

Спадкове модифікування сталей компонентами шихти з підготовленою структурою

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

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Досліджено вплив дисперсно-структурованих швидкісною кристалізацією і деформаційно-термічною обробкою компонентів шихти на кристалізацію, структуру і властивості вуглецевих і легованих сталей. Встановлено суттєве підвищення дисперсності литої структури і властивостей сталей за рахунок проявів спадковості в системі шихта – розплав – виливок.

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 [1, 2]. Це відкриває нові можливості підвищення властивостей виробів машинобудування.

У зв'язку з цим досліджено закономірності впливу вихідної литої структури сталей 25Л, 25ХГСТФЛ, 45Л, 45ХГСТФЛ, Р6М5Л, одержаних за умов нормального ($V_{ox} = 5 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$) і швидкісного ($V_{ox} = 350 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$) тепловідбору при кристалізації, гарячої деформації і зміцнювальної термічної обробки на формування литої структури при використанні їх як модифікаторів сталей аналогічного хімічного складу.

Вихідні литі заготовки діаметром 40 мм і довжиною 150 мм, одержані за умов нормального і швидкісного охолодження розплаву, прокатували зі ступенем обтискування (ϵ) при деформації 0,68.

Структура литих заготовок (рис. 1), швидкоохолоджених при кристалізації сталей, відзначається високою дисперсністю і відповідними характеристиками дендритної будови. Так дисперсність дендритної структури (ДДС) при підвищенні інтенсивності тепловідбору від $5 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ до $350 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ збільшується у 2,0 – 3,0 рази, а щільність дендритної структури (ЩДС) в середньому у 1,5 – 2,0 рази.

