

Установлено, что все исследованные лигатуры, обеспечивая высокую степень сфероидизации включений графита (более 90 %), отличаются влиянием на степень графитизации структуры тонкостенных отливок.

V. V. Bublikov, D. M. Berchuk, Y. D. Bachinskyi, O. P. Nesteruk
FeSiMg master alloys effectiveness at in-mould modifying

Summary

The influence of FeSiMg master alloys with magnesium content of ~ 7 % on ductile cast iron structure parameters change depending on the cooling rate is studied. It is established that all investigated master alloys, providing a high degree of graphite inclusions nodularity (more than 90 %), are different in influence on the degree of thin-walled castings structure graphitization.

УДК 621.746.6:542.65

*Структура і властивості спадково
модифікованих сталей*

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

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Досліджено вплив спадкового модифікування вуглецевих і легованих сталей добавками сталей аналогічного хімічного складу із структурою, підготовленою деформаційно-термічною обробкою. Показано закономірне підвищення дисперсності і однорідності структури, механічних властивостей і опору крихкому руйнуванню сталей 25Л, 45Л, 25ХГСТФЛ, 45ХГСТФЛ та Р6М5Л.

Технологічний процес виготовлення значної кількості виробів машинобудування складається з трьох основних послідовних або суміщених операцій обробки сталі формування литої структури, гарячої деформації і кінцевої термічної обробки. Визначальними параметрами виробництва при цьому є температурно-кінетичні умови кристалізації і структуроутворення, гарячої деформації та твердофазних перетворень сталі [1, 2].

Температурно-часові параметри кристалізації впливають не тільки на характеристики литої структури, але й призводять до закономірного спадкування структурних змін і властивостей сталей при наступних технологічних операціях обробки виливків. Можливість використання явищ спадковості для підвищення конструкційної міцності виробів з легованої

сталі з використанням пластичної деформації і термічної обробки показано в роботах [3, 4, 5].

Кристалізація і структуроутворення литих заготовок з наступною гарячою деформацією і зміцнюючою термічною обробкою є найбільш поширеним технологічним процесом виготовлення виробів машинобудування. При цьому їх кінцева структура і властивості визначаються не лише хімічним складом і параметрами обробки сталей, але й проявами металургійної і структурної спадковості. Раніше було показано, що закладені в литих сталях на стадіях кристалізації, структуроутворення і твердофазних перетворень металогенетичні особливості фазово-структурного стану виливків зберігаються при наступних операціях їх переплаву і кінцевої обробки [6, 7]. Це відкриває нові можливості підвищення властивостей виробів машинобудування.

Виходячи з цього досліджено вплив умов кристалізації, структуроутворення, гарячої деформації та термічної обробки на формування кінцевої структури і властивостей вуглецевих сталей 25Л і 45Л, легованих 25ХГСТФЛ і 45ХГСТФЛ конструкційних сталей та швидкорізальної сталі Р6М5Л, як компонентів шихти при спадковому модифікуванні.

Для експериментів використовували литі заготовки сталей з різним ступенем нерівноважності і дисперсності структури, що сформувалась за умов нормального і швидкісного охолодження при використанні ливарних форм з різною тепловідбірною здатністю піщаної ($V_{ox} = 5 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$), мідної водоохолоджуваної ($V_{ox} = 350 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$) та при виготовленні виливків за технологією струменевого формування ($V_{ox} = 650 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$).

Металографічно показано, що підвищення інтенсивності тепловідбору у вказаному інтервалі зміни швидкості охолодження (V_{ox}) супроводжується закономірним подрібненням литої структури сталей та зміною її морфології. При цьому розмір зерна відповідно підвищенню швидкості охолодження зменшується згідно ГОСТ 5639-82 від номера -2 до номера 3 (сталь 25Л), від номера -1 до 4 (сталь 45Л), від номера 2 до 5 (сталь 25ХГСТФЛ), від номера 2 до 4 (сталь 45ХГСТФЛ), від номера 5 до номера 9 (сталь Р6М5Л).

Відповідно підвищенню інтенсивності охолодження розплаву під час кристалізації зростають і показники механічних властивостей сталей в середньому на 20 – 50 %.

