

дещо менший порівняно з парами тертя, в яких вали зміцнені покриттям з евтектичною боридною структурою. У той же час хромово-боридне покриття в декілька разів підвищує стійкість проти абразивного зношування спряжених пар порівняно з парами тертя, елементи яких загартовані різними методами термічної обробки.

Отримані дані досліджень пар тертя дають підставу зробити висновок, що розроблена реакційна суміш дозволяє отримувати зносостійкі покриття, використання яких суттєво підвищить довговічність деталей машин, які працюють в умовах абразивного впливу.

1. Патент 2015205 Р.Ф. Состав для борохромирования / Козуб В.В., Керницький І.С., Калиновская О.П. и др. 1994, Б.И. № 12. – 4 с. 2. Керницький І.С., Козуб В.В., Пашечко М.І. Абразивна зносостійкість евтектичних покриттів // Вісник ДУ “Львівська політехніка”. 1999, № 371. С. 93-96. 3. Панкевич Б.В., Козуб В.В., Керницький І.С. Стійкість евтектичних покриттів в умовах абразивного зношування // Вісник ДУ “Львівська політехніка”. 1999, № 376. 4. Табинский К.П., Козуб В.В. Установка для исследования образцов на абразивное изнашивание // ФХММ, 1973, № 3. С. 88-89.

УДК 669.14.018

Кузін О.А.

ДУ “Львівська політехніка”, кафедра “Фізика металів та матеріалознавство”

ОПТИМІЗАЦІЯ МІКРОСТРУКТУРИ СТАЛЕЙ ПІД ЧАС ВИКОРИСТАННЯ ІНВАНІАНТНИХ МОДЕЛЕЙ

© Кузін О.А., 2000

Пропонується нова концепція керування структурним станом і властивостями металевих матеріалів, яка базується на оптимізації параметрів мікроструктури різних рівнів ієрархії, що визначають технологічні та експлуатаційні властивості економічно легованих сталей.

It is offering knew conception to control a structure state and metallic materials characterizations. This conception is based on parameters optimization of microcrystalline structure in different levels hierarchy, which define technological and exploitation features of economical alloyed steels.

Отримання металопродукції, властивості якої відповідають умовам експлуатації, набуває важливого значення для розвитку машинобудування, але вимагає врахування багаторівневого характеру структури сталей, наявності в ній різноякісних елементів, розробки засобів їх адекватного відображення. У зв'язку з цим є необхідність у використанні нових підходів, придатних для вирішення завдань системного аналізу формування структури сталей. Математичні, фізичні і квантово-хімічні моделі, які використовуються в матеріалознавстві при встановленні зв'язків між структурою і

властивостями сталей, не враховують їх різноякісних характеристик і дають результати тільки у випадках, в яких вони є оптимальними методологічними засобами.

Системний аналіз сплавів і технологій їх обробки належить до найскладніших завдань матеріалознавства. Це зумовлено недостатньою розробленістю методів системних досліджень. Складність їх застосування в тому, що замість чітко регламентованої методики існує набір метатеоретичних закономірностей. Визначення ефективних шляхів його використання і є завданням досліджень.

Аналіз сталей проводили за допомогою теорії гіперкомплексних динамічних систем [1], яка дозволяє на порядок понизити складність опису їх структури. При цьому використали дискретні підходи, в яких елементи системи розглядали як точки у просторі і представляли у вигляді матриці. На її головній діагоналі подавали інформацію про елементи системи, а ліворуч і праворуч – про їх взаємодію. Цілісній характеристиці системи відповідав визначник матриці. При графічній формі зображення системи елементи представлялись колами, а їх взаємодії – стрілками. Сукупність елементів і взаємодій утворювала структуру системи.