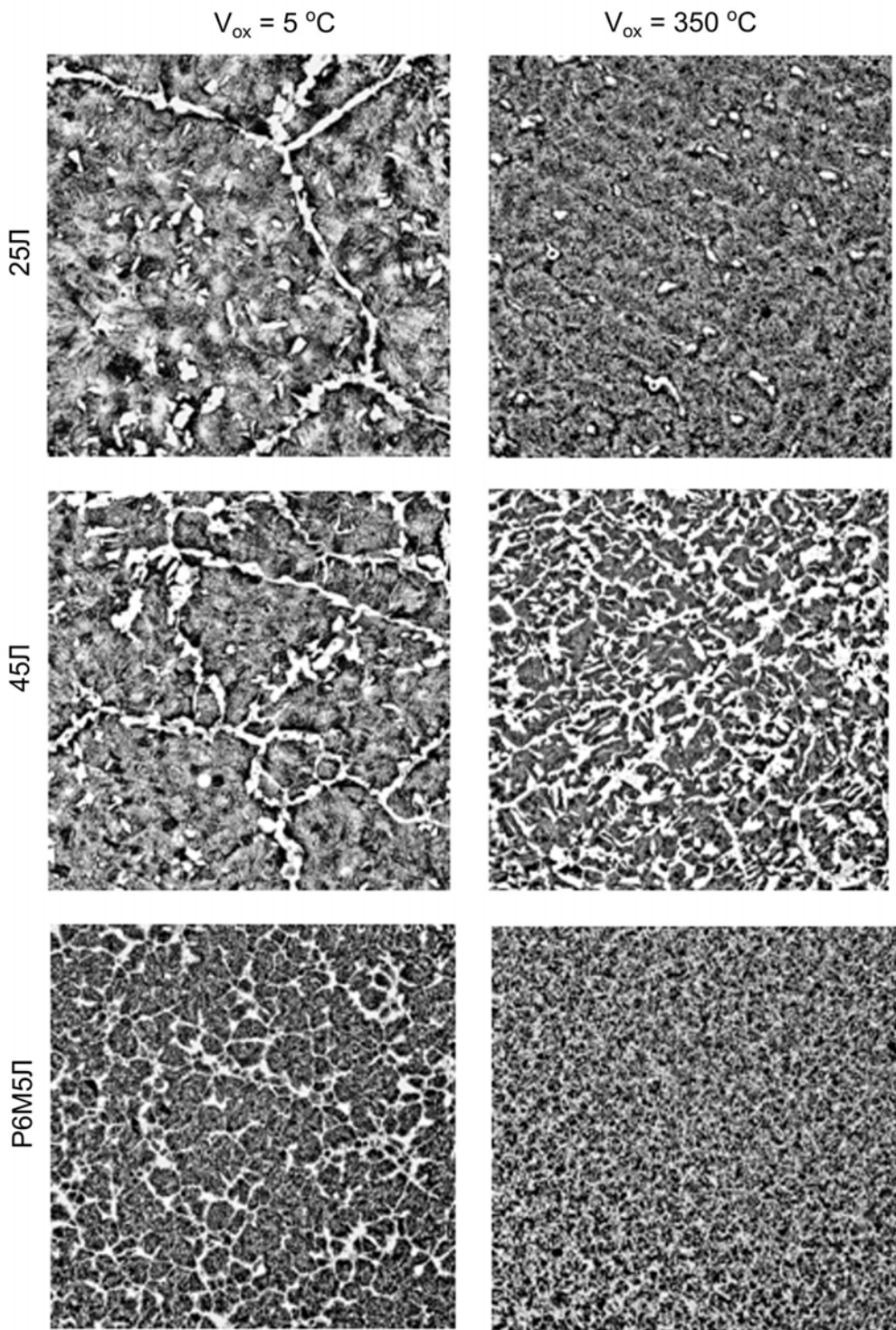


Рис. 1. Вихідна структура литих заготовок сталей залежно від швидкості охолодження заготовок при кристалізації (V_{ox}). $\times 100$.

Плавлення і кристалізація

Відповідно підвищенню інтенсивності охолодження розплаву під час кристалізації зростають і показники механічних властивостей сталей в середньому на 20 – 50 % (табл. 1).

Таблиця 1

Механічні властивості литих сталей залежно від умов кристалізації заготовок

Сталь	σ_B , МПа		σ_T , МПа		δ , %		ψ , %		Твердість, НВ		КCU, Дж/см ²	
	V_{ox} , °C/c		V_{ox} , °C/c		V_{ox} , °C/c		V_{ox} , °C/c		V_{ox} , °C/c		V_{ox} , °C/c	
	5	350	5	350	5	350	5	350	5	350	5	350
25Л	230	485	185	340	22,0	30,0	24,0	33,0	125	147	27	45
25ХГСТФЛ	720	810	640	680	8,0	11,2	6,3	22,0	282	342	22	40
45Л	440	520	280	332	10,0	15,0	8,0	16,0	203	268	21	32
45ХГСТФЛ	876	968	710	780	7,0	10,0	5,8	19,0	324	640	18	26
Р6М5Л	824	852	440	462	4,0	6,0	5,0	8,0	587	649	10	14

Структура досліджуваних сталей після гарячої деформації прокатуванням в певній мірі зберігає закладені в литих заготовках металогенетичні особливості їх будови (рис. 2).

Значно вища дисперсність і однорідність структури спостерігається і у прокаті швидкоохолоджених при кристалізації сталей. При цьому закономірно змінюються розміри структурних складових, що відповідають осним і міжосним об'ємам.

Швидкісний тепловідбір при кристалізації литих заготовок ($V_{ox} = 350$ °C/c) зумовлює суттєве подрібнення і підвищення рівномірності розподілу складових структури після деформаційної обробки.

Вплив гарячої деформації на трансформацію дендритної структури оцінювали також за показником «пророблюваності», що характеризує подрібнення дендритної структури литого металу в процесі деформації [3, 4]. Залежно від умов кристалізації показник пророблюваності характеризує щільність лінійних елементів у структурі деформованого металу. У даному випадку це осі дендритів (світла складова) і міждендритні ділянки (темна складова) вихідної структури. За коефіцієнт пророблюваності ($K_{пр}$) прийнято щільність системи лінійних елементів структури, що дорівнює середньому їх числу на одиниці січної площини, перпендикулярної до осі орієнтації. В табл. 2 наведено значення коефіцієнта $K_{пр}$ сталей залежно від стану вихідної структури литих заготовок. Встановлено підвищення значень коефіцієнта $K_{пр}$ на 25,0 – 50,0 % рази при підвищенні швидкості охолодження при кристалізації сталей від 5 °C/c до 350 °C/c. Високі значення однорідності структури і коефіцієнта пророблюваності після деформації швидкоохолоджених заготовок сталей свідчать про те, що операції деформаційної обробки не усувають закладених при кристалізації металогенетичних особливостей литої структури. Тобто, на стадіях кристалізації і структуроутворення литих заготовок можна керувати формуванням структури і властивостей готової продукції після деформаційної обробки.

