

УДК 542.65:669.15-194

**З'ЯСУВАННЯ ПРИЧИН ТРИЩИНОУТВОРЕННЯ
У КОМПОЗИТНИХ ВАЛКАХ**

ТА ОПТИМІЗАЦІЯ ЇХ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ

Н. М. Федоркова, О. А. Балакін, О. І. Напханько, К. С. Скрипкіна

Національна металургійна академія України

1. Вступ

Розвиток машинобудування визначає головним чином можливість створення й одержання в достатніх кількостях конструкційних матеріалів, що відповідають комплексу вимог сучасної індустрії і нової техніки.

Створення інструментальних матеріалів, що володіють підвищеною зносостійкістю, високою міцністю, а також в'язкістю, здатністю опиратися короткочасному високоенергетичному впливу є актуальним завданням і можливості їх застосування можуть бути розширені за умовою оптимізації параметрів складу, мікротвердості й адгезії покриття. Традиційний метод підвищення властивостей інструменту для різання легуванням у даний час стримується у зв'язку з дефіцитом ряду легуючих елементів і внаслідок цього практично важливим стає пошук науково обґрунтованих режимів додаткової обробки інструменту.

Інструментальні сталі, завдяки комплексу технологічних і експлуатаційних властивостей, отримали значне поширення не тільки у виробництві високоміцного ріжучого інструменту, а й при виготовленні прокатних валків з метою підвищення їх стійкості й міцності [1–3].

У цей час собівартість валків є досить високою, що пояснюється специфікою їх виготовлення, витратами на багатостадійну термообробку, умовами експлуатації. При відновленні (ремонті) валків застосовуваний матеріал для наплавлення робочого шару не забезпечує достатньої зносостійкості, необхідної при експлуатації [4–6]. Крім того, повною мірою не вивчені структурні й фазові перетворення, що відбуваються в перехідній зоні й у наплавленому металі. Це є передумовою для більш широкого й поглибленого вивчення структури й властивостей інструментальних матеріалів, застосовуваних для наплавлення робочого шару прокатних валків. Результати проведених досліджень будуть сприятимуть вибору матеріалу для наплавлення, оптимального за хімічним складом, що забезпечить необхідний комплекс властивостей валків при їх експлуатації.

2. Матеріал і методика дослідження

У праці були досліджені зразки композитних прокатних валків, виготовлених для холодної прокатки методом наплавлення на вуглецеву сталь-основу робочого шару інструментальної сталі марки 175X7HM5B2Ф5 з метою підвищення експлуатаційних і механічних властивостей. У процесі виготовлення валків при їх підготовці застосовують багатостадійну термообробку макета композитного валка – нормалізацію за різних температур. Однак у процесі експлуатації в робочому шарі валка утворилися мікро- і макротріщини. Тому метою даного дослідження було з'ясування причин тріщиноутворення в сталі 175X7HM5B2Ф5 робочого шару та впливу карбідних фаз різної морфології на зносостійкість прокатного інструменту.

Із фрагментів валків, у яких виявлені мікро- і макротріщини, були виготовлені шліфи для металографічних досліджень методом послідовної зішліфовки й полірування поверхні. Для оцінки кількості й розподілу карбідних включень, а також для проведення макро- та мікродосліджень тріщин, що утворилися у сталі 175X7HM5B2Ф5 наплавленого робочого шару, проведені якісний та кількісний металографічний аналізи структурних складових інструментальної сталі за допомогою мікроскопа OPTON AXIOMAT (Німеччина) при збільшеннях $\times 100$ і $\times 500$, растрового електронного мікроскопа –JSM-35 фірми JEOL (Японія), а також растрового електронного мікроскопа з холодним катодом AMRAY 3200-C ECO-8EM при збільшеннях $\times 300 \dots 10000$ для дослідження фазового складу та тонкої структури інструментальної сталі.

