

Швидкорізальна сталь струменевого формування з низьким вмістом вольфраму

О. М. Сидорчук, кандидат технічних наук

К. О. Гогаєв, доктор технічних наук, член-кореспондент НАН України

О. К. Радченко, доктор технічних наук

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

Проведено порівняльний аналіз структури та властивостей швидкорізальних сталей P6M5 та P2M5 після відпалу, одержаних за різними технологіями. Показано, що при використанні технології струменевого формування створюються передумови для оптимізації хімічного складу та одержання швидкорізальної сталі з меншим вмістом вольфраму (P2M5). Розроблені режими термічної та термодформаційної обробки сталей струменевого формування забезпечують підвищений комплекс фізико-механічних властивостей у порівнянні зі сталями того ж хімічного складу, одержаними іншими методами.

На сьогоднішній день практично вичерпано можливості підвищення якості швидкорізальних сталей, одержаних за традиційними способами виробництва. Основним недоліком швидкорізальних сталей традиційного виробництва є значна дендритна ліквіація [1], яка зумовлює незадовільну деформівність під час гарячої пластичної деформації [2], що обмежує можливість використання певної обробки металу, зокрема прокатування. Для зменшення карбідної неоднорідності застосовують наступні методи: підвищення швидкості кристалізації, проведення термодформаційної обробки.

Збільшення швидкості кристалізації розплаву дозволяє гальмувати ріст карбідних фаз та зменшити прояви дендритної ліквіації у структурі металу. Для цього використовують технології переплавних процесів (електрошлаковий [3], електронно-променевий [4], плазово-дуговий [5]). Проте, загальним недоліком цих технологічних процесів є значні витрати енергоресурсів.

Термодформаційну обробку швидкорізальної сталі, одержаної за традиційною технологією лиття проводять в аустенітній області за температур 1100 – 1150 °С (кування, прокатування) для подрібнення карбідної евтектики литого стану [2]. Структура прокатої швидкорізальної сталі традиційного виробництва характеризується значною стрічковою карбідною неоднорідністю, що зумовлює погіршення її фізико-механічних властивостей. Використання технологій порошкової металургії для виготовлення швидкорізальної сталі дозволяє усунути цей недолік [6]. Висока дисперсність карбідних фаз сталі, одержаної методом порошкової

*В роботі брала участь С. Г. Пятачук

металургії, дозволяє у певному температурному інтервалі реалізувати ефект надпластичності [7]. Автори [8] досліджували надпластичність порошкової сталі Р6М5 при екструзії. Екструзію проводили за температур $A_{C1} - (A_{C1} - 60 - 80 \text{ } ^\circ\text{C})$ [8], тобто в області температур твердофазного перетворення ($800 \pm 20 \text{ } ^\circ\text{C}$). Проте використання технології порошкової металургії також потребує значних витрат енергоресурсів [7].

Технологія струменевого формування [2] на сьогодні є перспективним способом одержання заготовок з швидкорізальної сталі великої щільності (96 – 98 %). Виходячи з цього метою роботи було оптимізувати вміст вольфраму у складі швидкорізальної сталі на базі марки Р6М5 та покращити її властивості з урахуванням структуроутворення, особливостей процесу струменевого формування та проведення наступних технологічних операцій: пластичної деформації і зміцнюючої термічної обробки.

Хімічний склад досліджених сталей представлено у табл. 1. Принципова схема установки струменевого формування описана в роботі [2]. Температура розливу рідкого металу у металоприймач становила $1630 \pm 10 \text{ } ^\circ\text{C}$. Газ (азот), що використовували для розпилення рідкого металу, постував у форсунку під тиском 0,55 МПа.

Таблиця 1

Хімічний склад досліджуваних сталей

Марка сталі	Вміст елементів (% по масі)					
	C	W	Mo	V	Cr	N
Р6М5	1,00 – 1,05	6,1	5,1	2	4,5	0,020
Р2М5	0,87 – 0,95	1,4	4,7	1,9	4,4	0,025

Дослідження структури металу проводили на мікроскопі МІМ-10. Шліфи травили розчином азотної кислоти в етанолі (4 % HNO_3). Мікротвердість визначали на приладі ПМТ-3 (ГОСТ 9450 – 76). Міцність при статичному згині визначали за ГОСТ 18228 – 72 на зразках (без надрізу) з розмірами 6,0x 6,0x60 мм. Ударну в'язкість – на зразках без надрізу (10x10x55 мм) за ГОСТ 9454 – 78. Твердість визначали на приладі Роквелла. Гомогенізуючий відпал заготовок, одержаних струменевим формуванням, проводили при температурі 1150 $^\circ\text{C}$. Подальшу термічну обробку здійснювали за режимом: нагрів до 850 $^\circ\text{C}$, витримка 2 години, охолодження зі швидкістю 50 $^\circ\text{C}/\text{год}$ до 720 $^\circ\text{C}$, ізотермічна витримка при цій же температурі протягом 2 годин, охолодження до 600 $^\circ\text{C}$ зі швидкістю 50 $^\circ\text{C}/\text{год}$ та остаточне охолодження з піччю. Деформування сталі у смугу проводили на стані з діаметром валків 500 мм зі швидкістю прокатування 3 м/хв.