Одержані результати свідчать про домінуючий вплив інтенсивності тепловідбору при кристалізації сталей, відкривають можливості ефективного керування литою структурою заготовок для наступної термодформівної обробки.

Вплив вихідної литої структури сталей на структурні характеристики прокату (сталевої смуги) досліджено після гарячої деформації від 950 °С із різним ступенем обтискування у валках (ϵ) 60 %. Встановлено, що після гарячої деформації закономірно підвищується дисперсність структурних складових у прокаті досліджуваних сталей.

Структура досліджуваних сталей після гарячої деформації прокатуванням в певній мірі зберігає закладені в литих заготовках металогенетичні особливості їх будови (рис. 1).

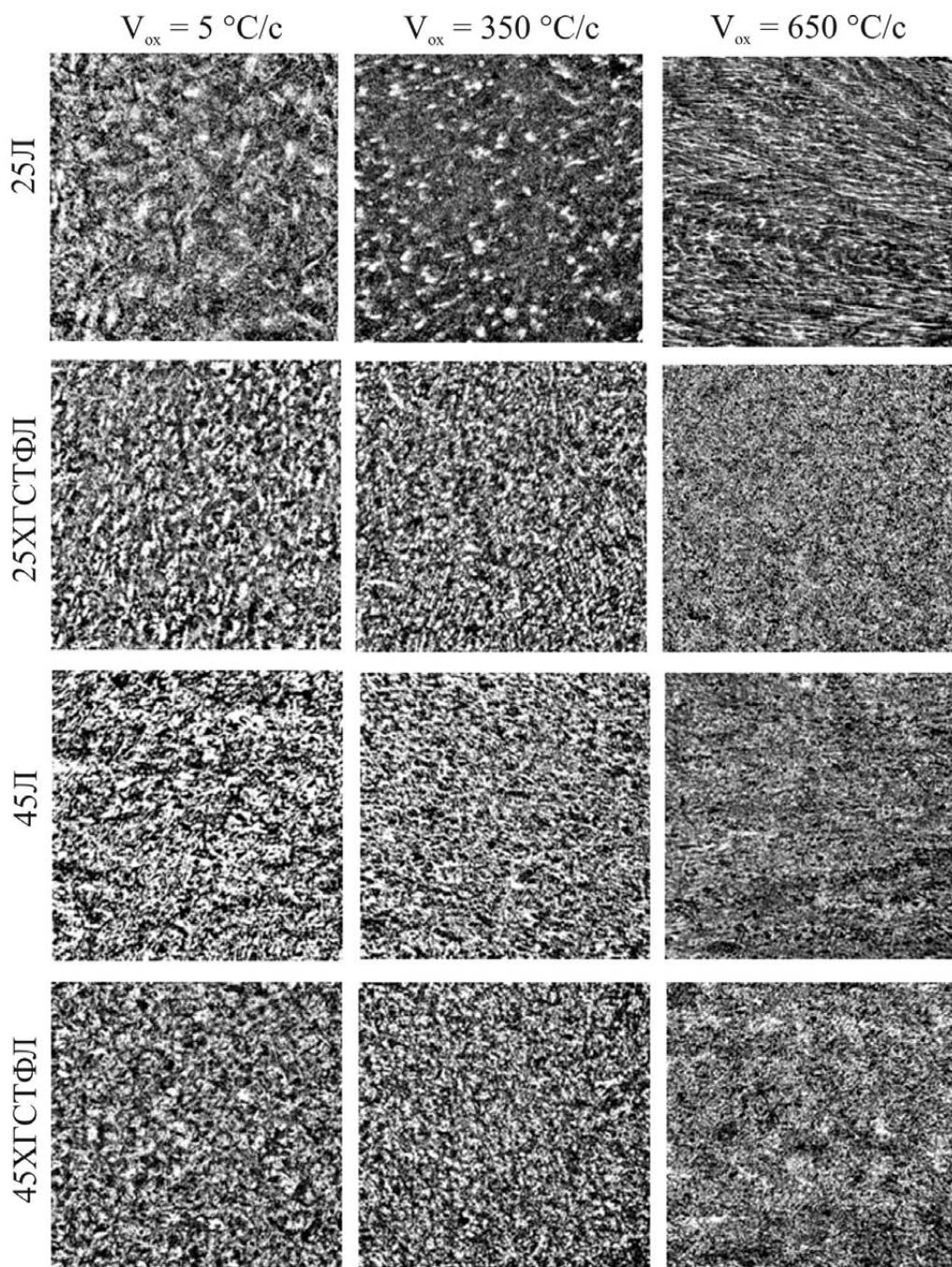


Рис. 1. Структура сталей після гарячої деформації залежно від умов кристалізації (V_{ox}). $\times 100$.