3. Результати дослідження та їх обговорення

Проведені металографічні дослідження структури робочого шару інструментальної сталі показали, що основним структурним елементом інструментальної сталі наплавленого робочого шару є карбідне зерно, ограничене евтектичною складовою. Евтектика має колоніальну будову й кістякову й кубічну морфологію (рис. 1 а, б).

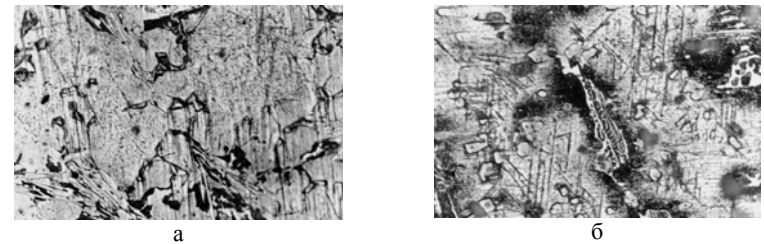


Рис. 1. Особливості будови карбідних фаз різного складу та морфології.

У процесі експлуатації робочий шар валків піддавався великим температурним та ударним навантаженням, внаслідок чого в металевій матриці сталі з'явилися мікротріщини, які надалі перетворювалися на макротріщини (рис. 2а, б).

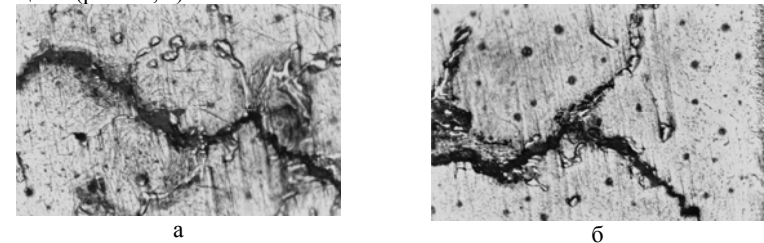


Рис. 2. Зони з тріщинами у робочому шарі прокатних валків, $\times 500$.

Дослідження зони розтріскування при великому збільшенні підтвердило наявність ланцюжків великих неметалічних включень та інтерметалідів безпосередньо в обсязі самої тріщини.

Крім того, видно, що тріщина проходить по границях ділянок евтектики, що також підтверджує сказане вище. У працях [4–6] показано, що базовою фазою кістякової евтектики є карбід M_6C , що складається переважно з W і Mo й розчинює до 4 % ванадію. Кубічна евтектика ґрунтується на ванадієвих карбідах типу MC і має низький ступінь кооперативності. Крім того, до складу карбідних фаз входять також карбіди хрому. Металографічні дослідження показали, що розтріскування сталі відбувається переважно по границях колоній на основі карбідів MC і M_6C . Це, імовірно, є наслідком внутрішньокристалічної ліквідації, що проявляється у збідненні легуючими компонентами прилягаючого до евтектики твердого розчину й нерівномірності виділення вторинних карбідів.

На наведених вище мікрофотографіях можна спостерігати ділянки евтектики з темними включеннями по границях фронту росту, а також зі слідами викришування включень. Очевидно, місця викришування карбідних фаз різного складу, особливо великих розмірів, і послужили джерелом виникнення мікро- і макротріщин у досліджуваному металі. Так, на рисунку 1а, б показані місця появи мікротріщин як у місцях викришування карбідів (а), так і по границях пролягання евтектичних колоній (б).

Очевидно, що в складі інструментальної сталі, застосовуваної для наплавлення робочого шару композитного валка, є надлишок таких сильних карбідотвірних елементів як ванадій, вольфрам і молібден, що приводить до утворення не просто карбідної сітки, а нерівномірно розташованих досить великих карбідів і карбідної евтектики.

Саме ці включення і є джерелами виникнення мікротріщин у сталі й причиною подальшого розтріскування валка.