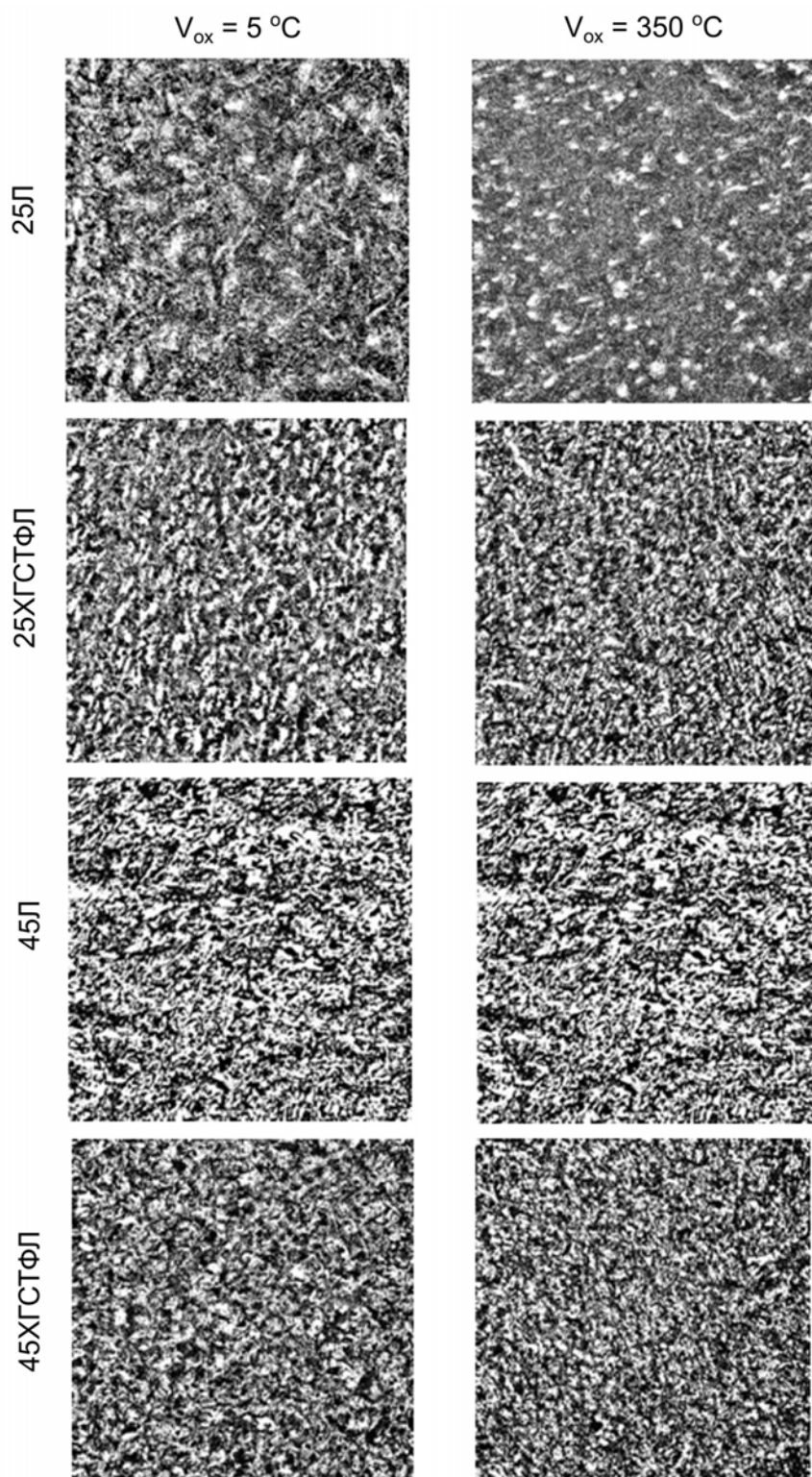


Рис. 2. Структура сталей після гарячої деформації залежно від умов кристалізації (V_{ox}), $\times 100$.