На відміну від заготовок нормального охолодження після деформаційно-термічної обробки швидкоохолоджених заготовок спостерігається значна однорідність і дисперсність структури прокату.

Залежно від температурно-часових умов кристалізації закономірно змінюються розміри зерна в сталях після гарячої деформації (рис. 2).

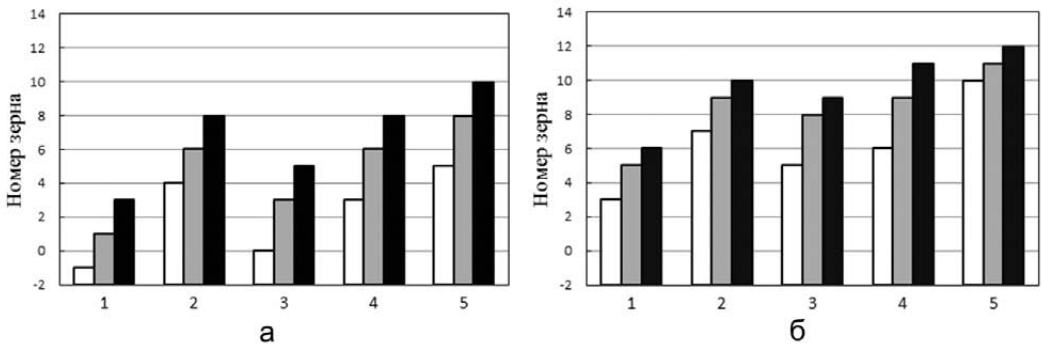


Рис. 2. Розмір зерна термічнозміцнених литих сталей після гарячої деформації залежно від умов кристалізації. $V_{ox} = 5$ °C/c – □, $V_{ox} = 350$ °C/c – ■, $V_{ox} = 650$ °C/c – ■, а – литий стан, б – гаряча деформація. 1 – сталь 25Л, 2 – сталь 25ХГСТФЛ, 3 – сталь 45Л, 4 – сталь 45ХГСТФЛ, 5 – сталь Р6М5Л.

Так, розмір зерна сталей швидкісної кристалізації після деформівної обробки зменшується на 2 – 4 номери порівняно зі сталями, що кристалізувались за нормальних умов охолодження ($V_{ox} = 5$ °C/c) заготовок.

Закономірне підвищення рівня механічних властивостей сталей при підвищенні інтенсивності тепловідбору під час кристалізації від 5 °C/c до 650 °C/c експериментально підтверджено для всіх досліджуваних сталей.

Поріг міцності (σ_b) при цьому підвищується для сталі 25Л від 460 до 498 МПа, сталі 45Л від 590 до 784 МПа, сталі 25ХГСТФЛ від 749 до 854 МПа, сталі 45ХГСТФЛ від 905 до 993 МПа, сталі Р6М5Л від 920 до 975 МПа. Поріг текучості (y_t) відповідно підвищується від 320 до 362 МПа (сталь 25Л), від 494 до 674 МПа (сталь 45Л), від 658 до 710 МПа (сталь 25ХГСТФЛ), від 725 до 814 МПа (сталь 45ХГСТФЛ), від 510 до 562 МПа (сталь Р6М5Л). Показники ударної в'язкості (КСУ) зростають від 0,50 до 0,95 МДж/м² (сталь 25Л), від 0,24 до 0,38 МДж/м² (сталь 45Л), від 0,29 до 0,52 МДж/м² (сталь 25ХГСТФЛ), від 0,26 до 0,40 МДж/м² (сталь 45ХГСТФЛ), від 0,12 до 0,22 МДж/м² (сталь Р6М5Л). Підвищення твердості становить 10 – 30 % відповідно ступеню легованості досліджуваних сталей.