Сталь Р6М5 струменевого формування після відпалу має перліто-сорбітну структуру у вигляді розривчастої сітки з дисперсної карбідної фази (рис. 1 а). На відміну від структур сталі Р6М5, отриманої за традиційною технологією ливарного виробництва, які містять карбіди великих розмірів, карбідні фази у сталі струменевого формування характеризуються значною дисперсністю. Як і порошкова сталь [11], сталь

струменевого формування має здатність до надпластичності при визначених температурно-швидкісних режимах пластичної деформації [8]. Цей температурний інтервал також був використаний для прокатування швидкорізальної сталі Р6М5, одержаної струменевим формуванням, з величиною деформації від 15 до 25 % за прохід. Сумарна величина деформації перевищувала 50 %. Для усунення залишкової пористості після сфероїдируючого відпалу проводили гаряче пластичне деформування сталі за один прохід за температури 1100 ± 20 °С з величиною деформації 25 %. В результаті термодформаційної обробки утворилася високодисперсна карбідна складова (рис. 1 б), яка зберігається і після кінцевої термічної обробки сталі. Її фізико-механічні властивості на рівні порошкової сталі, одержаної методом “ASEA –STORA” [12] і вищі, ніж у сталі того ж хімічного складу, одержаної за традиційною технологією (табл. 2). Оптимальну температуру гартування визначали за величиною зерна аустеніту, твердістю матеріалу HRC і за кінцевою структурою металу після відпуску. Встановлена температура гартування 1210 °С (рис. 2 а). Після гартування твердість сталі становила 61 HRC, номер зерна аустеніту 10. Після триразового відпуску за температури 560 °С (1 година ізотермічної витримки) твердість підвищилась до 65 – 66 HRC. Теплостійкість (HRC_{59}) становила 620 °С.

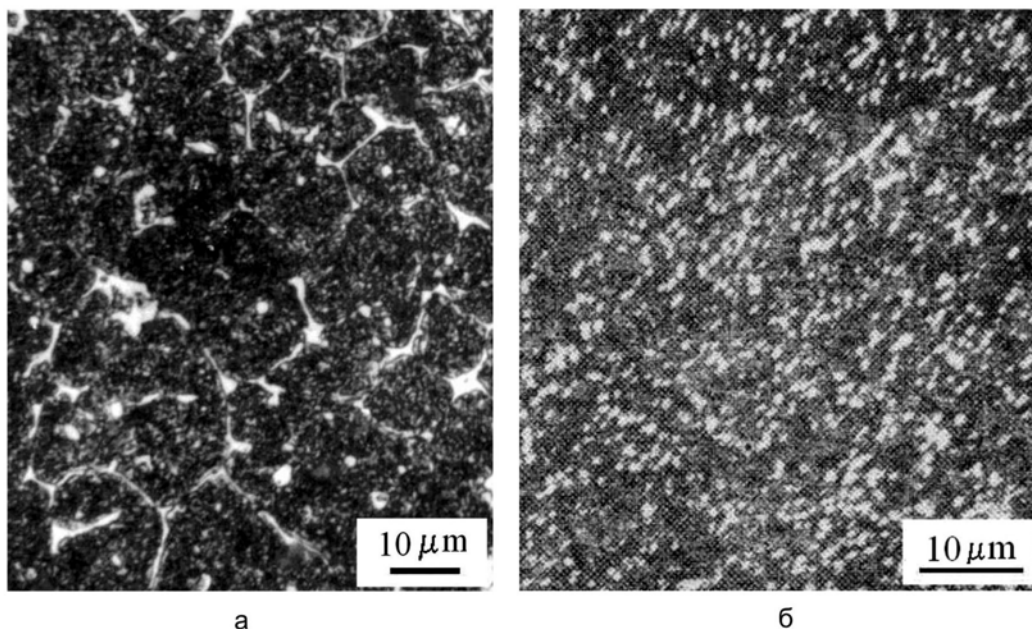


Рис. 1. Мікроструктура швидкорізальної сталі Р6М5, одержаної струменевим формуванням, після проведення дифузійного та сфероїдируючого відпалів (а) та прокатоної двома проходами за температури 1100 ± 20 °С та 800 ± 20 °С (б).