Таблиця 2

Коефіцієнт пророблюваності $K_{пр}$ сталей при гарячій деформації залежно від умов кристалізації заготовок

Сталь	$K_{пр} (n/S)$	
	$V_{ox} = 5 \text{ }^\circ\text{C/c}$	$V_{ox} = 350 \text{ }^\circ\text{C/c}$
25Л	0,23	0,34
25ХГСТФЛ	0,28	0,42
45Л	0,52	0,70
45ХГСТФЛ	0,64	0,82
Р6М5Л	0,92	1,16

Примітка: n – середнє число елементів структури на одиниці площі S

У відповідності з цим встановлено, що залежно від температурно-часових умов кристалізації закономірно змінюються розміри зерна в сталях після гарячої деформації (рис. 3). Так, розмір зерна сталей швидкісної кристалізації після деформівної обробки зменшується на 2 – 4 номери порівняно зі сталями, що кристалізувались за нормальних умов охолодження ($V_{ox} = 5 \text{ }^\circ\text{C/c}$) заготовок.

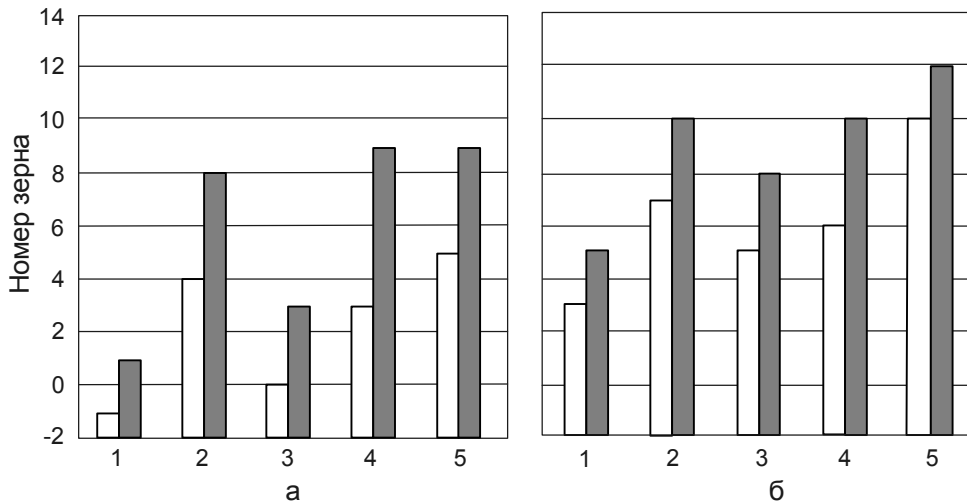


Рис. 3. Розмір зерна термічнозміцнених литих сталей після гарячої деформації залежно від умов кристалізації. $V_{ox} = 5 \text{ }^\circ\text{C/c}$ – □, $V_{ox} = 350 \text{ }^\circ\text{C/c}$ – ■. а – литий стан, б – гаряча деформація. 1 – сталь 25Л, 2 – сталь 25ХГСТФЛ, 3 – сталь 45Л, 4 – сталь 45ХГСТФЛ,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

Закладені при кристалізації позитивні ознаки швидкоохолоджених сталей зберігаються також на рівні тонкої кристалічної будови після деформаційної і термічної обробки. Стандартну зміцнюючу термічну обробку здійснювали за режимами: гартування від $870 \text{ }^\circ\text{C}$ і відпуск протягом 1,5 години (сталі 25Л, 25 ХГСТФЛ); гартування від $850 \text{ }^\circ\text{C}$ і відпуск при $550 \text{ }^\circ\text{C}$ протягом 2 годин (сталі 45Л, 45ХГСТФЛ); гартування від $1050 \text{ }^\circ\text{C}$, трикратний відпуск при $600 \text{ }^\circ\text{C}$ (сталь Р6М5Л).

За результатами рентгеноструктурних досліджень встановлено, що сталі з вихідною литою структурою інтенсивного охолодження

Плавлення і кристалізація

характеризуються більшими значеннями уширення в рентгенівських ліній (110) та (220) порівняно зі сталями нормального охолодження при кристалізації (табл. 3).