Відомо, що якість сталевих прокатних валків визначається їх структурою, яка залежить від хімічного складу металу. При підвищенні дисперсності структури сталевих валків зростає їх зносостійкість, але знижується стійкість проти поломок. Навпаки, при одержанні диференційованої й особливо зернистої структури збільшується стійкість проти поломок, але знижується зносостійкість. Істотний вплив на стійкість сталеї для виробництва інструменту (у тому числі валків) вносить не тільки хімічний склад, а і якість виплавки, схема кування й режими термічної обробки.

На рисунку 3 показані результати дослідження морфології структури та будови карбідів та карбідної евтектики в сталі 175X7HM5B2Ф5.

Показані загальний вид структури сталі при збільшенні $\times 500$ та ділянка мікрошліфа з великою кількістю та концентрацією карбідів різної морфології (рис. 3,б). Як видно, карбідна фаза дуже розрізняється за своїми розмірами. Видно, що поруч з великими карбідами кубічної морфології у матриці також є дрібні карбіди у великій кількості, які розповсюджені нерівномірно та створюють групи включень карбідів.

На рисунку 3 в, г показані ділянки робочого шару валка з тріщинами. Так, на рисунку 3, в показана тріщина при збільшенні $\times 72,5$. Видно, що вона

пролягає уздовж ланцюжків карбідної евтектики, тому її траєкторія складна. На рисунку 3, г показана ділянка тріщини при збільшенні $\times 925$, де добре видно, що в тілі тріщини, а також на границі розподілу тріщина–матриця міститься велика кількість карбідів різної форми та розміру.

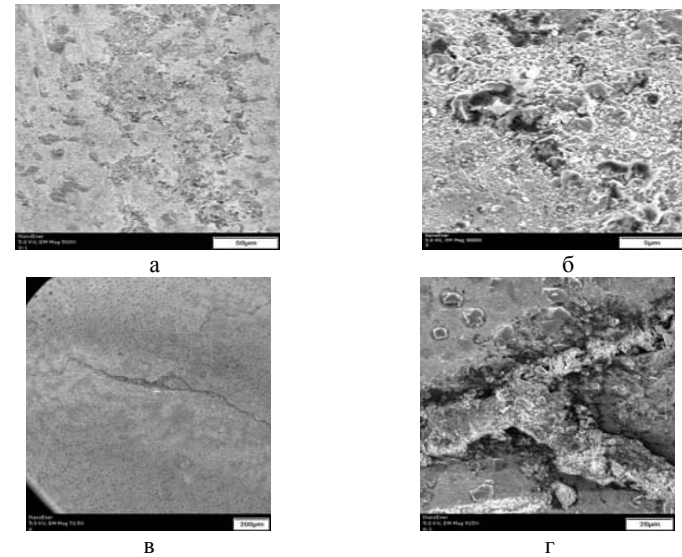


Рис. 3. Загальний вид структури сталі 175X7HM5B2Ф5 у наплавленій робочій зоні: а – $\times 500$; б – $\times 5000$; в – $\times 72,5$; г – $\times 925$.

Підтвердження цьому є також на рисунку 4, де при збільшенні $\times 4500 \dots 6400$ показана структура металу безпосередньо в тілі тріщини. Очевидно, що велика і глибока тріщина також містить багато дрібних тріщин, причиною виникнення яких також були карбіди невеликих розмірів.

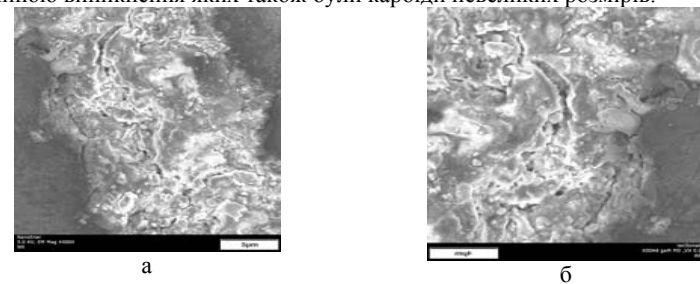


Рис. 4. Морфологія структури металу у зоні тріщиноутворення: а – $\times 4500$; б – $\times 6400$.