Таблиця 1

**Характеристики мікроструктури, опору крихкому руйнуванню,
схильності до окрихчення та будова зламів сталей**

Марка сталі	Температура гартування, К	Стан сталі	Діаметр зерна D, мкм	КСУ, МДж/м ²	T ₅₀ , К	Δ T ₅₀ , К	Частка міжзеренного руйнування
40X	1143	В'язк	18	1,4	193	65	5
		Окр.		1,2	258		45
	1343	В'язк	50/100	1,1	218	96	15
		Окр.		0,8	314		82
40XC	1143	В'язк	24	1,3	230	70	5
		Окр.		0,73	300		55
	1343	В'язк	36/168	1,04	241	108	25
		Окр.		0,56	349		100
60C2	1143	В'язк	48	0,88	286	37	15
		Окр.		0,57	323		45
	1243	В'язк	70	1,12	266	57	10
		Окр.		0,53	323		65
60C2XA	1143	В'язк	25/70	0,75	286	77	30
		Окр.		0,54	363		85
	1243	В'язк	31/70	0,75	286	77	10
		Окр.		0,62	363		90
Примітка: В чисельнику наведено середній діаметр зерна в групі малих зерен, в знаменнику – середній діаметр зерна в групі великих зерен.							

У досліджуваних сталях виділяли системні властивості і закономірності, що були вивчені мікроструктурним аналізом і фізичними методами. На підставі системного підходу розробляли моделі структури сталей, які вивчали за допомогою системологічних концепцій і положень матеріалознавства. Загальна схема методологічного циклу містила аналіз структури сталі, розробку моделі структури, реалізацію моделі, інтерпретацію отриманих

результатів. Враховуючи, що в замкнених гіперкомплексних динамічних системах характер зміни їх елементів за напрямками є протилежний під час наповнення системних інваріант, використали такі параметри структури:

1. Гіперкомплексність. Як елементи системи розглядали зерна різних розмірних груп.
2. Динамічність. Взаємодію елементів системи описували характеристиками границь зерен і їх стиків.
3. Структурність. Загальний аналіз гіперкомплексності і динамічності здійснювали під час розгляду тіла і форми моделі.

Вивчали вплив кількісних характеристик мікроструктури, а також стану внутрішніх поверхонь розділення на опір крихкому руйнуванню сталей промислової виплавки (табл.1).

Із прокату виготовляли заготовки, які відпалювали і гартували (після нагрівання в соляній ванні) від температур 1143...1343 К. Далі проводили відпуск при температурі 873 К. Частину зразків відпускали повторно при температурі 798 К з витримкою дві години і подальшим повільним охолодженням. З метою виявлення структури і стану внутрішніх поверхонь розділення використали іонно-плазмові травлення сталей [2].

Під час побудови інваріантної моделі структури використовували значення зерна в кожній розмірній групі, кількість потрійних стиків і площу границь між зернами цього розміру, а також глибину зернограничних канавок після іонно-плазмового травлення сталей [2].

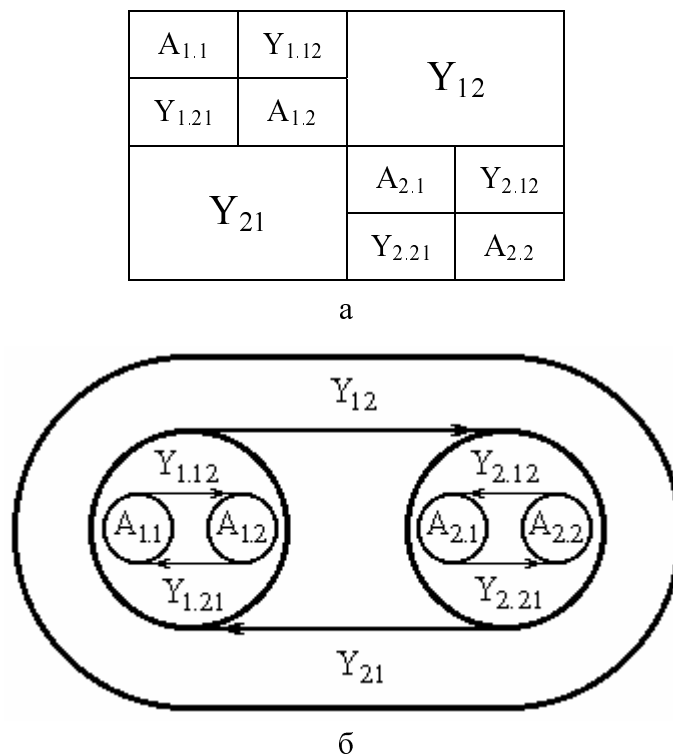


Рис.1. Матрична (а) і графічна (б) форми представлення інваріантної моделі структури сталі після покращання.