Таблиця 3

Фізичне уширення рентгенівських ліній після деформації і термічної обробки сталей залежно від умов кристалізації литої заготовки

Сталь	Уширення β рентгенівських ліній, рад			
	(110)		(220)	
	$V_{ox} = 5 \text{ }^\circ\text{C/c}$	$V_{ox} = 350 \text{ }^\circ\text{C/c}$	$V_{ox} = 5 \text{ }^\circ\text{C/c}$	$V_{ox} = 350 \text{ }^\circ\text{C/c}$
25Л	$0,32 \cdot 10^{-2}$	$0,45 \cdot 10^{-2}$	$1,17 \cdot 10^{-2}$	$1,31 \cdot 10^{-2}$
25ХГСТФЛ	$0,39 \cdot 10^{-2}$	$0,58 \cdot 10^{-2}$	$1,20 \cdot 10^{-2}$	$1,34 \cdot 10^{-2}$
45Л	$0,54 \cdot 10^{-2}$	$0,61 \cdot 10^{-2}$	$1,24 \cdot 10^{-2}$	$1,59 \cdot 10^{-2}$
45ХГСТФЛ	$0,65 \cdot 10^{-2}$	$0,71 \cdot 10^{-2}$	$1,62 \cdot 10^{-2}$	$2,00 \cdot 10^{-2}$
Р6М5Л	$0,85 \cdot 10^{-2}$	$0,91 \cdot 10^{-2}$	$1,24 \cdot 10^{-2}$	$2,16 \cdot 10^{-2}$

Більш високі характеристики уширення ліній (110) свідчать про менші розміри елементів субструктури (області когерентного розсіювання) та зростання величини густоти дислокацій. Сталі з швидкоохолодженою вихідною литою структурою характеризуються також більш високим рівнем мікронапружень кристалічної ґратки та дефектності кристалічної будови, що підтверджується відповідно високими значеннями уширення рентгенівських ліній (220). Таким чином підтверджено, що зі зменшенням розмірів елементів спадковості здатність до їх збереження при наступних технологічних операціях підвищується. В зв'язку з цим цілком очікуваним є підвищення характеристик механічних властивостей сталей після деформаційної і термічної обробки в разі використання швидкоохолодженої при кристалізації литої заготовки.

Зміну рівня механічних властивостей при підвищенні інтенсивності тепловідбору під час кристалізації від $5 \text{ }^\circ\text{C/c}$ до $350 \text{ }^\circ\text{C/c}$ експериментально підтверджено для всіх досліджуваних сталей (табл. 4).

Таблиця 4

Механічні властивості сталей після гарячої деформації і зміцнювальної термічної обробки залежно від умов кристалізації

Сталь	σ_B , МПа		σ_T , МПа		δ , %		ψ , %		Твердість, НВ		КСУ, Дж/см ²	
	$V_{ox}, \text{ }^\circ\text{C/c}$		$V_{ox}, \text{ }^\circ\text{C/c}$		$V_{ox}, \text{ }^\circ\text{C/c}$		$V_{ox}, \text{ }^\circ\text{C/c}$		$V_{ox}, \text{ }^\circ\text{C/c}$		$V_{ox}, \text{ }^\circ\text{C/c}$	
	5	350	5	350	5,0	350,0	5,0	350,0	5	350	5	350
25Л	460	485	320	345	23,0	28,5	48,0	54,0	240	255	50	84
25ХГСТФЛ	749	832	658	695	17,0	21,0	22,0	27,0	291	352	29	46
45Л	690	759	494	629	15,0	25,5	29,0	37,0	272	380	24	32
45ХГСТФЛ	905	984	725	802	14,0	19,0	21,0	25,0	340	610	26	37
Р6М5Л	920	960	510	550	6,0	8,0	7,0	10,0	803	867	12	18

Плавлення і кристалізація

Одержані дисперсно-структуровані швидкісною кристалізацією при $V_{\text{ох}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$, деформаційною і зміцнювальною термічною обробкою сталі з такою підготовленою структурою в подальших експериментах використовували в якості компонентів шихти для спадкового модифікування.

Підготовлені таким чином дисперсно-структуровані добавки вводили до розплаву досліджуваних сталей аналогічного хімічного складу в кількості 20 % від маси виливків. Наступна кристалізація і остигання виливків сталей здійснювали за умов звичайного охолодження у піщаних тріфоподібних формах.