Далі на рисунку 5 наведено фотографії структур, отриманих саме в зонах тріщин, а також спектрограми аналізу хімічного складу карбідних фаз досліджених ділянок у зонах розтріскування.

Як видно із рисунка 5, в зонах формування мікротріщини порожнина тріщини заповнена дрібнодисперсними карбідами. Це свідчить про те, що мікротріщина виникає саме у зонах поширення крупних та дрібних карбідів, які утворюють зони підвищеної концентрації напруг у металі і сприяють виникненню та розвитку тріщин в робочому шарі валків. Хімічний склад карбідів, показаних на рисунку 5, а, визначений за допомогою спектрального аналізу (рис. 5, б), який довів, що в основі цих карбідів є присутні в сталі карбідотвірні елементи – такі як V, Cr, W та Mo.

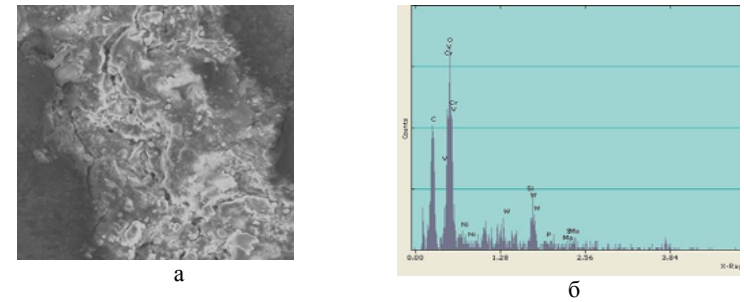


Рис. 5. Загальний вигляд карбідів та їх склад у зоні утворення тріщини: а – РЕМ, х 4500; б – спектрограма.

На рисунку 6 показана фотографія самої тріщини, в порожнині якої можна спостерігати окремі карбіди різного розміру та морфології. Склад цих карбідів показаний на рисунку 6, б, який підтверджує викладені вище припущення.

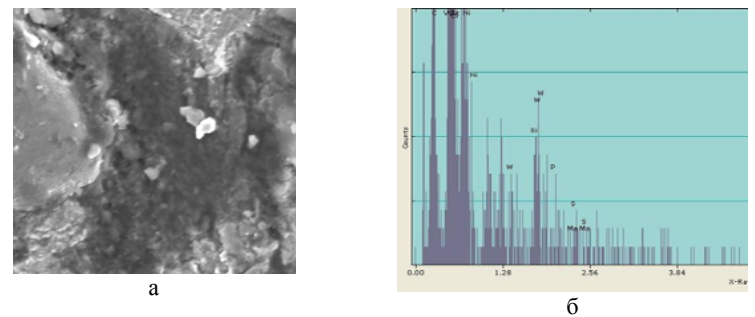


Рис. 6. Карбідна фаза в зоні утворення тріщини та спектрограма даної ділянки: а – х 15900; б – спектрограма.

На рисунку 7, а показане розташування в металевій матриці карбідних фаз різних розмірів та морфології. Дослідження хімічного складу цієї ділянки спектральним методом показало вміст заліза у великій кількості, а також карбідотвірних елементів – ванадію, хрому і нікелю.

ВИСНОВКИ

Утворення таких досить великих карбідів кубічної морфології та кістякової евтектики, а особливо їх подальше викришування під час експлуатації валків, призводить до появи мікротріщин у сталі. Під час великих механічних, температурних та ударних навантажень ці мікротріщини перетворюються на макротріщини.

