

## Особливості зміцнення швидкорізальних сталей при електрошлаковому переплаві

В. Г. Делєві, кандидат технічних наук  
Т. Ю. Чіпенко, В. М. Крикун

Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України, Київ

*Розглянуто механізм формування структури швидкорізальних сталей після електрошлакового переплаву. Підвищення механічних властивостей сталей пов'язане з ростом дисперсності вторинних карбідів, збільшенням міцності зв'язку карбідів з  $\alpha$ -фазою і зменшенням кількості включень на міжфазній границі.*

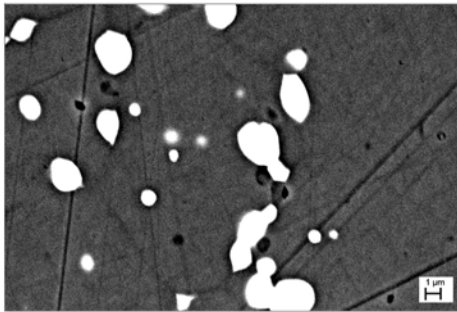
Після електрошлакового переплаву швидкорізальних сталей спостерігається істотне підвищення показників механічних властивостей і експлуатаційної стійкості більшості марок сталей [1]. Це важливо при використанні швидкорізальних сталей в якості конструкційних матеріалів. Так при застосуванні сталі Р6М5 після електрошлакового переплаву в деталях апаратів високого тиску, що працюють в екстремальних умовах (тиск 5 – 6 ГПа, температура до 1600 К), спостерігається підвищення їх експлуатаційної стійкості на 30 – 40 % порівняно з деталями, виготовленими із прокату тієї ж сталі [2]. Позитивний вплив ЕШП на механічні властивості швидкорізальних сталей неможливо пояснити тільки видаленням з розплаву газів і неметалічних включень. При цьому слід врахувати, що істотного впливу ЕШП на розміри зерен сталі не відзначено [1]. Сприятливий вплив ЕШП на механічні властивості спостерігаються як у деформованій так і в литій сталі навіть при збереженні особливостей мікроструктури, що вважаються шкідливими, наприклад, сітки карбідної евтектики.

Виходячи з цього метою роботи було вивчення механізму впливу ЕШП на властивості швидкорізальної сталі. Відзначені вище особливості впливу ЕШП на властивості конструкційних, інструментальних і швидкорізальних сталей можуть бути пов'язані з різними механізмами зміцнення при термічній обробці. У першому випадку зміцнення досягається гартуванням на мартенсит. В швидкорізальних сталях висока міцність досягається також виділенням у процесі відпуску дисперсних карбідів (“вторинна твердість”).

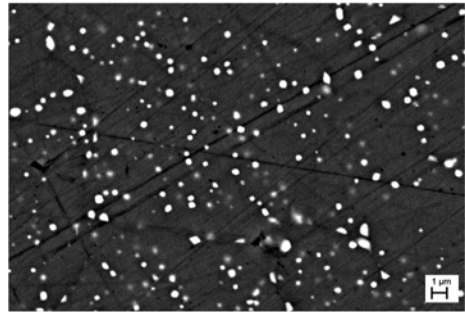
Дослідження зразків проводили методами металографії, рентгеноструктурного аналізу та растрової електронної мікроскопії. Останні виконані на мікроскопі Карл Цейс, EVO-50XVP, що характеризується високою роздільною здатністю і системою аналізу зображення, що дозволяє проводити кількісний аналіз зображення. Для дослідів використовували зразки прокатої сталі Р6М5, виплавленої за звичайною технологією та методом ЕШП. Термічна обробка: гартування – від 1200 і 1240 °С, відпуск – 3 кратний при 550 °С з витримкою по 1 годині.

Аналіз електронномікроскопічних зображень вказує на суттєвий вплив способу виплавки на формування структури сталі в процесі відпуску. У прокатаній сталі середній діаметр дисперсних виділень вторинних карбідів значно більший, ніж після ЕШП (рисунок а). Крім того спостерігається смугастість у розподілі карбідів.

На відміну від прокату в сталі після ЕШП діаметр дисперсних вторинних карбідів менший, а самі включення рівномірно розподілені в об'ємі зерна  $\alpha$ -фази. Скупчень і смугастості в їх розподілі не спостерігається (рисунок б).



а



б

Розподіл вторинних карбідів у зернах  $\alpha$ -фази в прокаті (а) і зливку електрошлакового переплаву після гартування та відпуску (б).

Середній розмір карбідних часток у прокаті – 1,4 мкм, кількість –  $40 \cdot 10^3 \text{ мм}^2$ ; у зливку ЕШП – 0,3 мкм і  $460 \cdot 10^3 \text{ мм}^2$ , відповідно.

Зазначені відмінності структури пов'язані з різними механізмами формування дисперсних виділень карбідів.

Більші за розмірами карбіди, наявність смугастості карбідів в структурі сталі після прокатки вказують на їх виділення із твердого розчину на готових зародках (залишкових карбідах, неметалічних включеннях (рисунок а). В очищеній ЕШП від сторонніх включень сталі такі центри кристалізації практично відсутні. Згідно [3, 4] у цьому випадку центрами кристалізації дисперсних виділень слугують вакансії та дислокаційні петлі. При такому механізмі зародкоутворення розміри дисперсних часток менші, ніж при наявності готових зародків, і вони рівномірно розподілені в об'ємі зерна матриці.

У роботі [5] показано, що при дисперсійному зміцненні сплавів вирішальну роль відіграють наступні фактори: діаметр дисперсних карбідів, відстань між карбідами, об'ємна частка дисперсних виділень у загальному об'ємі сплаву.

Дослідження показали, що в сталі Р6М5 після ЕШП відстані між частками в 3 – 4 рази менші, ніж після прокатки. Однак, об'ємна частка цих включень у сталі після ЕШП приблизно в 2 рази менша (відповідно 3,0 і 6,0 % за об'ємом). Це пов'язано зі збереженням у литій сталі карбідної сітки, яка зв'язує частину карбідів  $\text{Me}_6\text{C}$ . У результаті зміцнення за рахунок диспергування та зменшення відстані між карбідами перевершує зменшення, викликане зниженням їх об'ємної частки.

Додатковим фактором зміцнення є напруження як результат когерентного зв'язку часток карбідів з матрицею. Згідно [4, 6], когерентний зв'язок характерний для дисперсних часток. При їх укрупненні когерентний зв'язок порушується й напруження релаксують.

Рентгеноструктурне дослідження сталі Р6М5 показало, що ширина ліній на рентгенограмах від зразків після ЕШП більша, ніж після прокатки (таблиця).

Оскільки всі параметри технології і склад сталі в обох випадках ідентичні, розширення ліній пов'язане з утворенням біля дисперсних часток карбідів зон напружень. Навколо більших карбідних часток, характерних для сталі після прокатки, напружені зони відсутні [6]. Відмінністю ЕШП литої сталі від лиття традиційним методом є зниження впливу карбідної евтектики. Ударна в'язкість швидкорізальних

Ширина рентгенівської лінії (211)  $\alpha$ -фази зразків сталі Р6М5 після прокатки та ЕШП

Матеріал	Температура гартування, °С (відпуск 550 – 560 °С)	Ширина лінії, мрад
Прокат	1200 – 1220	20,93
Зливоч ЕШП	1200 – 1220	24,36

сталей після ЕШП вища аналогічних показників тих же сталей, виплавлених за звичайною технологією [1].

Це пов'язано також зі структурою швидкорізальних сталей, що складається з карбідів і  $\alpha$ -фази. На ударну в'язкість впливає і когерентність зв'язку цих фаз. Роль цього фактора показано наведено в роботі [7]. Висока в'язкість порошкової сталі Р6М5 (10Р6М5 МП) у порівнянні з литою пов'язана з переважаючим транскристалітним руйнуванням в першому випадку та інтеркристалітним – у другому. В литій сталі виявлено на міжфазних і міжзеренних границях крихкі виділення, відповідальні за таке руйнування. На міжфазних границях у литій сталі присутні неметалеві включення, що послаблює зв'язок між фазами і погіршує дифузійну взаємодію між ними. У порошковій сталі такі виділення відсутні, тому що при твердофазному спіканні міграція атомів у порівнянні з міграцією в рідкій фазі незначна.

Після ЕШП сталі загальна кількість неметалевих включень на міжфазних границях зменшується. В результаті полегшується дифузійна взаємодія між фазами і зменшується кількість крихкої складової на міжфазній границі, зростає міцність їх з'єднання. Більш міцне з'єднання сітки карбідної евтектики з  $\alpha$ -фазою підвищує ударну в'язкість сталі після ЕШП.

Таким чином показано, що підвищення характеристик міцності швидкорізальних сталей після електрошлакового переплаву пов'язане з комплексним впливом наступних факторів: збільшенням дисперсності зміцнюючої фази (карбідів), утворенням полів напружень  $\alpha$ -фази навколо дисперсних включень карбідів, підвищенням міцності з'єднання карбідів і  $\alpha$ -фази. Визначити внесок кожного на даному етапі роботи не представляється можливим. Електрошлаковий переплав варто розглядати як зміцнюючу технологію при використанні швидкорізальних сталей.

## Література

1. Заблоцкий В. К., Боровко А. И. Особенности свойств быстрорежущих сталей электрошлакового переплава // МиТОМ. – 1979. – № 7. – С. 13 – 18.
2. Балабанов П.А., Боримский А.И., Делеви В.Г. Повышение прочности стальных матриц аппаратов высокого давления для синтеза сверхтвердых материалов // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника, технология его изготовления и применение. – Киев: ИСМ НАНУ, 2008. – Вып. 11. – С. 277 – 282.
3. Фарбер В. М. Начальная стадия распада пересыщенных твердых растворов // МиТОМ. – 1995. – № 10. – С. 4 – 12.
4. Келли А., Никлсон Р. Дисперсионное твердение. – М.: Металлургия, 1966. – 300 с.
5. Трефилов В. И., Моисеев Ф. К. Дисперсные системы в тугоплавких металлах. – Киев: Наук. думка, 1978. – 240 с.
6. Фридель Ж. Дислокации. – М.: Мир, 1967. – 644 с.
7. Рачек А.П., Мордовец Н.М., Захарова Н.П. Механические свойства и механизмы разрушения быстрорежущих сталей типа Р6М5 в интервале температур 20 – 675 °С // Металлофизика и новейшие технологии. – 1999. – 21, № 6. – С. 29 – 36.

Одержано 02.07.09

В. Г. Делеви, Т. Ю. Чипенко, В. Н. Крикун

Особенности упрочнения быстрорежущих сталей при электрошлаковом переплаве

Резюме

Рассмотрен механизм формирования структуры быстрорежущих сталей после электрошлакового переплава. Повышение механических свойств данных сталей связано с ростом дисперсности вторичных карбидов, увеличением прочности связи карбидов с  $\alpha$ -фазой, уменьшением количества включений на межфазной границе.

V. G. Delevi, T. Yu. Chipenko, W. N. Krikun

Features of hardening high-speed steels at electroslag remelting

Summary

The mechanism of the formation of high-speed steels structure after electroslag remelting has been studied. An increase of mechanical properties of the steels is attributable to the growth of dispersion of secondary carbides and an increase in strength of carbides-to- $\alpha$ -phase binding because of reduction of foreign inclusions quantity at the phase boundary.

***Шановні колеги!***

**Триває передплата на науково-технічний журнал  
«Металознавство та обробка металів» на 2010 р.**

Для регулярного одержання журналу потрібно перерахувати вартість заказаних номерів на розрахунковий рахунок Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України. Вартість одного номера журналу – 20 грн., передплата на рік – 80 грн. з урахуванням ПДВ.

**Розрахунковий рахунок для передплатників,  
спонсорів і рекламодавців:**

*банк УДК в м. Києві, р/р 31252272210215, МФО 820019.*

*Отримувач – ФТІМС НАН України, ЗКПО 05417153,*

*з посиланням на журнал “ММ”.*

Копію документа передплати та відомості про передплатника  
**просимо надсилати до редакції,**  
вказавши номер і дату платіжного документа.