Одержана при цьому лита структура модифікованих сталей у порівнянні зі структурою сталей без модифікування характеризується суттєвим подрібненням (рис. 4).

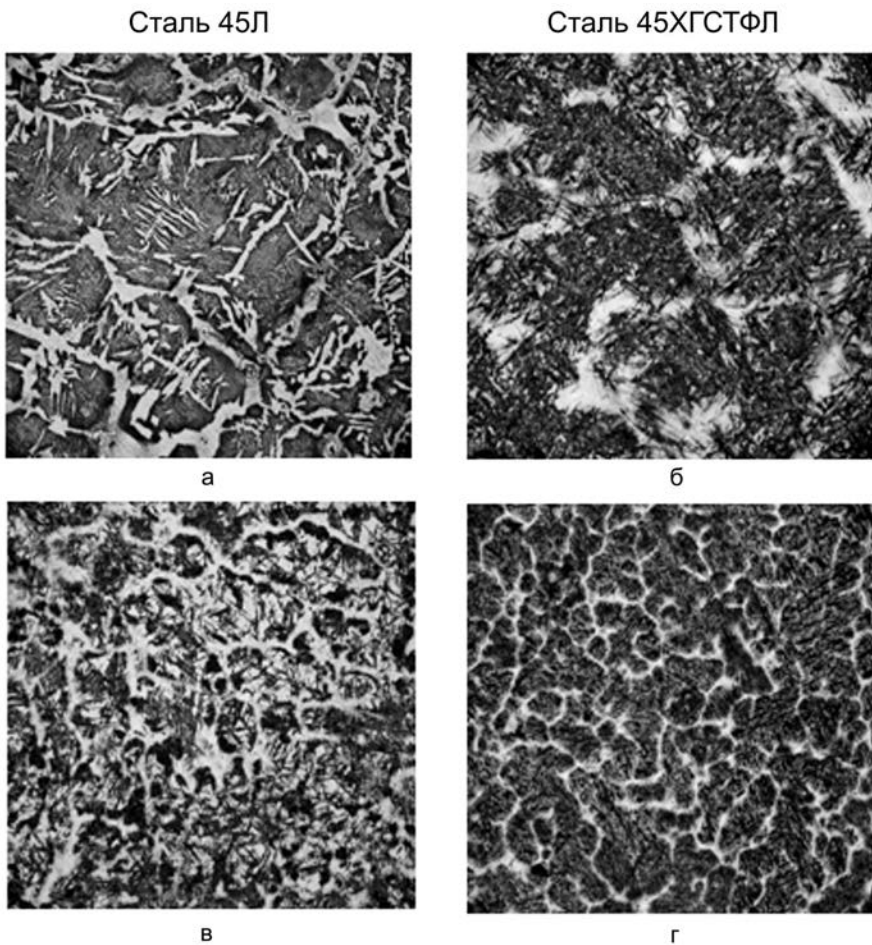


Рис. 4. Трансформація структури литих (а, б) і спадково модифікованих (в, г) сталей. $\times 200$.

Розмір зерна при цьому зменшується в середньому у 2,0 – 2,5 рази, характеристики дендритної будови (ДДС, ЩДС) відповідно підвищуються в межах 15 – 40 % і 20 – 35 % залежно від хімічного складу сталей (табл. 5).

Таблиця 5
Характеристики структури спадково модифікованих сталей

Сталь	Номер зерна	ДДС, мм ⁻¹	ЩДС	β (110), рад.
25Л	4	8	0,90	$0,40 \cdot 10^{-2}$
25ХГСТФЛ	7	10	1,20	$0,52 \cdot 10^{-2}$
45Л	5	11	1,45	$0,66 \cdot 10^{-2}$
45ХГСТФЛ	8	32	1,62	$0,68 \cdot 10^{-2}$
Р6М5Л	10 – 11	54	1,80	$0,98 \cdot 10^{-2}$

Показовим є також закономірне підвищення показників тонкої кристалічної структури (фізичне уширення β рентгенівських ліній 110) модифікованих сталей.

Порівняльними дослідженнями проявів дендритної ліквідації модифікованих і немодифікованих сталей встановлено суттєве зниження значень коефіцієнта ліквідації (табл. 6) внаслідок спадкового модифікування і забезпечення високих показників хімічної і структурної однорідності виливків.