Одержані дисперсно-структуровані швидкісною кристалізацією деформаційною і зміцнювальною термічною обробкою сталі з підготовленою структурою в подальших експериментах використовували в якості компонентів шихти для спадкового модифікування.

Підготовлені швидкісною кристалізацією, гарячою деформацією і термічною обробкою дисперсно-структуровані добавки сталей вводили до розплаву досліджуваних сталей аналогічного хімічного складу в кількості 20 % від маси виливків. Наступна кристалізація і остигання виливків сталей здійснювалось за умов звичайного охолодження у піщаних тріфоподібних формах.

Одержана при цьому лита структура спадково модифікованих сталей у порівнянні зі структурою сталей без модифікування характеризується суттєвим подрібненням (рис. 3).

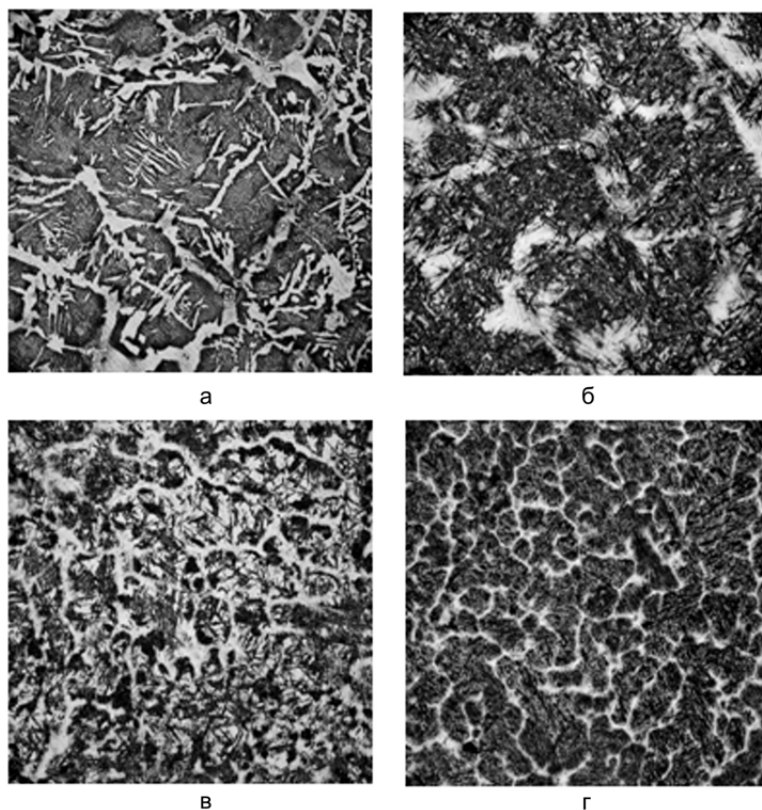


Рис. 3. Трансформація структури литих (а, б) і спадково модифікованих (в, г) сталей. х 200.

Розмір зерна при цьому зменшується в середньому на 4 – 5 номерів, характеристики дендритної будови (ДДС, ЩДС) відповідно підвищуються в межах 15 – 40 % і 20 – 35 % залежно від хімічного складу сталей (табл. 1).

Таблиця 1
Характеристика структури спадково модифікованих сталей

Сталь	Номер зерна	ДДС, мм ⁻¹	ЩДС	β (110), рад
25Л	<u>4</u>	<u>8</u>	<u>0,9</u>	<u>$0,40 \cdot 10^{-2}$</u>
	6	10	1,22	$0,48 \cdot 10^{-2}$
25ХГСТФЛ	<u>7</u>	<u>10</u>	<u>1,2</u>	<u>$0,52 \cdot 10^{-2}$</u>
	9	13	1,44	$0,60 \cdot 10^{-2}$
45Л	<u>5</u>	<u>11</u>	<u>1,45</u>	<u>$0,66 \cdot 10^{-2}$</u>
	7	14	1,56	$0,74 \cdot 10^{-2}$
45 ХГСТФЛ	<u>8</u>	<u>32</u>	<u>1,62</u>	<u>$0,68 \cdot 10^{-2}$</u>
	10	40	1,78	$0,78 \cdot 10^{-2}$
Р6М5Л	<u>10</u>	<u>54</u>	<u>1,8</u>	<u>$0,98 \cdot 10^{-2}$</u>
	12	62	1,98	$1,20 \cdot 10^{-2}$

