

14. Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н., Химико-термическая обработка металлов / Ю.М. Лахтин, – М.:Металлургия, 1985. –256 с.
15. Лахтин Ю.М. Диффузионные основы процесса азотирования / Ю.М. Лахтин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1995. – №7. – С. 14–17.
16. Н.С. Ломино, В.Д. Овчаренко, Г.Н. Полякова, А.А. Андреев, В.М. Шулаев. Межэлектродная плазма вакуумной дуги в атмосфере азота // Сб. докл. 3-й Межд. конф. «Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов». Харьков, 2002, с. 202-222.
17. Александров В.А..Азотирование инструмента из высокохромистых и быстрорежущих сталей / В.А.Александров, К.В.Богданов // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2005. – № 5. – С. 14-20.

ВПЛИВ МОРФОЛОГІЇ ЕВТЕКТИЧНОЇ СКЛАДОВОЇ В ШВИДКОРІЗАЛЬНІЙ СТАЛІ НА ЇЇ ЗНОСОСТІЙКІСТЬ

*Наук. співроб., канд. техн. наук О.В. Мовчан,
доц., канд. техн. наук К.О. Чорноіваненко*

Український державний університет науки і технологій, Дніпро, Україна

Вступ. Працездатність інструменту визначається умовами обробки та оброблюваними матеріалами, а також властивостями інструментального матеріалу, які значною мірою залежать від стану структури та тонкої структури швидкорізальних сталей, що застосовуються для виготовлення різального інструменту. Широко поширені швидкорізальні сталі Р18, Р6М5, Р6М5К5, Р9К5 та інші, незважаючи на високі показники твердості та теплостійкості, не завжди здатні забезпечити необхідну продуктивність і зносостійкість, особливо при обробці матеріалів, що важко обробляються. Тому, актуальним завданням є підвищення експлуатаційних властивостей швидкорізальних сталей за рахунок зміни їх структури та розробка на цій основі різальних інструментів з підвищеною зносостійкістю та продуктивністю.

Треба зазначити позитивні якості ванадія, як основного легуючого елементу швидкорізальних сталей. Ванадій відноситься до групи елементів, які утворюють в сталях тверді тугоплавкі монокарбіди. Мікротвердість карбіду VC становить близько 24000 Н_μ [1], у зв'язку з цим сталі, леговані ванадієм, мають високу твердість і зносостійкість [2...3]. Крім того, карбід VC досить добре розчиняється в аустеніті при високих температурах. Таким чином, сталі з високою концентрацією ванадію і вуглецю при відповідній

термічній обробці (гартування з високих температур і відпуск при температурі $\sim 550\text{ }^{\circ}\text{C}$) є вториннотвердіючими і теплостійкими [4].

Матеріал та методики досліджень. Дослідження проводили на зразках стандартних швидкорізальних сталей P18, P6M5, P9Ф5, а також експериментальних сплавах P0M5Ф4 (1,0% C, 5,2% Mo, 3,9% V, 4,1% Cr, <0,4% Mn, <0,5 %Si) та P0M5Ф6 (1,5 %C, 4,9 %Mo, 6,2 %V, 4,0 %Cr, <0,4 %Mn, <0,5 %Si) Дослідні сплави виготовляли в печі опору в інертній атмосфері на базі армко-заліза. Фазові та структурні перетворення вивчали з використанням методів оптичної металографії.

Знос задньої та передньої грані дослідних литих різців досліджували при точінні високошвидкісного чавуну В4-60-2. Кількість оборотів – 400 об/хв; глибина різання – 0,5 мм; подача – 0,22 мл/об; головний задній кут – 60.

Результати досліджень та їх обговорення. Структура литих швидкорізальних сталей складається з евтектичної складової та продуктів розпаду аустеніту. Скелетна та віялоподібна евтектика базується на карбідах M_2C та M_6C . А евтектика з карбідами MC є структурою ізольованих включень в аустенітній матриці. З зв'язку з дефіцитністю W і Mo евтектичну складову швидкорізальної сталі представляється доцільним базувати на основі карбіду MC (VC). Однак, у всіх швидкорізальних сталях евтектика, що складається з аустеніту і карбіду ванадію, кристалізується у вигляді великих ізольованих включень. Показано, що евтектика $\gamma + \text{VC}$ може мати форму колонії з розгалуженими евтектичними карбідами, в яких поперечний переріз карбідних гілок набагато менше перерізу ізольованих карбідів. Великі ізольовані карбідні включення викрошуються, будучи причиною зниження опору зносу.

