УДК 669-155.3:539.378.6

ВПЛИВ ВИДУ ЗМІЦНЕННЯ МАТРИЦІ НА ЕФЕКТИВНІСТЬ І ХАРАКТЕР ДЕФОРМАЦІЙЦНОГО ЗМІЦНЕННЯ ТА КАВІТАЦІЙНУ СТІЙКІСТЬ

аспірант П.М.Кучеренко, д.т.н Шипицин С.Я., Степанова Т.В., к.т.н. Кірчу І.Ф.
Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України
E-mail: kucherenko-pasha@mail.ru

Надійність та довговічність турбінних агрегатів і запорно-регулюючої арматури для теплової та атомної енергетики визначається рівнем функціональних властивостей турбінних, трубних та арматурних сталей для парових турбін, які працюють при надкритичних умовах температури і тиску. Необхідними властивостями цих сталей є: ерозійна(кавітаційна), корозійна та теплостійкість.

Сучасні сталі і сплави не можуть вирішити проблему комплексного підвищення вказаних характеристик (аустенітні Cr-Ni та Cr-Mn сталі) або собівартість їх легування і технологія виробництва дуже високі, що є не рентабельно (дисперсійно-зміцнені Cr-Ni-Co-Mo сталі, кобальтові та титанові сплави).

При постановці задачі дослідження було визначено напрямок робіт – розробка технологічних та теоретичних рекомендацій створення нового покоління кавітаційно стійких сталей з підвищеною міцністю, корозійною і кавітаційною стійкістю для виробів, які експлуатуються при підвищених статичних і динамічних навантаженнях, на заміну існуючим аналогам: (08-12)Х18Н10Т; сталей додатково легованих вольфрамом, молібденом, ванадієм; сплавів на основі кобальту; титанових сплавів та стандартної кавітаційностійкої сталі 30Х10Г10. Тому в якості об’єктів дослідження було обрано аустенітні низько вуглецеві Cr-Mn сталі з масовою часткою хрому не менше 14%, та різним вмістом марганцю, який сприяє різному механізму деформаційного зміцнення: при 14% Mn деформаційне зміцнення відбувається за рахунок $\gamma \rightarrow \alpha(M)$ мартенситного перетворення, а при 19% - за рахунок дислокаційного по механізму Орована. Для подальших досліджень було виплавлено наступні сталі сталі – 17Х14Г14АФ та 17Х14Г19АФ, вміст яких можна спостерігати в табл.1

Таблиця 1

Хімічний склад сталей для досліджень

Марка сталі	Масова частка елементів, %								
	C	Si	Mn	Cr	V	N	Al	S	P
17Х14Г14АФ	0,17	0,41	14,62	14,70	0,33	0,221	0,040	0,011	0,013
17Х14Г19АФ	0,16	0,37	19,05	14,00	0,30	0,192	0,039	0,012	0,013

Зразки з наведених вище сталей піддавались термічній обробці, а саме зразки з сталі 17Х14Г14АФ - гомогенізації (1200 ^{o}C), а з 17Х14Г19АФ - гомогенізації+старіння (700 ^{o}C). Для першого випадку в зразках відбулась гомогенізація γ розчину, що сприяло твердорозчинному зміцненню; у другому випадку, після старіння, відбулось виділення нітридів, що призвело до дисперсійного зміцнення зразків. В подальшому зразки висотою 20 мм та діаметром 18 мм, піддавались деформації шляхом стискання та розрізались на половині висоти для подальшого дослідження структури і твердості металу, за якою визначалась ефективність деформаційного зміцнення. Результати впливу стиснення на зміну твердості наведені в таблиці 2. За даними таблиці 2 видно, що в сталі з твердорозчинним зміцненням (17Х14Г14АФ) приріст твердості більший ніж в сталі з дисперсійними (17Х14Г19АФ).

Згідно з даними рентгеноструктурного та рентгенофазового аналізів в сталі 17Х14Г19АФ зі стабільним аустенітом деформаційне зміцнення досягається лише за рахунок підвищення густини дислокацій в аустеніті, вміст $\alpha(\varepsilon\text{-}M)$-фази залишається практично на

одному рівні. В сталі 17Х14Г14АФ з нестабільним аустенітом деформаційне зміцнення досягається практично тільки за рахунок збільшення α(ε-М)-фази (табл. 3).