Примітка: над рискою – охолодження литої заготовки при кристалізації $V_{ox} = 350 \text{ }^\circ\text{C/c}$; під рискою – $V_{ox} = 650 \text{ }^\circ\text{C/c}$

Плавлення і кристалізація

Порівняльними дослідженнями проявів дендритної ліквідації модифікованих і немодифікованих сталей встановлено суттєве зниження значень коефіцієнта ліквідації (табл. 2) внаслідок спадкового модифікування і забезпечення високих показників хімічної і структурної однорідності виливків.

Таблиця 2

Вплив спадкового модифікування на коефіцієнт дендритної ліквідації

Сталь	Елемент	Немодифікована сталь	Модифікована сталь
45Л	Mn	2,36	<u>1,46</u> 1,20
	Si	1,26	<u>1,18</u> 1,06
	Mo	3,75	<u>2,62</u> 2,28
Р6М5Л	V	3,48	<u>2,30</u> 2,18
	W	3,2	<u>2,35</u> 2,11
	Cr	1,81	<u>1,10</u> 0,95

Примітка: над рискою – охолодження литої заготовки при кристалізації $V_{ox} = 350 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$; під рискою – $V_{ox} = 650 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$

Спадкове модифікування суттєво підвищує механічні властивості досліджуваних сталей найбільш суттєво при використанні дисперсно-структурованих добавок сталей зі структурою, підготовленою швидкісною кристалізацією при $V_{ox} = 650 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ з наступною гарячою деформацією і зміцнюючою обробкою (табл. 3). При цьому слід відзначити одночасне

Таблиця 3

Механічні властивості спадково модифікованих сталей

Сталь	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	ψ , %	Твердість, НВ
25Л	<u>316</u>	<u>285</u>	<u>26</u>	<u>28</u>	<u>136</u>
	520	360	39,6	40	152
25ХГСТФЛ	<u>790</u>	<u>660</u>	<u>10</u>	<u>8</u>	<u>310</u>
	830	690	15	26	350
45Л	<u>467</u>	<u>305</u>	<u>12</u>	<u>14</u>	<u>224</u>
	546	342	22	24	280
45ХГСТФЛ	<u>880</u>	<u>720</u>	<u>9</u>	<u>16</u>	<u>396</u>
	920	790	12	22	492
Р6М5Л	<u>870</u>	<u>470</u>	<u>5</u>	<u>6</u>	<u>640</u>
	885	490	8	7	648

Примітка: над рискою – охолодження литої заготовки при кристалізації $V_{ox} = 350 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$; під рискою – $V_{ox} = 650 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$

підвищення показників міцності, пластичності і ударної в'язкості сталей. Щодо останньої, то підвищення рівня її значень зумовлене формуванням більш дисперсної структури модифікованих сталей і збільшенням внеску в роботу руйнування енергомісткості процесу поширення тріщини (рис. 4), що узгоджується з уявленнями Петча-Хола [8 – 10].