Мікроструктура евтектичної складової дослідних експериментальних сплавів представлена на рис. 1.

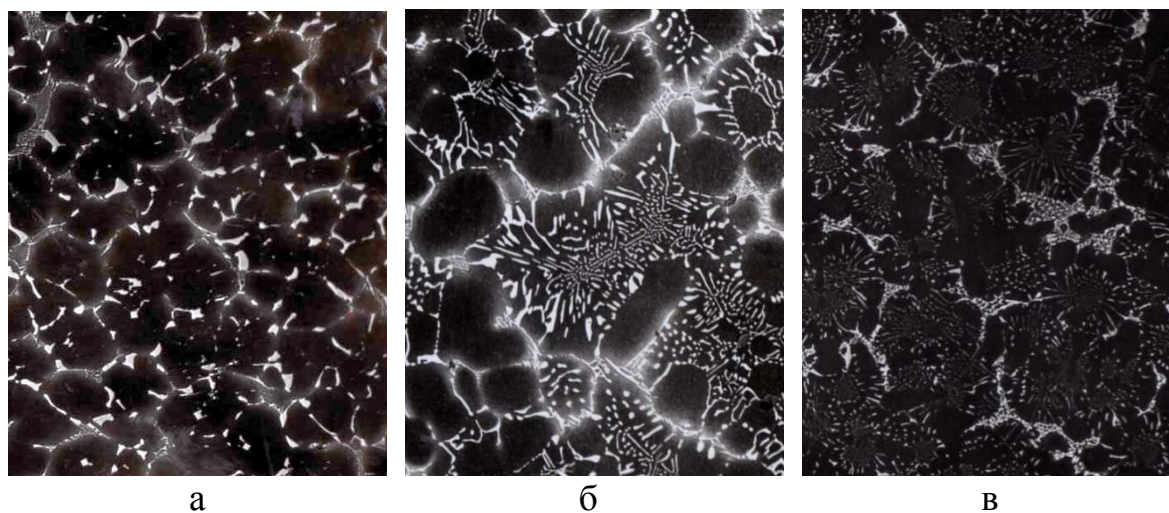


Рис. 1. Мікроструктура сталі в литому стані:

а – сталь P6M5, $\times 400$; б – сталь P0M5Ф4, $\times 200$; в – сталь P0M5Ф6, $\times 100$

Структура литої швидкорізальної сталі Р6М5 представлена двома типами евтектик та продуктами розпаду аустеніту (рис. 1). Одна з евтектик, розташованих за межами дендритних гілок, базується на карбіді M_2C і має будову пластин, проміжки яких заповнені другою евтектичною складовою – аустенітом. Евтектика $\gamma+VC$ також розташована за межами дендритних гілок, проте вона присутня у вигляді окремих ізольованих рівновісних включень. Грунтуючись на аналізі літературних даних, можна стверджувати, що така структура не є оптимальною внаслідок малої кількості та відносно великого розміру евтектичних карбідів. Зрозуміло, що обидві евтектики формуються при кристалізації карбідів та аустеніту з рідини, де вміст легуючих елементів нерівноважний через розвиток ліквідаційних процесів.

На рис. 1 б, в представлена структура експериментальних економнолегованих швидкорізальних сталей. Видно, що співвідношення евтектик та її морфологія відрізняється від такої у литій структурі Р6М5. Якщо евтектика на базі карбіду M_2C зберегла свою пластинкову будову та розташування у первинній структурі, то евтектика на базі карбіду ванадію відрізняється. Евтектичний карбід ванадію вже має більш тонку та розгалужену будову. Розрізняються контури евтектичних колоній. Крім того, збільшився і рівень евтектичності. Кількість $\gamma+VC$ евтектики збільшується при переході від сплаву Р0М5Ф4 до сплаву Р0М5Ф6. Відповідно кількість надлишкового аустеніту зменшується.

