

УДК 542.65:669.15-194

**МЕХАНІЗМИ ТРІЩИНОУТВОРЕННЯ В ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ
ВИСОКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЯХ**

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

Національна металургійна академія України

Вступ. Створення інструментальних матеріалів, що мають підвищену зносостійкість, високу міцність, а також в'язкість і здатні опиратися значним температурним, циклічним ударним навантаженням, є актуальним завданням, а можливості їх застосування можуть бути розширені шляхом оптимізації хімічного складу та технологій виробництва. Традиційний метод підвищення властивостей інструмента для різання легуванням у даний час стримується у зв'язку з дефіцитом ряду легуючих елементів і внаслідок цього практично важливим завданням стає пошук науково обгрунтованих режимів додаткової обробки інструменту.

Інструментальні сталі, завдяки комплексу технологічних і експлуатаційних властивостей, отримали значне поширення не тільки у виробництві високоміцного інструменту, а й при виготовленні прокатних валків з метою підвищення їх стійкості й міцності [1;2].

Дослідження причин та зниження рівня тріщиноутворення прокатного інструменту залишається важливим та актуальним завданням, що має на меті забезпечити достатню зносостійкість, необхідну при його експлуатації. Особливу роль у таких сталях відіграють карбідні фази, які відрізняються хімічним та стехіометричним складом, розміром, формою, видом розташування в матриці та кількістю в сталі. Тому оптимізація розмірів та кількості карбідних фаз важлива з точки зору їх впливу на процеси структуроутворення, рівень механічних, технологічних та експлуатаційних властивостей інструментальних сталей та зносостійкість інструменту в цілому. Результати проведених досліджень будуть сприяти вибору матеріалу, оптимального за хімічним складом, для використання як наплавленого на сталь-основу прокатних валків робочого шару, що забезпечить необхідний комплекс властивостей при експлуатації прокатного інструменту, у тому числі валків [3;4].

Матеріал і методика дослідження. З метою дослідження особливостей морфології мікроструктури та тонкої структури інструментальної високолегованої сталі марки 175X7HM5B2Ф5 в місцях виникнення та поширення тріщин був застосований світовий мікроскоп OPTON AXIOMAT (Німеччина), для вивчення тонкої структури сталі та морфології карбідних фаз – растровий електронний мікроскоп – JSM-35 фірми JEOL (Японія) та растровий електронний мікроскоп із холодним катодом AMRAY 3200-C ECO-8EM, останній дозволяє вивчати особливості структури при збільшеннях до x10000 та хімічний склад карбідних фаз. методом спектрального аналізу.

Результати дослідження та їх обговорення. До складу інструментальної сталі входять у значній кількості такі сильні карбідотвірні елементи як ванадій, вольфрам, хром і молібден, що викликає утворення не просто карбідної сітки, а нерівномірно розташованих досить великих карбідів кубічної морфології і карбідної евтектики кістякової морфології. Для цих карбідних фаз характерні різні розміри, нерівномірність розташування в матриці сталі, а також утворення

протяжних ланцюжків із карбідів різного складу. Карбідні фази являють собою карбідне зерно, ограничене евтектичною складовою. Евтектика має колоніальну будову й кістякову та кубічну морфологію (рис. 1а, б).

Унаслідок значних температурних та ударних навантажень у металевій матриці сталі з'явилися тріщини, які в процесі росту й розвитку проходили уздовж карбідних ланцюжків. Тому їх форма й траєкторія полягання складні (рис. 1в, г). Крім того, з наведених мікроструктур очевидно, що в тілі тріщини залягають карбіди як кубічної морфології, так і кістякової евтектики (рис. 1в), і чим крупнішими є колонії кістякової евтектики, тим складнішою є форма тріщини (рис. 1г).