За рахунок високої швидкості охолодження крапель, що формують зливков струменевого формування ($10^4 - 10^5$ °С/с [2]) не встигають утворюватись карбідні евтектики, відсутня карбідна неоднорідність і відповідно підвищуються фізико-механічні властивості. Як було показано

вище за відсутності карбідної неоднорідності в сталі Р6М5 струменевого формування з'являються передумови для створення економнолегованої швидкорізальної сталі з меншим вмістом вольфраму.

В якості перевірки цього було вибрано дослідну швидкорізальну сталь марки Р2М5, одержаної струменевим формуванням. Проведено дифузійний та сфероїдизуючий відпали сталі Р2М5 струменевого формування, термодформаційну обробку (прокатування перший прохід при 1100 ± 20 °С і наступні проходи при 800 ± 20 °С), а також кінцеву термічну обробку: гартування 1195 ± 10 °С (рис. 2 б) з наступним трикратним відпуском при 560 °С. При дослідженні трансформації структури від вихідного стану до стану, що відповідає кінцевій термічній обробці, показано збереження високої дисперсності карбідної складової (рис. 3). Комплекс фізико-механічних властивостей дослідної сталі Р2М5 відповідає рівню сталі Р6М5, одержаної струменевим формуванням (табл. 2).

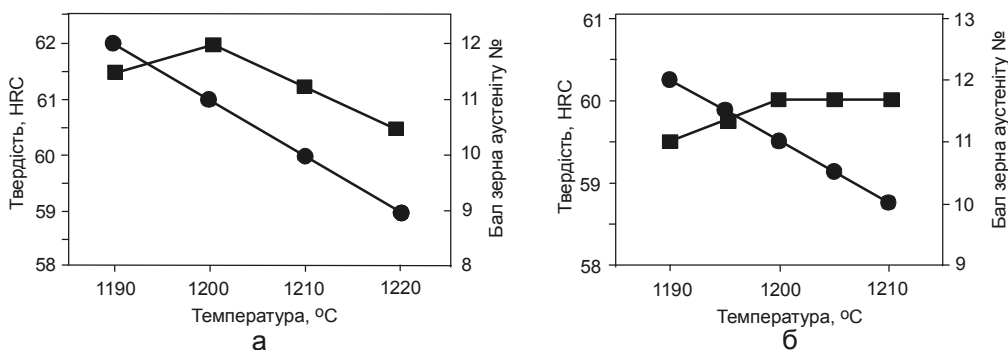


Рис. 2. Залежність твердості та величини зерна аустеніту від температури гартування сталей струменевого формування Р6М5 (а) та Р2М5 (б). —■— залежність твердості сталі від температури гартування, —●— залежність величини зерна аустеніту від температури гартування сталі.

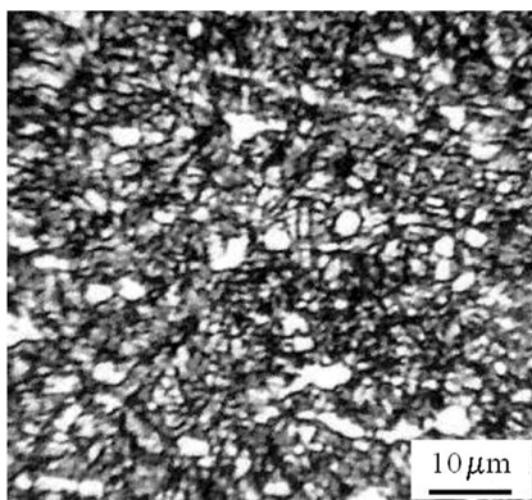


Рис. 3. Мікроструктура швидкорізальної сталі Р2М5 струменевого формування після прокатки при 1100 ± 20 °С та 800 ± 20 °С і гартування від 1195 °С та трикратного відпуску при 560°С.

Таблиця 2

Фізико-механічні властивості швидкорізальних сталей

Марка сталі та технологія	Фізико-механічні властивості		Твердість, HRC
	Міцність на згин, МПа	Ударна в'язкість, Дж/см ²	
Сталь Р6М5, традиційне виробництво (лиття, кування та обробка тиском) [2]	2600 – 3000	18,0 – 20,0	64 – 65
Порошкова сталь Р6М5, метод "ASEA-STORA" [12]	3300 – 3500	15,0 – 25,0	65 – 66
Сталь Р6М5, струменеве формування (обробка тиском)	3300 – 3500	19,0 – 21,0	65 – 66
Сталь Р2М5, струменеве формування (обробка тиском)	3500 – 3700	19,0 – 20,0	65 – 66

Таким чином в результаті проведеної роботи одержана економнолегована швидкорізальна сталь Р2М5 методом струменевого формування, яка за своїми фізико-механічними властивостями не поступається базовій сталі Р6М5.