Таблиця 6
Вплив спадкового модифікування на коефіцієнт дендритної ліквідації сталей

Елемент	Немодифікована сталь	Модифікована сталь	Сталь
Mn	2,36	1,46	45Л
Si	1,26	1,18	
Mo	3,75	2,62	Р6М5Л
V	3,48	2,3	
W	3,2	2,35	
Cr	1,81	1,1	

Експериментально встановлено, що за умов модифікування вказаними компонентами шихти закономірно підвищуються характеристики механічних властивостей сталей (табл. 7). При цьому слід відзначити одночасне

Таблиця 7
Механічні властивості спадково модифікованих сталей

Сталь	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{т}$, МПа	δ , %	ψ , %	Твердість, НВ	Робота руйнування, Дж/см ²		
						КСУ	a_z	a_n
25Л	316	285	26,0	28,0	136	34	15	19
25ХГСТФЛ	790	660	10,0	8,0	310	28	13	15
45Л	467	305	12,0	14,0	224	26	12	14
45ХГСТФЛ	880	720	9,0	16,0	396	22	7	15
Р6М5Л	870	470	5,0	6,0	640	18	5	13

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 (табл. 7), що узгоджується з уявленнями Петча-Холла [5, 6].

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.

Література

1. Пляхтур О.О. Структуроутворення, спадковість та властивості сталей при переплавах // *МОН*. – 2010. – № 3. – С. 49 – 50.
2. Кондратюк С.Є., Стоянова О.М., Пляхтур О.О. Структуроутворення при переплавах сталей у зв'язку з нерівноважністю і структурною спадковістю шихтових матеріалів // *МОН*. – 2012. – № 1. – С. 3 – 9.
3. Лебедев В.Н., Троицкий В.П., Антонщенков Ю.М. Определение степени прорабатываемости металла при деформации // *Изв. вузов. Черная металлургия*. – 1977. – № 3. – С. 109 – 111.
4. Левченко Г.В., Демина Е.Т., Мединский Г.А. Трансформация дендритной структуры при производстве железнодорожных осей // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2008. – № 2. – С. 74 – 76.
5. E.O. Hall // *Physical Society of London Proceedings*. – 1951. – 64 B. – P. 747 – 753.
6. N.J. Petch // *J. Iron Steel Institute Journal*. – 1953. – 174, № 1. – P. 25 – 28.

Одержано 09.02.16

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

Наследственное модифицирование сталей компонентами шихты с подготовленной структурой

Резюме

Исследовано влияние дисперсно-структурированных скоростной кристаллизацией и деформационно-термической обработкой компонентов шихты на кристаллизацию, структуру и свойства углеродистых и легированных сталей. Установлено существенное повышение дисперсности литой структуры и свойств сталей за счет проявлений наследственности в системе шихта – расплав – отливка.

S. Ye. Kondratiuk, E. N. Stoianova, Z. V. Parkhomchuk

**Hereditary modification of steels components of the charge
with a prepared structure**

Summary

The influence of dispersed-structured crystallization speed and deformation-thermal treatment of components of the charge on the crystallization, structure and properties of carbon and alloyed steels is studied. The significant increase in dispersion of cast structure and properties of steels due to heredity of system charge – melt – casting is established.

Вітання ювіляру

Олена Миколаївна Стоянова



6 березня відзначила свій ювілейний день народження незмінний відповідальний секретар журналу “Металознавство та обробка металів” кандидат фізико-математичних наук Стоянова Олена Миколаївна.

Протягом більше двадцяти років видання журналу Олена Миколаївна виконує велику організаційну і редакторську роботу, доброзичливо і принципово працює з авторами наукових публікацій, сприяє підвищенню фахового рівня і авторитету журналу “МОМ”.

Цю важливу і відповідальну роботу Олена Миколаївна успішно поєднує з плідною науковою діяльністю у відділі лиття і структуроутворення сталі ФТІМС НАН України.

Вона є автором понад 60 наукових робіт, винаходів і патентів.

Щиро поздоровляємо шановного і дорогого ювіляра, бажаємо міцного здоров'я, щастя, творчої наснаги і успіхів на довгі роки.



*Редакційна колегія журналу “МОМ”,
колектив відділу лиття та
структуроутворення сталі*