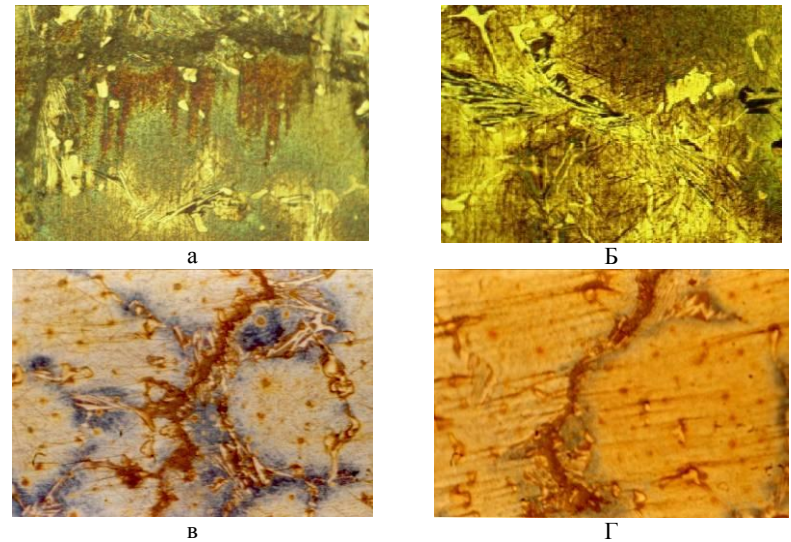


Рис. 1. Особливості будови карбідних фаз різного складу та морфології, $\times 500$.

За допомогою растрового електронного мікроскопа проведені дослідження мікроструктури сталі в зоні розтріскування при збільшеннях 700–600, (рис. 2–7), які продемонстрували наявність карбідів не тільки в матриці біля тріщини, а й у тілі самої тріщини.

Так, на рисунку 2а показано фрагмент структури в зоні появи тріщини, з якого видно, що перші зародки мікротріщин з'являються в зонах концентрації мікронапружень у сталі, які виникають завдяки осколковій формі кубічних карбідів та складній об'ємній формі кістякової евтектики. На рисунку 2б видно, що подрібнені карбіди кубічної морфології розміщуються не тільки по границях тріщини, а й усередині, заповнюючи порожнечі, що виникли в результаті розтріскування.

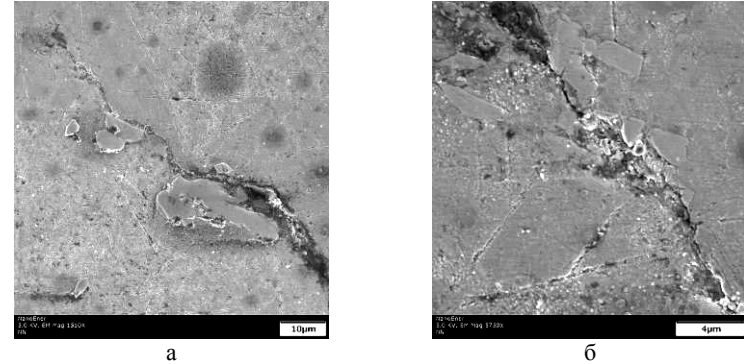


Рис. 2. Загальний вид структури сталі 175X7HM5B2Φ5 у зоні тріщиноутворення: а – $\times 1510,5$; б – $\times 5750$.

Тріщини, що виникли в місцях розташування великої кількості кубічних карбідів, показані на рисунку 3. Можна побачити, що тріщини утворюють не тільки протяжні «стрічки» складної форми (а), а й замкнуті контури залежно від кількості, розмірів та особливостей розташування карбідної фази в металевій матриці (б).

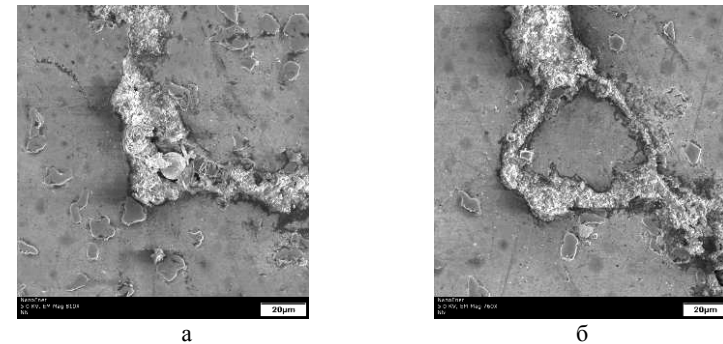


Рис. 3. Форма та особливості поширення тріщин: РЕМ, а – $\times 810$; б – $\times 760$.