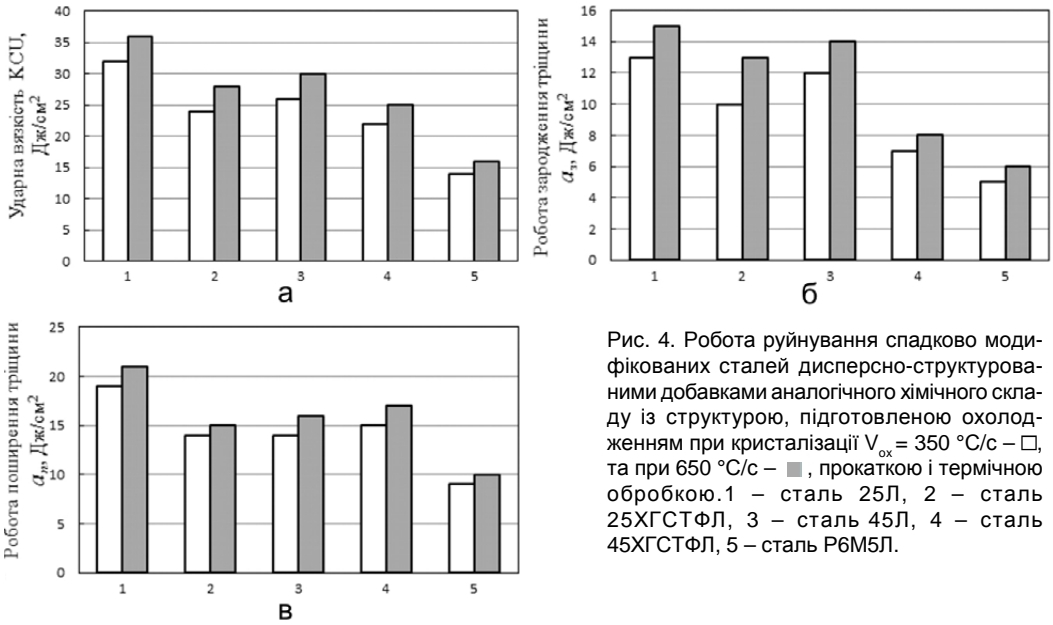


Рис. 4. Робота руйнування спадково модифікованих сталей дисперсно-структурованими добавками аналогічного хімічного складу із структурою, підготовленою охолодженням при кристалізації $V_{ox} = 350$ °C/c – □, та при 650 °C/c – ■, прокаткою і термічною обробкою. 1 – сталь 25Л, 2 – сталь 25ХГСТФЛ, 3 – сталь 45Л, 4 – сталь 45ХГСТФЛ, 5 – сталь Р6М5Л.

При цьому спостерігається закономірна зміна мікромеханізму руйнування модифікованих сталей. За результатами фрактографічного електронномікроскопічного встановлено, що мікрорельєф зломів досліджуваних сталей представлено поверхнями в'язкого транскристалітного (ямкового) руйнування, фасетками квазівідколу, поверхнями крихкого руйнування відколом по тілу зерна та міжзеренних границях (рис. 5). Підвищення рівня значень ударної в'язкості модифікованих сталей супроводжується підвищенням дисперсності і площі в'язких структурних складових мікрозлому за рахунок зменшення кількості поверхонь крихкого руйнування.

Таким чином експериментально встановлено і показано перспективність застосування в якості модифікаторів компонентів шихти – добавок сталей аналогічного хімічного складу з підготовленою високодисперсною литою структурою і деформаційно-термічною обробкою. Закладені при швидкісній кристалізації, гарячій деформації і зміцнюючій термічній обробці фазово-структурні особливості сталей зумовлюють збереження в розплаві структур ближнього порядку, що забезпечує реалізацію механізму спадкового модифікування.