Гартування з підвищених температур призвело до появи різнозернистості в сталях, зміни густини потрійних стиків і стану внутрішніх поверхонь розділення. У результаті в сталі 40Х поріг холодноламкості зсувається в бік високих температур на 25 К у в'язкому стані і на 56 К – в окрихченому. Схильність до відпускнуї крихкості при цьому зростає. У

сталі 40ХС зміщення порогу холодноламкості після окрихчення становить 108 К, а в сталі 60С2ХА – 77 К.

Збереження однорідної зеренної структури в сталі 60С2 після гартування від 1243 К підвищує ударну в'язкість та кількість в'язкої складової в зламі у всьому температурному інтервалі випробувань, зміщує поріг холодноламкості в область низьких температур на 20 К. Частка міжзеренного руйнування при цьому зменшується (табл.1).

Криві розподілу кількості границь певної глибини для сталей в окрихченому стані зміщуються щодо в'язкого стану до збільшення глибин канавок. Підвищення температури гартування призводить до зростання неоднорідності структури границь зерен як у в'язкому, так і в окрихченому станах. Аналіз розповсюдження крихких тріщин показав їх поширення по границях з більшою глибиною канавок травлення, тобто з вищим рівнем зернограничної енергії. Фрактографічні дослідження підтвердили зростання частки інтеркристалітного руйнування в сталях за наявності різнозернистості.

Для поєднання багатомірності зеренної структури із закономірностями руйнування, алгоритмізованості і вибору шляхів підвищення експлуатаційних властивостей розробляли інваріантні моделі структури сталей.

Матрична і графічна форми моделі сталей після покращання включали характеристики міжзеренних границь і стиків кожної розмірної групи (рис.1).

Замкненими лініями показані елементи системи, якими визначали зерна першої ($A_{1.1}$, $A_{1.2}$) і другої ($A_{2.1}$, $A_{2.2}$) розмірних груп. Стрілками, які позначені “Y” з відповідними індексами, показані складові системи, що описують взаємодію між її елементами: границі ($Y_{1.12}$) і стики ($Y_{1.21}$) між зернами першої розмірної групи, границі ($Y_{2.12}$) і стики ($Y_{2.21}$) між зернами другої розмірної групи, границі (Y_{12}) і стики (Y_{21}) між групами зерен першої і другої розмірних груп.

Таблиця 2

Характеристики внутрішніх поверхонь розділення і моделей структури сталей

Марка сталі	Температура гартування, К	Стан сталі	Площа границь, ($10^2 \cdot 1/м$)	Площа границь з підвищеним рівнем енергії, ($10^2 \cdot 1/м$)	Кількість потрійних стиків, ($10^4 \cdot 1/м^2$)	Визначник матриці Y
40X	1143	В'язк	372	130	205	29524
		Окр.	372	167	208	21800
	1343	В'язк	290/34	60/9	132/32	505352
		Окр.	290/34	118/29	132/32	443011
40XC	1143	В'язк	1280	267	210	394703
		Окр.	1310	553	212	359928
	1343	В'язк	590/91	141/35	226/88	2570033
		Окр.	604/148	126/60	226/88	3449712
60C2	1143	В'язк	1346	403	462	387423
		Окр.	1144	491	460	306533
	1243	В'язк	1137	397	700	307569
		Окр.	1200	840	712	217631
60C2XA	1143	В'язк	1252	325	430	364297
		Окр.	1250	408	430	322982
	1243	В'язк	1210/54	302/60	263/170	18630061
		Окр.	1370/188	931/187	220/210	20420805

Примітка: У чисельнику наведені дані, що належать до групи зерен меншого діаметра, в знаменнику – більшого.

