $T_n = 1460$ °C, б – $T_n = 1500$ °C, в – $T_n = 1540$ °C, г – $T_n = 1620$ °C.

Таким чином показано, що при кристалізації розплаву від температур перегріву нижче температури рівноважної мікронеоднорідності розплаву T_p зберігається вплив вихідної структури шихти, при кристалізації ж від температур перегріву вище T_p за відповідної швидкості охолодження розплаву існує можливість формування нової литої структури.

Це відкриває можливості цілеспрямованого керування структурою литих виробів, виходячи з доцільності збереження позитивних або усунення негативних металогенетичних (спадкових) ознак при використанні вторинних шихтових матеріалів або спеціальної шихти з підготовленою структурою.

Література

1. Ершов Г.С., Черняков В.А. Строение и свойства жидких и твердых металлов. – М.: Металлургия, 1978. – 248 с.
2. Никитин В.И. Наследственность в литых сплавах. – Самара: СамГТУ, 1995. – 248 с.
3. Баум Б.А. Металлические жидкости. – М.: Металлургия, 1979. – 120 с.
4. Баум Б.А., Хасин Г.А., Тягунов Г.В. Жидкая сталь. – М.: Металлургия, 1984. – 208 с.
5. Тягунов Г.В., Колотухин Э.В., Авдюхин С.П. Связь свойств расплава со структурой и свойствами твердого металла // Литейн. пр-во. – 1988. – № 9. – С. 8 – 10.
6. Френкель Я.И. Кинетическая теория жидкости. – М.: Изд-во АН СССР, 1945. – 375 с.
7. Данилов В.И. Строение и кристаллизация жидкостей. – Киев: Наук. думка, 1956. – 568 с.
8. Гаврилин И.В. Плавление и кристаллизация металлов и сплавов. – Владимир: ВлГУ, 2000. – 255 с.
9. Скребцов А.М. Температура разрушения кластеров металлического расплава академика В.И. Архарова или только потеря наследственных признаков шихты // Процессы литья. – 2008. – С. 9 – 15.
10. Скребцов А.М. Кинетические характеристики превращения кластеров металлического расплава // Процессы литья. – 2007. – № 6. – С. 13 – 17.
11. Голиков И.Н., Масленков С.Б. Дендритная ликвация в сталях и сплавах. – М.: Металлургия, 1977. – 218 с.
12. Бочвар А.А. Металловедение. – М.: Металлургиздат, 1956. – 495 с.

Одержано 20.04.09

С.Е. Кондратюк, И.Н. Примаков, В.М. Щеглов, А.А. Пляхтур

Наследственность структуры и проявление ликвации при переплавах стали Р6М5

Резюме

Исследована трансформация литой структуры и показателей ликвации быстроохлажденной при кристаллизации стали Р6М5 при переплавах с разной степенью перегрева расплава. Установлен критический интервал температур, выше которого ослабляются наследственные особенности строения литой стали

S.Ye. Kondratyuk, I.N. Primakov, V.M. Scheglov, A.A. Plyakhtur

Heredity of structure and expression of segregation on the remelting steel P6M5

Summary

The transformation of a cast structure and indicators of segregation in the crystallization rapidly solidified P6M5 steel at the remelting with varying degrees of the melt overheating is investigated. A critical temperature range is established, above which the structure of hereditary features of cast steel weakens.

Вітання ювіляру

Володимир Михайлович Щеглов (до 70-річчя від дня народження)

23 вересня виповнилось 70 років відомому вченому в галузі металургії і ливарного виробництва, кандидату технічних наук, старшому науковому співробітнику відділу лиття та структуроутворення сталі ФТІМС НАН України *Володимиру Михайловичу Щеглову*.

Після закінчення Донецького політехнічного інституту у 1963 р. і роботи в Українському інституті металів (м. Харків) Володимир Михайлович понад сорок років плідно працює у ФТІМС НАНУ з 1966 р., на посадах інженера, молодшого наукового співробітника, зав. відділом СКТЬ ФТІМС НАНУ, старшого наукового співробітника. Кандидатську дисертацію В.М. Щеглов захистив у 1974 р. Основний напрямок його наукової і виробничої діяльності – розробка і вдосконалення способів розливки сталі і створення принципово нових технологій та обладнання для розливки сталі в умовах сучасних високопродуктивних сталеплавильних цехів.

Володимиром Михайловичем зроблений значний внесок у створення технології швидкісної безнапорної розливки сталі у великі зливки, в розробку і впровадження розливки сталі сифоном і зверху під рідким шлаком, методів підвищення якості прокатних і ковальських зливок за рахунок вібраційної обробки, інтенсивного і регламентованого тепловідбору при кристалізації. Насьогодні Володимир Михайлович плідно працює в галузі розроблення наукових і технологічних засад одержання сталевих виливків з наперед заданим комплексом властивостей при використанні явищ металургійної і структурної спадковості в литих сталях. Він є автором понад 150 наукових публікацій, в тому числі 42 винаходів.

Колектив ФТІМС НАН України, редакція журналу “МОМ” сердечно поздоровляють Володимира Михайловича з ювілеєм, зичать йому міцного здоров'я, щастя і подальших творчих здобутків на многая літа!