Дослідження зон тріщиноутворення при збільшеннях вище 1000 крат показало таке. На рисунку 4а при $\times 1200$ виявлені ознаки оплавлення стінок тріщини під впливом високих температур електрошлакового наплавлення, за допомогою якого здійснюється нанесення шару інструментальної сталі на сталь-основу валків. Дослідження структури при $\times 5200$ показало, що такі «температурні» тріщини мають значну глибину. Крім того, по стінках самої макротріщини поширені мікротріщини, які ще додають крихкості металу там,

де така тріщина залягає. Крім того, на рисунку 4а показане розгалуження тріщини, тобто утворення додаткових гілок від магістральної тріщини.

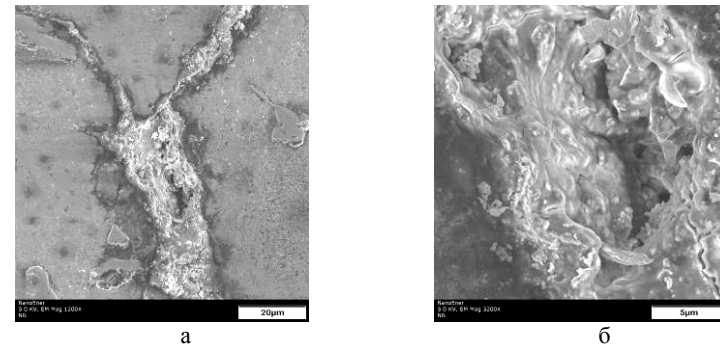


Рис. 4. Загальний вид структури сталі 175X7HM5B2Ф5 у наплавленій робочій зоні: а – $\times 1200$; б – $\times 5200$.

Більш ретельний аналіз наявних тріщин виявив ділянки, де спостерігається значна глибина цих тріщин, причому таких фрагментів достатньо багато. Так, на рисунку 5 показана тріщина значної глибини, по краях та усередині якої чітко видимі кристали карбідів кубічної морфології. Звертає на себе увагу карбід, що розмістився усередині тріщини та має в перетині форму шестигранника та значну довжину. Карбід такої форми безперечно буде створювати зони концентрації напруг у сталі та стане причиною появи тріщини в металевій матриці.

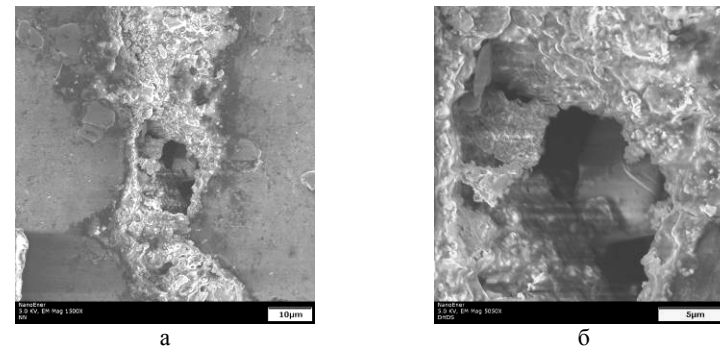


Рис. 5. Морфологія структури металу у зоні тріщиноутворення: а – $\times 1500$; б – $\times 5050$.