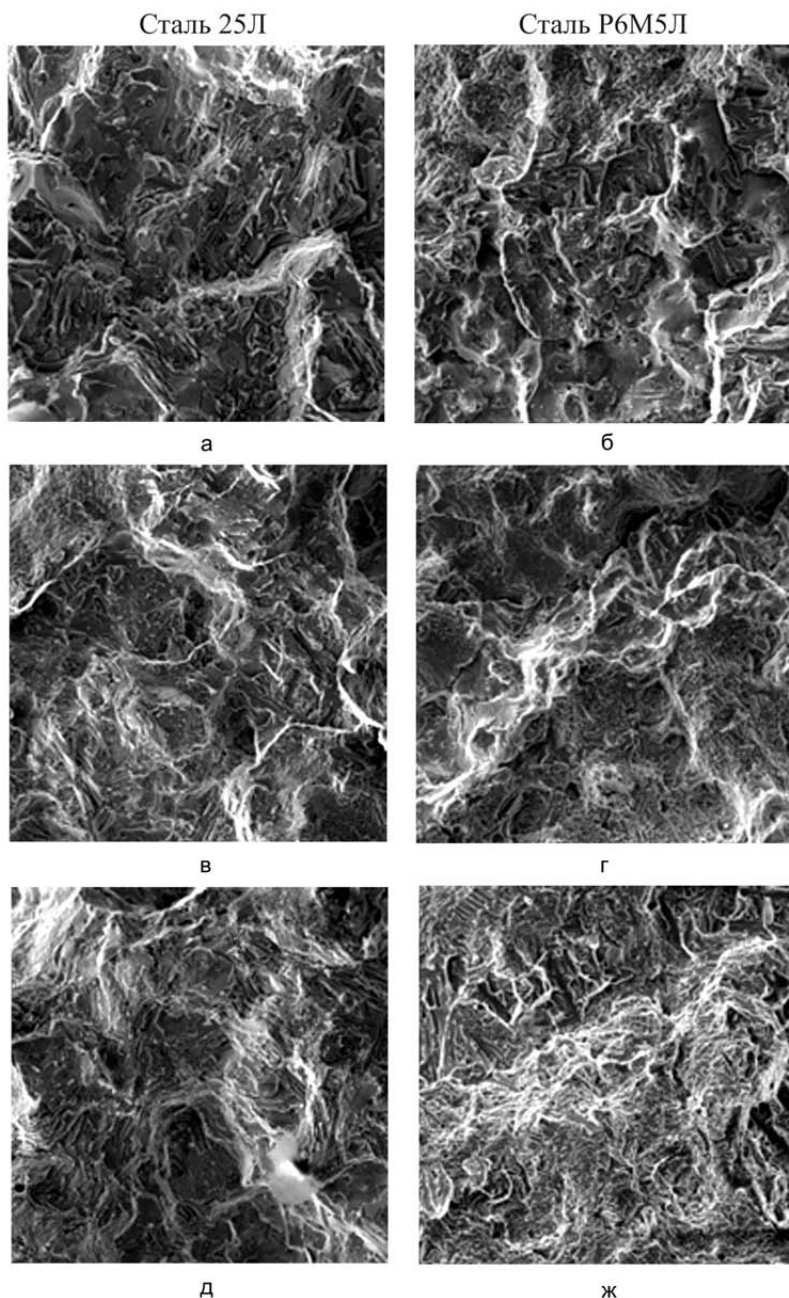


Рис. 5. Мікрофрактограми немодифікованих сталей (а, б) і модифікованих дисперсно-структурованими добавками сталей аналогічного хімічного складу зі структурою, підготовленою охолодженням при кристалізації $V_{ox} = 350$ °C/c (в, г) та при $V_{ox} = 650$ °C/c (д, ж), прокаткою і термічною обробкою. РЕМ, х500.

Література

1. Минаев А.А. Совмещенные металлургические процессы. – Донецк: Технопарк ДонГТУ УНИТЕХ, 2008. – 552 с.
2. Смирнов А.Н., Пилюшенко В.Л., Минаев А.А. Процессы непрерывной разливки. – Донецк: ДонНТУ, 2002. – 536 с.

3. Левченко Г.В., Демина Е.Г., Мединский Г.А. Трансформация дендритной структуры при производстве железнодорожных осей // *Металлургия и горнорудная промышленность*. – 2008. – № 2. – С. 74 – 76.
4. Казанов А.А., Пахомова О.В., Казанова Е.И. Исследование эволюции литой структуры при пластической обработке феррито-перлитной стали // *Известия Вузов*. – 2013. – № 9. – С. 15 – 20.
5. Лебедев В.Н., Троицкий В.П., Антощенко Ю.М. Определение степени прорабатываемости металла при деформировании // *Известия вузов. Черная металлургия*. – 1977. – № 3. – С. 109 – 111.
6. Кондратюк С.Є., Стоянова О.М., Пляхтур О.О. Структуроутворення при перепадах сталей у зв'язку з нерівноважністю і структурною спадковістю шихтових матеріалів // *МОМ*. – 2012. – № 1. – С. 3 – 9.
7. Пляхтур О.О. Структуроутворення, спадковість та властивості сталей при перепадах // *МОМ*. – 2010. – № 3. – С. 49 – 50.
8. E.O. Hall // *Physical Society of London Proceedings*. – 1951. – 64 B. – P. 747 – 753.
9. N.J. Petch // *Proc. Swampscott Couf.* – 1959. MJT. Press. – P. 54.
10. N.J. Petch // *J. Iron Steel Inst.* – 1953. – V. 174. – № 1. – P. 25 – 28.