Відомо, що зносостійкість інструменту залежить від структури та фізико-механічних властивостей матеріалів оброблюваної заготовки та різальної частини інструменту [5]. Як очевидно з табл. 1 при випробовуваннях на знос задньої грані литих різців, виготовлених з дослідних сталей, при точінні високоміцного чавуну ВЧ-60-2 найбільшу зносостійкість має сталь Р0М5Ф6, найменшу Р9Ф6.

Таблиця 1 – Показники зносостійкості дослідних сталей

Сталь	Вторинна твердість, HRC	Зміна ваги різця, ΔP_1 , г	Зміна ваги оброблюваного матеріалу, ΔP_2 , г	$\Delta P_1 / \Delta P_2, 10^{-4}$	Шлях пройдений різцем, м
P18	63	0,0376	4,3785	86	9
P6M5	63	0,0542	3,8249	142	4
P9Ф5	63	0,0838	3,0008	278	3,2
P0M5Ф6	63,5	0,0042	2,2631	18	12,2
P0M5Ф4	62	0,0053	1,8925	28	12

Як видно з представлених даних, незважаючи на високий вміст легуючих елементів в сталі Р9Ф5, сталь Р0М5Ф6 має зносостійкість вище через різну морфологію евтектичних карбідів ванадію.

Дослідження показали (рис. 2), що питома величина зносу експериментальної швидкорізальної сталі P0M5Ф6 мінімальний, оскільки кількість евтектики VC+γ у неї найбільша в порівнянні з іншими сталями.

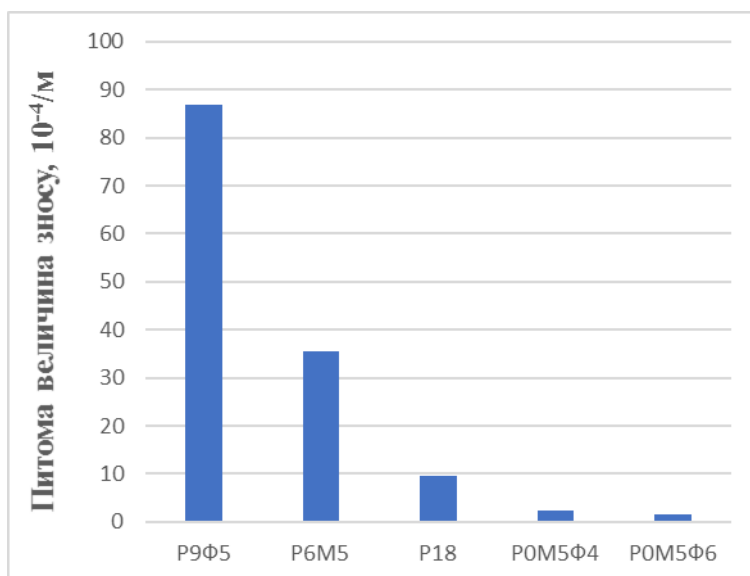


Рис. 2. Питома величина зносу дослідних швидкорізальних сталей

Висновки: як видно з представлених даних, незважаючи на високий вміст легуючих елементів в стандартних швидкорізальних сталях P18, P6M5, P9Ф5, сталь P0M5Ф6 має показники стійкості вище. Встановлено, що причиною цього є різна морфологія евтектичних ванадію карбідів.

Посилання

1. Андриевский Р.А. Прочность тугоплавких соединений (Москва: Металлургия: 1974).
2. Shizhong Wei, Jinhua Zhu, Leujue Xu. Research on wear resistance of high speed steel with high vanadium content. *Materials Science and Engineering A*, **404**:138 (2005). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.05.062>
3. Euh, K., Lee, S. Correlation of microstructure with hardness and wear resistance of VC/steel surface-alloyed materials fabricated by high-energy electron-beam irradiation. *Metall Mater Trans A* **34**: 59 (2003). <https://doi.org/10.1007/s11661-003-0208-8>
4. Shizhong Wei, Jinhua Zhu, Leujue Xu. Effects of vanadium and carbon on microstructures and abrasive wear resistance of high speed steel. *Tribology International*, **9**: 641 (2006). <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2005.04.035>
5. Лоладзе Т.Н. Прочность и износостойкость режущего инструмента / Т.Н. Лоладзе. – М.: Машиностроение, 1982. – 320 с.