Це доводить, що велика і глибока тріщина також містить багато порожнеч та дрібних тріщин, причиною виникнення яких також були карбіди різних розмірів. Далі на рисунку 6 показано фотографії структур, отриманих саме в

зонах великих порожнеч, утворених тріщинами, у середині яких видний кристал карбіду кістякової евтектики, що розташований у напрямку в глиб металу. По перетину цей кристал має форму близьку до округлої, але значну довжину у глиб металу з будовою, схожою на дендритну. Такі кристали кістякової евтектики теж будуть концентраторами напруг та діятимуть зі значним «розпираючим» ефектом на матрицю, мов би «роздираючи» її саме уздовж карбідних фаз.

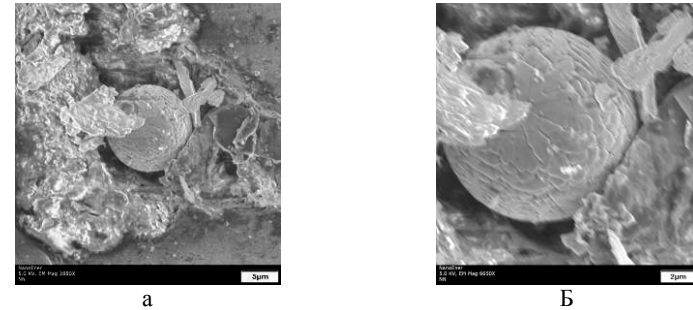


Рис. 6. Карбідна фаза в зоні утворення тріщини: а – $\times 2880$; б – $\times 6650$.

Таким чином, в осередку тріщин, що утворилися в сталі, розташовані у великій кількості карбіди різних розмірів та хімічного складу на основі таких сильних карбідотвірних елементів як хром, молібден, вольфрам та ванадій. Останній має схильність утворювати карбідну евтектику великих розмірів, яка сильно знижує міцність та зносостійкість сталей. Доказом цього є структура карбідних фаз у тріщині та спектрограма їх хімічного складу, наведені на рисунку 7а, б.

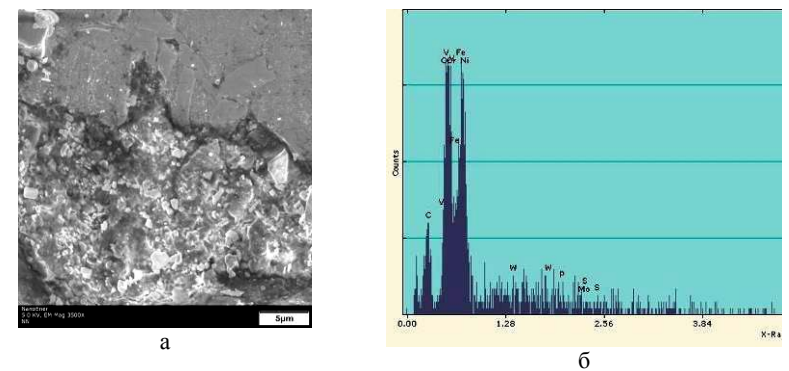


Рис. 7. Структура дрібнодисперсних карбідів у зоні утворення тріщини (а), РЕМ, $\times 3500$; б – спектрограма.

Як видно, карбіди, що перебувають в обсязі тріщини, містять вуглець, ванадій, хром, нікель та залізо. Дрібніші карбіди містять вольфрам та молібден. Крім того, спектрограма доводить, що найбільше переважатимуть за кількістю саме карбіди на основі ванадію та хрому. А значить, такі карбіди найбільше впливатимуть на структуру та властивості інструментальної сталі.

ВИСНОВКИ

За результатами досліджень, проведених у даній роботі, можна сказати, що основною причиною появи мікро- та макротріщин у сталі 175X7HM5B2Ф5 є неоптимізований хімічний склад цієї сталі за такими карбідотвірними елементами як хром, молібден, вольфрам та, особливо, ванадій. Завеликий вміст цих елементів сприяє утворенню карбідів неприпустимо великих розмірів із кубічною та кістяковою морфологією. Особливістю структури цієї сталі є наявність безперервних ланцюжків значної довжини, що складаються з карбідів як кубічної, так і кістякової морфології. Це робить структуру неоднорідною та знижує зносостійкість сталі та, відповідно, прокатного інструменту.