Наповнення системних інваріант проводили на підставі визначення площі границь з підвищеним рівнем зернограничної енергії, за якими можливе інтеркристалітне руйнування, і потрійних стиків зерен. Використовуючи результати експериментальних досліджень мікроструктури і стану внутрішніх поверхонь розділення, розраховували значення матричних параметрів сталей після покращання, а також після окрихчувальної обробки (табл.2).

Отримані дані використовували для побудови залежності частки міжзеренного руйнування в зразках, випробуваних при температурі напівкрихкості від визначника гіперкомплексної матриці (рис.2).

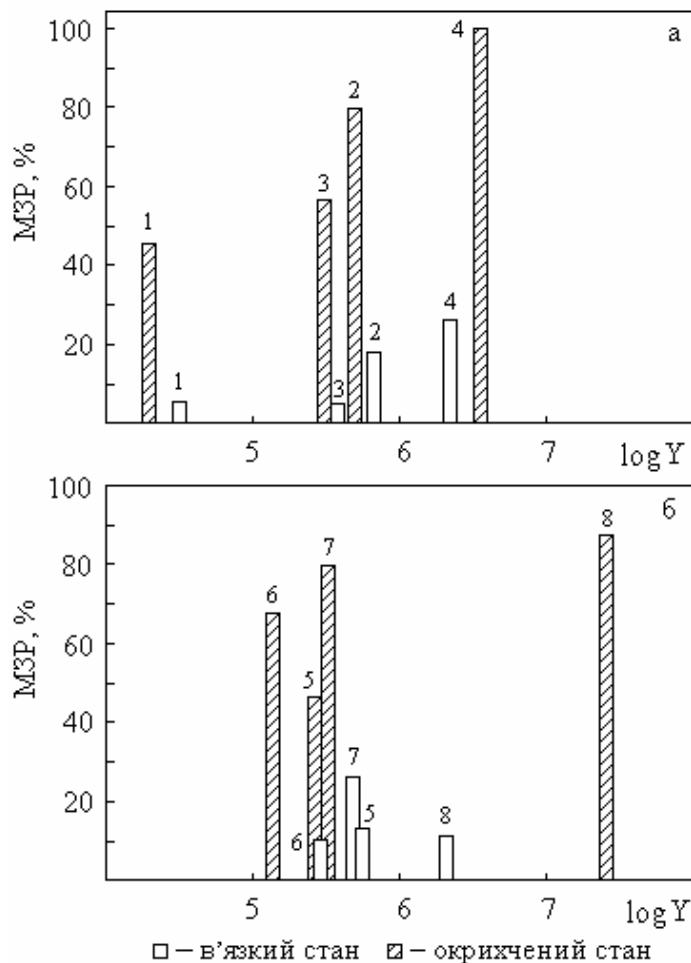


Рис.2. Залежність частки міжзеренного руйнування (МЗР) від визначника матриці (Y) сталей:
а – 40X (1,2), 40XC (3,4); б – 60С2 (5,6), 60С2ХА (7,8).

1,2,5,7 – гартування від 1143 К; 2,4 – гартування від 1343 К; 6,8 – гартування від 1243 К.

Реалізація моделей на рівні числових оцінок засвідчила, що наявність у структурі більше п'яти процентів зерен, які відрізняються на три номери еталонної шкали, посилює схильність сталей до відпускнуї крихкості із повним міжзеренним руйнуванням. Під час появи десяти процентів зерен, що відрізняються на два номери в крихких зламах, спостерігається половина міжзеренного руйнування. Найменша частка інтеркристалітного сколу відповідає структурі, в якій відсутня різнозернистість і границі зерен мають менші відмінності.

Наявність у сталях карбідоутворюючого елемента хрому сприяє появі різнозернистості під час підвищення температури гартування. Аналіз розподілу границь

зерен за глибиною канавок іонно-плазмового травлення показав, що у в'язкій сталі 40X 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 карбідотворення 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., Мецеракова 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., Мецеракова 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 40X і 40XC. 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