References

1. Мынаев А.А. *Sovmeshchennyye metallurhicheskiye protsessy* (Combined metallurgical processes), Donetsk: Tekhnopark DonHTU UNYTEKH, 2008, 552 p.
2. Smirnov A.N., Piljushenko V.L., Minaev A.A. i dr. *Processy nepreryvnoj razlivki* (Continuous casting processes), Doneck DonNTU, 2002, 536 p.
3. Levchenko G.V., Demina E.G., Medinskij G.A. i dr., *Metallurgija i gornorudnaja promyshlennost*, 2008, No 2, pp. 74 – 76.
4. Kazanov A.A., Pahomova O.V., Kazanova E.I., *Izvestija vuzov*, 2013, No 9, pp. 15 – 20.
5. Lebedev V.N., Troickij V.P., Antoshhenkov Ju.M. i dr., *Izvestija vuzov. Chernaja metallurgija*, 1977, No 3, pp. 109 – 111.
6. Kondratyuk S.Ye., Stoianova O.M., Plyahtur O.O. *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, 2012, No 1, pp. 3 – 9.
7. Plyahtur O.O. *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, 2010, No 3, pp. 49 – 50.
8. E.O. Hall, *Physical Society of London Proceedings*, 1951, No 64, pp. 747 – 753.
9. N.J. Petch, *Proc. Swampscott Couf*, 1959. MJT. Press, pp. 54.
10. N.J. Petch, *J. Iron Steel Inst*, 1953, V. 174, No 1, pp. 25 – 28.

Одержано 06.11.17

С. Е. Кондратюк, Ж. В. Пархомчук, Е. Н. Стоянова

Структура и свойства наследственно модифицированных сталей

Резюме

Исследовано влияние наследственного модифицирования углеродистых и легированных сталей добавками сталей аналогичного химического состава со структурой, подготовленной ускоренной кристаллизацией и деформационно-термической обработкой. Показано закономерное повышение дисперсности и однородности структуры, механических свойств и сопротивления хрупкому разрушению сталей 25Л, 45Л, 25ХГСТФЛ, 45ХГСТФЛ и Р6М5Л.

S. Ye. Kondratyuk, Z. V. Parkhomchuk, E. N. Stoianova
Structure and properties of hereditarily modified steels

Summary

The influence of hereditary modification of carbonaceous and alloyed steels with additives of steels of a similar chemical composition with a structure prepared by deformation-thermal treatment is studied. A regular increase in the dispersity and homogeneity of the structure, mechanical properties, and resistance to brittle fracture of steels 25Л, 45Л, 25ХГСТФЛ, 45ХГСТФЛ and P6M5Л is shown.

УДК 669.017.3:669-158:539.26

*Вплив швидкості кристалізації на
формування квазікристалічної фази в сплаві
системи Ti – Cr – Al – Si*

М. О. Крапівка, М. В. Карпець, О. А. Рокицька

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Київ

Досліджено зміни фазового складу сплаву $Ti_{60}Cr_{30}Al_3Si_2(SiO_2)_5$ та його фізико-механічних властивостей залежно від швидкості кристалізації розплаву. Встановлено, що суттєве підвищення твердості сплаву зумовлено утворенням нанорозмірної ікосаедричної квазікристалічної фази.

Фізико-механічні властивості сплавів визначаються їх структурним станом та фазовим складом. В даний час область структурних станів сплавів значно розширилася за рахунок нанокристалічних та аморфних матеріалів. Отримання сплавів в таких граничних станах є складною технологічною проблемою і вирішується найчастіше надшвидкою кристалізацією розплаву на масивному мідному диску, що обертається, або охолодженням розплаву в зваженому стані. Проте основним методом отримання будь-якого матеріалу в нанокристалічному або аморфному станах є його надшвидке охолодження зі швидкостями > 1000 °С/с. За таких швидкостей вдається не лише подрібнювати структуру до нанорозмірів, але і фіксувати квазікристалічні та метастабільні фази, які сильно впливають на фізико-механічні властивості матеріалу.

На сьогоднішній день квазіперіодичні фази ідентифіковані у великій кількості сплавів на основі алюмінію, титану, цирконію, магнію. Хоча найбільш широко досліджено формування та властивості ікосаедричної фази в сплавах на основі алюмінію. Титанові сплави формують другий великий клас.

В роботі брали участь Горбань В.Ф., Самелюк А.В.