Таблиця 2

Дані випробування сталей при стисканні зразків

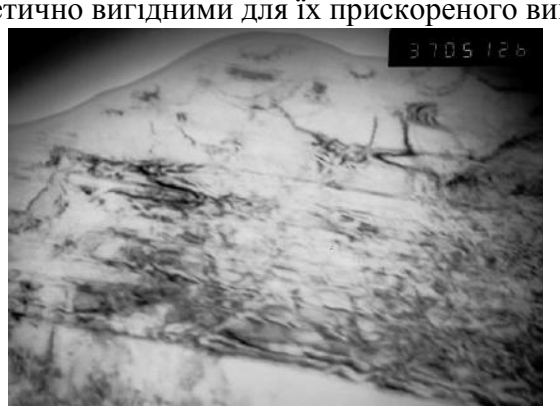
Марка сталі	Режим термічної обробки	Навантаження деформації, т	Твердість НВ		
			до стискання	після стискання	ΔНВ
17Х14Г14АФ	гомогенізація 1200°С – 2 год	15,42	220	240	20
		20,61	220	270	50
		27,45	220	310	90
17Х14Г19АФ	старіння 700°С – 24год	14,88	230	240	10
		19,82	230	265	35
		26,95	230	300	70

Таблиця 3

Результати рентгеноструктурного і фазового аналізів сталей

Марка сталі	Вид зміцнення аустеніту (термообробка)	Ступінь деформації Δh , %	Параметри тонкої структури					
			в γ– фазі				в α- фазі	
			а, мм	Д х 10^6, см	$\frac{\Delta a}{a} \times 10^2$	ρх10^{-12}, $см^{-2}$	Віднос на кіль-ть α, %	ρх10^{-12}, $см^{-2}$
17Х14Г14АФ	Твердо роз-чинне (гомогені-зація 1200°С – 2год)	5,6	3,4637	1,66	0,31	2,51	2,76	2,84
		15,4	3,4637	≈1,0	0,32	0,16	7,2	1,63
17Х14Г19АФ	дисперсійне (старіння 700°С – 24 год)	4,6	3,4637	≈1,0	0,29	0,14	5,27	2,77
		14,4	3,4637	2,01	0,29	1,06	4,83	3,58

Отримані дані показують що в експерименті максимальне деформаційне зміцнення досягається за рахунок здвигового γ→α(ε-М) перетворення. Двійникові виділення ε-М тобто зміцнені об’єми металу різко відрізняються по ширині(від 0,15 до 0,50 мкм) і по відстанях між ними (від 0,3 до 100 мкм). Їх розділяють не зміцнені об’єми аустеніту (рис. 1). Ці об’єми і їх границі з виділеними ε-М є можливими зародками кавітаційних каверн та об’ємами енергетично вигідними для їх прискореного виникнення.