Література

1. Голиков И.Н., Масленков С.Б. Дендритная ликвация в сталях и сплавах. – М.: Металлургия, 1977. – 218 с.
2. Позняк Л.А. Инструментальные стали. – Киев: Наук. думка, 1996. – 488 с.
3. Одегов Е.В., Бойко Г.А., Ткачук Л.С. Получение заготовок инструмента путем электрошлакового переплава стружки быстрорежущей стали // Проблемы специальной электрометаллургии. – 1989. – № 1. – С. 19 – 22.
4. Шпак П.О. Особливості структуроутворення й властивостей швидкорізальної сталі та підвищення ефективності технології її електронно-променевого переплаву. Дис... канд. техн. наук: 05.02.01 // ІПМ НАНУ ім. І. М. Францевича. – Київ, 2006. – 138 с.
5. Григоренко Г.М., Негода Г.П., Банатов П.К. Производство инструмента из экономнолегированной быстрорежущей стали Р2М5 плазменно-дугового переплава // Проблемы специальной электрометаллургии. – 1987. – № 1. – С. 51 – 56.
6. Hellman P. The ASEA – STORA process // Metal Powder Report. – 1977. – 32. – No 3. – P. 78 – 84.
7. Гогаев К.А., Ульшин В.И. Определение температурного интервала деформирования порошковых инструментальных сталей // Порошковая металлургия. – 2004. – № 11 – 12. – С. 20 – 27.
8. Гогаев К.А., Ульшин В.И., Сидорчук О.Н. Влияние температурно-силовых режимов обработки на структуру и свойства заготовок, изготовленных из порошков быстрорежущих сталей // Удосконалення процесів і обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні. – Краматорськ, 2003. – С. 323 – 328.
9. Brooks R.G., Moore C., Leatham A.G. The Osprey process // Powder Metallurgy. – 1977. – No 2. – P. 100 – 102.

10. Сидорчук О.М. Особливості структуроутворення швидкорізальних сталей з підвищеними властивостями, одержаних з використанням технології струменевого формування порошків та матеріалів. Автореф. дис... канд. техн. наук: 05.16.06 // ІПМ НАНУ ім. І. М. Францевича. – Київ, 2008. – 22 с.
11. Гогаев К.А., Ульшин В.И., Штакун В.А. Технология получения режущего инструмента из порошков быстрорежущих сталей, распыленных газом // Порошковые быстрорежущие стали (структура, свойства, технологии, производства инструментов). – Киев: Наук. думка, 1990. – С. 54 – 63.
12. Крячек В.М. Порошковые быстрорежущие стали сегодня / Достижения и перспективы материаловедения в создании новых материалов // Физическое материаловедение, структура и свойства материалов. Труды ИПМ НАНУ им. И. Н. Францевича. – Киев, 2005. – С. 68 – 95.

Одержано 19.03.15

О. Н. Сидорчук, К. А. Гогаев, А. К. Радченко

Быстрорежущая сталь струйного формирования с низким содержанием вольфрама

Резюме

Проведен сравнительный анализ структуры и свойств экономнолегированных быстрорежущих сталей P6M5 и P2M5, полученных по различным технологиям производства. Показано, что при использовании технологии струйного формирования появляются предпосылки для оптимизации химического состава и получения быстрорежущей стали с меньшим содержанием вольфрама (типа P2M5). Разработанные режимы термической и термомеханических обработок этих сталей обеспечивают повышенный комплекс физико-механических свойств по сравнению со сталями того же химического состава, полученными другими методами.

О. М. Sydorhuk, К. О. Gogaev, О. К. Radchenko

Spray deposition High-speed steel with low tungsten content

Summary

The comparative analysis of the structure and properties of economically alloyed High-speed steels (P6M5 and P2M5) obtained by different production technologies, after annealing was done. It is shown that the application of spray forming technology creates the conditions for chemical composition optimization and creates opportunities to produce high-speed steels with lower tungsten content (such as P2M5). Developed heat and heat-deformation treatment regimes of high-speed steel, provide a range of increased physical and mechanical properties comparing with a steels of the same chemical composition obtained by other methods.