Аналіз структур показав, що розтріскування сталі відбувається переважно по границях колоній на основі карбідів MC і M_6C , що є наслідком кристалічної ліквідації, яка проявляється в збідненні легуючими компонентами прилягаючого до евтектики твердого розчину й нерівномірності виділення вторинних карбідів.

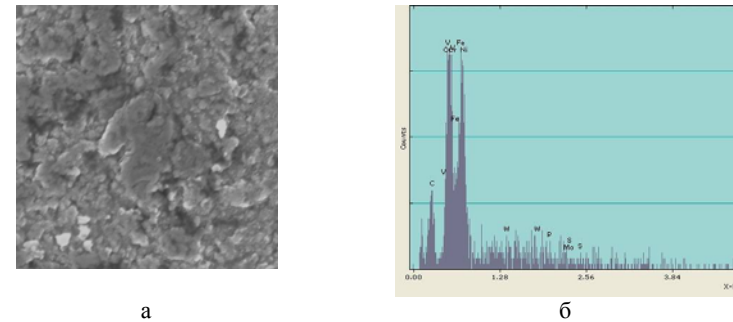


Рис. 7. Дрібнодисперсні карбіди в зоні утворення тріщини:
а – зовнішній вигляд, х 25000; б – спектрограма.

Дослідження карбідної фази в сталі 175X7HM5B2Ф5 методом спектрального аналізу показало, що до складу карбідної фази як кубічної морфології, так і кістякової евтектики входять такі сильні карбідотвірні елементи як хром, ванадій, молібден та вольфрам.

Проведений аналіз структуроутворення інструментальної сталі робочого шару композитних валків показав, що великий вміст карбідотвірних елементів (Cr, V, W, Mo) обумовлює утворення карбідів різноманітного хімічного та стехіометричного складу та морфології, які розповсюджені по всьому обсягу робочого шару валків і навіть утворюють ланцюжки значної довжини.

Установлено, що причиною розтріскування робочої зони інструментальної сталі є хімічна неоднорідність твердого розчину в прилягаючій до евтектики зоні й низький ступінь її кооперативності. Очевидно, що склад сталі не оптимізований за змістом вольфраму й, особливо, ванадію. Зайва кількість вищевказаних елементів призводить до утворення

великої кількості складних карбідів і евтектичних колоній, розміри й будова яких спричиняють формування неоднорідної структури, схильної до тріщиноутворення.

Тому при подальшому використанні такої марки інструментальної сталі необхідно зменшити вміст карбідотвірних елементів хрому і ванадію у рамках марочного складу сталі.

Література

1. Калинушкин Е.П. // Проблемы металлургического производства: Сб. научн. тр. – К.: Наукова думка. – 1990. – № 101. – С.77–82.
2. Kalynushkin E.P., Fedorkova N.M., Bilyayeva I.V. /Теория и практика металлургии. Науч. тр. Междунар. конф. «Эвтектика VII»// Днепропетровск. – 2006. – № 4–5. – С. 117–119.
3. Калинушкін Є.П., Федоркова Н.М., Хміленко І.В. // Матеріали III Міжнародної наук.-практ. Конф. «Динаміка наукових досліджень'2004». – Том 60. Технічні науки. – Дніпропетровськ: Наука і освіта. – 2004. – С. 17–18.
4. Гуляев А.П., Молчанов А.Г., Никитин В.В. Влияние молибдена и ванадия на свойства азотированного слоя порошковых безвольфрамовых быстрорежущих сталей. // Вести Тамбовского ун-та. Серия Естественные и техн. науки. – 1998. – № 4. – С. 364–367.
5. Калинушкін Є.П., Федоркова Н.М., Біляєва І.В. //Металознавство та обробка металів. – 2006. – № 1. – С. 47–51.
6. Fedorkova N.M., Kalynushkin E.P. /Теория и практика металлургии. Науч. тр. Междунар. конф. «Эвтектика VII»// Днепропетровск. – 2006. – № 4–5. – С. 167–169.