Встановлено, що більшість тріщин утворюють порожнечі, великі за шириною та глибиною. Стінки таких порожнеч мають вигляд оплавлених під впливом високих температур електрошлакового наплавлення робочого шару валків, а їх утворення викликане наявністю кристалів карбідів значного діаметра та довжини, які сприяли виникненню зон зі значними концентраціями напруг у метали та діяли на метал матриці з сильним «розпираючим» ефектом, що призводило до розширення та подальшого поширення та розгалуження тріщин у метали.

Можна сказати, що такі тріщини утворилися в процесі кристалізації рідкого розплаву після електрошлакового наплавлення, тобто ще до експлуатації прокатного інструменту. Утворення та ріст карбідів кубічної та кістякової морфології призводить до збільшення порожнеч навколо карбідів, тобто росту та розгалуження мікротріщин у робочому шарі під час затвердіння, а пізніше й до поширення макротріщин у робочому шарі прокатного валка, що значно знижує їх тріщино- та зносостійкість.

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»//. Дн.: – 2006. – № 4–5. С. 117– 119.
3. Калинушкін Є.П., Федоркова Н.М., Хміленко І.В. // Матеріали III міжнар. наук.-практ. Конф. «Динаміка наукових досліджень 2004». – Том 60. Технічні науки. – Дн.: 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. Сер.: Естеств. и техн. науки. – 1998. – № 4. – С. 364 – 367.

5. Калинушкін С.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»// Дн.: – 2006. – № 4–5. – С. 167– 169.

УДК 621.7:532.529.5

**СВОЙСТВА И ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ
МЕТАЛЛОКОМПОЗИТНОГО СЛОЯ ЭЛЕКТРОДА,
СИНТЕЗИРОВАННОГО С ПРИМЕНЕНИЕМ HDS - ТЕХНОЛОГИИ**

А.И. Денисенко, А.А. Балакин, Е.Д. Подгорная, Р. Ю. Чигиринский

Национальная металлургическая академия Украины

Введение. Развитие микроминиатюрной электронной техники требует разработки небольших, но высокоемких и стабильных источников питания. Наиболее широко применяемыми и перспективными переносными источниками питания являются литий-ионные аккумуляторы. Создание новых типов литиевых источников тока сопряжено с необходимостью решения ряда сложнейших материаловедческих проблем [1], среди которых на современном этапе приоритетно структурное усовершенствование активного материала положительного электрода [2].

Синтез металлокомпозитного слоя электрода с применением разрабатываемой в НМетАУ инъекционной или HDS-технологии [3] включает этап транспортировки порции электрохимически активного (например, литий-марганцевая шпинель) порошка потоком газа к сверхзвуковому соплу, этап разгона в сопле двухфазной струи, состоящей из газа и микрочастиц порошка, а также этап ударного торможения дисперсной фазы на подложке. Микрочастицы, разогнанные до сверхзвуковых скоростей, при соударении с подложкой внедряются в нее (рис. 5), формируя металлокомпозитную структуру.

Один из разрабатываемых в НМетАУ вариантов HDS-технологии включает предварительное формирование композитных микрочастиц инъекцией микрочастиц литий-марганцевой шпинели в микрочастицы алюминия во встречных сверхзвуковых двухфазных струях с последующей заменой инъекции в слой металла электрода шпинельных микрочастиц на инъекцию предварительно сформированных композитных микрочастиц [4].

Постановка задачи. Для определения диапазона максимальной эффективности технологических параметров перспективной технологии формирования металлокомпозитного катода методом инъекции микрочастиц электрохимически активного порошка в приповерхностный слой металла электрода представляет интерес выявление и анализ факторов, способствующих ограничению производительности процесса синтеза металлокомпозита или электрохимической эффективности формируемого электрода.

Материалы и методика исследований. Синтез металлокомпозитного слоя электродов с применением инъекционного метода проводили на специализированном программно-аппаратном комплексе [3], включающем: