

зерен за глибиною канавок іонно-плазмового травлення показав, що у в'язкій сталі 40Х глибина найменша між зернами великого розміру, а найбільша між малими зернами і потрійними стиками. Після окрихчувальної обробки глибші канавки спостерігаються на границях велике-мале зерно, а також на потрійних стиках цих зерен [3]. Структурно-енергетичний стан границь суттєво впливає на карбідоутворення під час відпуску. На границях з більшою зернограничною енергією інтенсивно зростає густина карбідів, особливо після окрихчувальної обробки. Збільшення частки границь зерен з густиною карбідів понад  $16 \cdot 10^4 \text{ мм}^{-1}$  полегшує зародження субмікротріщин і їх міжзеренне поширення, підвищує частку міжзеренного рельєфу в крихкій зоні руйнування.

Отже, ступінь впливу різноякісних елементів структури на характер руйнування сталей визначається їх відношенням до рівня ієрархії структури. Структурними одиницями, які мають вирішальне значення в інтеркристалітному руйнуванні, є елементи, що належать до більш високого рівня ієрархії: границі зеренних конгломератів і стики, які утворені угрупованням кристалітів різних розмірів. Зменшення різнозернистості, частки границь зерен з вищим рівнем енергії є ефективним шляхом усунення схильності до інтеркристалітного сколу покращених сталей.

*1. Малюта А.Н. Гиперкомплексные динамические системы. Львов, 1989. 2. Кузін О., Мецєрякова Т., Беспалов С. Використання іонно-плазмового травлення для аналізу структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь розділу // Вісник ДУ "Львівська політехніка" 1999р. №359. С. 73-76. 3. Кузін О.А., Коврова Т.П., Мецєрякова Т.М. Вплив карбідної фази на руйнування полішених сталей // ФХММ. 1999. №2. С. 67-70.*

УДК 621.785: 669.14.017

Кузін О.А., Беспалов С.А.

ДУ "Львівська політехніка", кафедра "Фізика металів та матеріалознавства"

## РОЛЬ СТРУКТУРНОГО СТАНУ ГРАНИЦЬ ЗЕРЕН ПІД ЧАС КОНТАКТНОГО РУЙНУВАННЯ ПОКРАЩУВАНИХ СТАЛЕЙ

© Кузін О.А., Беспалов С.А., 2000

Наведені результати досліджень впливу температури гартування і умов відпуску на структуру і зносостійкість сталей 40Х і 40ХС. Показано, що причиною підвищення інтенсивності зношування під час розвитку різнозернистості і відпускнуї крихкості є зменшення когезивної міцності в сталях.

**The influence of hardening temperature and tempering condition on structure and wear resistance of steels 40X and 40XC are researched. The cause of increase of wears intensity with development of variation in grain size and temper brittleness is decrease of cohesion strength in steels.**

Створення більш досконалих вузлів тертя вимагає розробки нових технологічних методів підвищення зносостійкості деталей. Твердість та інші механічні властивості сталей

не завжди корелюють із зносостійкістю, оскільки вона значною мірою залежить від їх структурного стану [1,2]. Крім того в інженерній практиці трапляються випадки, коли неможливо одночасно підвищити твердість обох елементів пари тертя, а підвищення твердості тільки одного призводить до інтенсивного зносу іншого. У зв'язку з цим проблеми підвищення зносостійкості деталей без суттєвої зміни їх твердості є актуальними, але вимагають проведення комплексних досліджень структурних змін і властивостей, що відбуваються в сталях з однаковим рівнем міцності, але різними кількісними характеристиками мікроструктури.

Тертя металевих матеріалів супроводжується деформуваннями, утвореннями і руйнуваннями фрикційних зв'язків на окремих локалізованих ділянках поверхні – плямах контакту. Їх розподіл залежить від мікрогеометрії, хвилястості та відхилення від геометричної форми поверхні контакту. Сумарна площа ділянок контакту становить незначну частину номінальної. Під час тертя плями контакту змінюються, рухаючись по контурній ділянці контакту.

Середній діаметр плями контакту  $d$  визначається за формулою [3]

$$d = 2 \left[ \sigma R F_1(h_{\text{розр}}) / F_0(h_{\text{розр}}) \right]^{\frac{1}{2}},$$

де  $\sigma$  – середньоквадратичне відхилення профілю жорсткої поверхні;  $R$  – середній радіус заокруглення вершин нерівностей шорсткої поверхні;  $h_{\text{розр}}$  – рівень деформації контакту, який залежить від питомого навантаження  $\sigma_p$ ;  $F_1(h_{\text{розр}})$ ,  $F_0(h_{\text{розр}})$  – табличні функції.

Аналіз умов роботи деталей, виготовлених із покращуваних сталей і, зокрема шестерень, показав, що питомі тиски ( $\sigma_p$ ), які виникають у зонах контактної взаємодії становлять 1,3...1,8 МПа.

Підставляючи у формулу значення параметрів шорсткості поверхонь контакту, знаходимо, що при цих навантаженнях середній діаметр плям контакту досягає 20,7 мкм, а фактичний – 41,4 мкм. Отримане значення підтверджується іншими дослідниками [4].

Елементи тривимірної структури сталі на поверхні контакту представляють собою переріз кристалітів довільною просторовою площиною. Якщо діаметр зерна дорівнює  $D$ , то найбільша кількість перерізів випадковою площиною (61 % від загальної кількості) буде мати розмір в межах  $(0,79...1)D$  [5].

Для сталей із середнім діаметром зерна 50 мкм за цих умов контактної взаємодії існує велика ймовірність попадання в пляму контакту цілих перерізів зерен, границь і потрійних стиків. У сталях з більшим зерном ймовірність попадання цілого перерізу у пляму контакту є нижча, але завжди на фактичну площу контакту будуть виходити границі та потрійні стики зерен. Вплив внутрішніх поверхонь розподілу на деформацію і руйнування сталей пов'язаний із їх структурою. У той же час технологічні прийоми, що основані на зміні стану атомів на границях з метою підвищення зносостійкості сталей використовуються недостатньо.

Для встановлення впливу структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь розподілу на деформацію і поверхневе руйнування під час тертя досліджували сталі 40X і 40XC промислової виплавки після покращання, а також окрихчувальної обробки.

Заготовки зразків після відпалу гартували від температур 1133...1323 К в маслі і відпускали при 873 К з охолодженням у воді. Витримка при температурі гартування досягала 80 хв. Для частини зразків проводили повторний відпуск при 793 К упродовж двох

годин з подальшим повільним охолодженням. Після термічної обробки визначали твердість, механічні властивості і зносостійкість. Випробування на зношування проводили за схемою “диск-колодка” в режимі сухого тертя ковзання. Параметри навантаження були максимально наближені до експлуатаційних, що виникають у деталях коробок передач, виготовлених із покращуваних сталей. Швидкість ковзання зразків по контртілу становила 0,5 м/с, навантаження на зразки – 200 Н, час зношування – 10 год. Контртіло мало твердість 42...44 HRC.

Структуру сталей вивчали на оптичному та електронному мікроскопах після іонно-плазмового травлення шліфів, що дозволило виявити границі і стики зерен з високою роздільною здатністю. Проводили оцінку величини зерна, різнозернистості, сумарної площі поверхонь розподілу і розмірів карбідних часток.

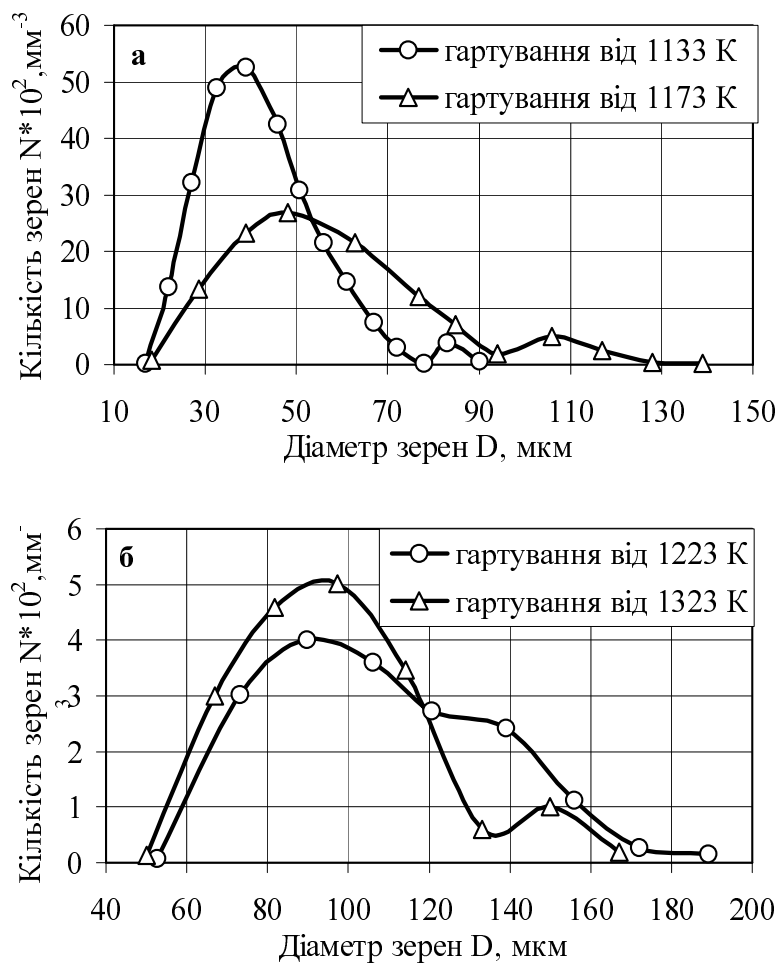


Рис. 1. Розподіл зерен за розмірами в сталі 40X.

Металографічні дослідження показали наявність в сталі 40X різнозернистості. Після гартування від 1133 К в структурі виявляються зерна розміром 35...40 мкм і 80...85 мкм. Частина зерен більшого розміру перевищує 2 %. Гартування від 1173 К призвело до отримання в сталі груп зерен розміром 55...60 мкм і 95...100 мкм (рис.1,а). Після гартування від 1223 К різнозернистість посилюється, а підвищення температури гартування до 1323 К спричиняє утворення однорідної зеренної структури із середнім розміром зерна 100 мкм (рис.1,б). У сталі 40ХС гартування від 1133 К зумовлює отримання однорідного

зерна, а гартування від 1327 К до двох груп зерен розміром 50...55 мкм і 90...95 мкм (рис.2).

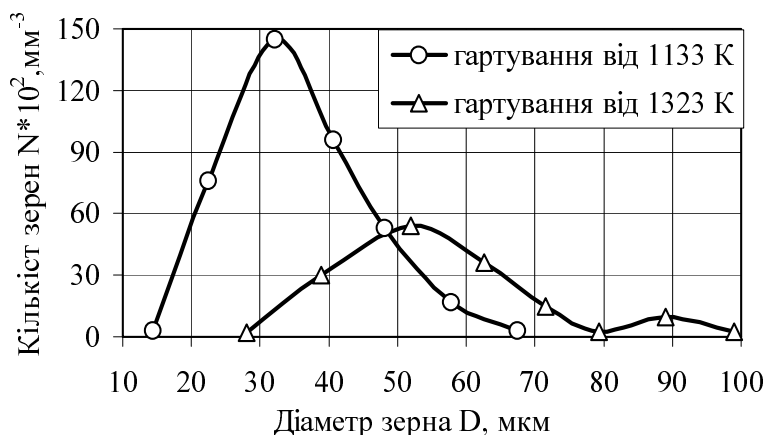


Рис.2. Розподіл зерен за розмірами в сталі 40ХС.

Зміна розміру зерна в сталях під час нагрівання під гартування і структурно-енергетичного стану границь зерен при окрихчующому відпуску суттєво вплинули на зношувальну стійкість.

Ріст зерна і поява різнозернистості знижують опір руйнуванню сталей в умовах контактної взаємодії. Максимальне зношування сталі 40Х виявлено після нагрівання під гартування до температури 1223 К, при якому формується різнозерниста структура із зернами розміром 80...86 мкм і 135...140 мкм (табл.1).

Окрихчувальна обробка зменшує зносостійкість сталі 40Х на 11...17 %, а сталі 40ХС на 32...38 % (табл.2). Найбільше зношування спостерігається в сталі з розвинутою різнозернистістю.

Таблиця 1

#### Термічна обробка і відносне зношування сталі 40Х

Температура гартування T, К	Стан сталі	Твердість НВ, МПа	Відносне зношування $I_m/I_{mб}$ , %
1133	В'язк.	2499	121
	Окр.	2499	138
1173	В'язк.	2499	133
	Окр.	2499	144
1223	В'язк.	2499	146
	Окр.	2499	157
1323	В'язк.	2450	98
	Окр.	2430	105

Примітка: Еталон – сталь 40Х загартована від 1133 К і відпущена при 873 К. Час витримки при температурі гартування 30 хв.

Розвиток відпускнуї крихкості в досліджених сталях зумовлений зростанням густини зернограничних карбідів, розміщенням домішкових атомів на границях і зміною у зв'язку з цим хімічних зв'язків [6]. У сталі 40ХС ослаблення міцності міжзеренного зв'язку відбувається в більшому ступені, ніж в сталі 40Х, і проявляється в умовах контактної взаємодії.

Таблиця 2

**Термічна обробка і відносне зношування сталі 40ХС**

Температура гартування Т, К	Стан сталі	Твердість НВ, МПа	Відносне зношування $I_m/I_{m0}$ , %
1133	В'язк.	2871	100
	Окр.	2636	138
1323	В'язк.	2871	91
	Окр.	2636	124

Отже, підвищення зношувальної стійкості покращуваних сталей вимагає використання методів регулювання стану міжзеренних поверхонь і міжфазних границь з метою усунення їх окрихчення мікролегуванням і оптимізацією температурно-часових чинників термічної обробки.

1. Сорокин Г.М. *Взаимосвязи износостойкости и механических свойств стали* // Вестник машиностроения. 1990. №11. С.9-13. 2. Кузін О.А., Беспалов С.А. *Вплив мікроструктури на зношування сталі 40Х після поліпшення* // Вісник ДУ "Львівська політехніка" 1999. № 371. С.102-106. 3. Свириденко А.И., Чижик С.А., Петроковець М.И. *Механика дискретного фрикционного контакта*. Мн., 1990. 4. Богданович П.Н., Белов В.М., Сысоев П.В. *Температура на локальных участках скольжения контакта* // Трение и износ. 1993. 14, №5. С.842-850. 5. Салтыков С.А. *Стереометрическая металлография*. М., 1976. 6. Кузін О.А., Коврова Т.П., Мещерякова Т.Н. *Вплив карбідної фази на руйнування поліпшених сталей* // ФХММ. 1999. №2. С.67-71.

УДК 620.18: 620.178.16

Мещерякова Т.М., Беспалов С.А., Козак В.В., Кузін М.О.

ДУ "Львівська політехніка", кафедра "Фізика металів та матеріалознавство"

### **ЗНАЧЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ В ПРОЦЕСАХ ЗНОШУВАННЯ ВАГОННОГО КОЛЕСА ПІСЛЯ НАПЛАВЛЕННЯ**

© Мещерякова Т.М., Беспалов С.А., Козак В.В., Кузін М.О., 2000

**Вивчені структура, твердість, мікроструктура і зносостійкість вагонного колеса, відновленого наплавленням. Показано вплив орієнтації і дисперсності первинних кристалітів, кількісних характеристик зерен зони термічного впливу на інтенсивність зношування в умовах тертя ковзання.**

**The structure, hardness, microstructure and wear resistance of a van wheel after building-up surfacing are studied. Orientation and dispersity of primary crystallites, grains quantitative characteristics of thermal effect zone influence on wear intensity at sliding friction.**