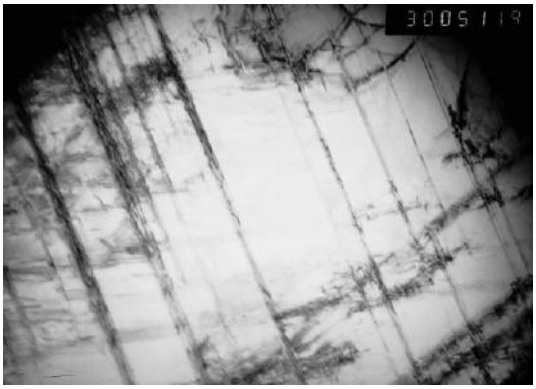


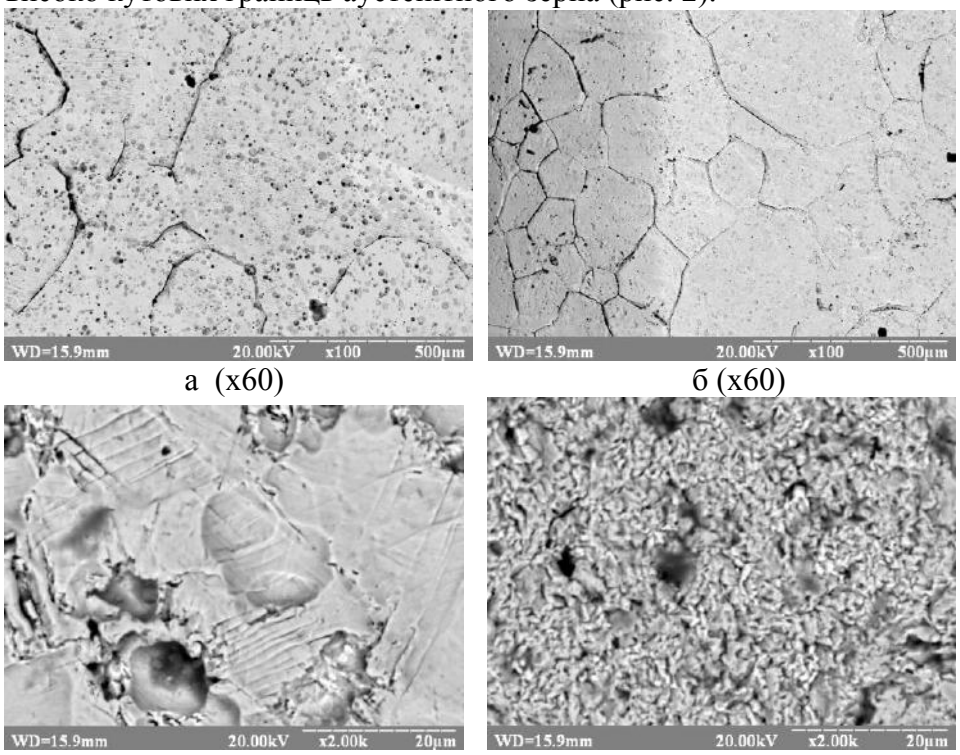
Рисунок 1 – Структура сталі 17Х14Г14АФ після деформації стисканням на 12%-15,4%

(трансмісійне дослідження фольг на електронному мікроскопі ЭМ – 125)

В сталях зі стійким аустенітом дисперсійне зміцнення, підвищує ступінь деформаційного зміцнення за рахунок дислокаційного і знижує структурно-фазову неоднорідність, що може суттєво підвищити однорідність кавітаційного зношування металу. Тому було вирішено провести випробування на кавітаційну стійкість на магнітострикційній установці УЗДН-2Т. В результаті випробувань було встановлено, що втрата мас зразків відрізняється майже вдвічі, у зразків з 17Х14Г14АФ вона становить 2,8 кг/м^2, а з 17Х14Г19АФ – 1,5 кг/м^2.

При класичному дисперсійному зміцненні аустеніту, в тому числі і частинками нітриду ванадію, модуль пружності яких більше ніж аустенітної матриці [1], деформаційне зміцнення досягається відповідно до механізму Орована, за рахунок утворення дислокаційних петель навколо включень. Це створює перешкоди руху дислокацій з площини ковзання поперечним ковзанням та їх накопичуванню на високо кутових границях. В сталях з здвиговим $\gamma \rightarrow \alpha(\varepsilon\text{-M})$ перетворенням, такими границями є границі двійників, а в сталях зі стабільним аустенітом – границі аустенітного зерна. Однак в сталях з дисперсійним зміцненням роль границь зерна як місць накопичення дислокацій значно знижується за рахунок утворення полігонізованої субструктури з мало- та середньорозорієнтованими границями,котрі також слугують перешкодами для деформаційних дислокацій.

При класичному дисперсійному зміцненні розмір частинок складає 5-40 нм, а міжпластинна відстань не перевищує 100 нм. Ці розміри на декілька порядків менші ніж розміри двійникових виділень ε-мартенситу. Тому зародження кавітаційний порожнин і каверн в об’ємах металу біля частинок і на полігонізованих границях відбувається на більш пізніх етапах кавітаційної взаємодії при меншій швидкості їх зростання. Про це свідчить більш однорідне зношування по всі поверхні зразка та менша ступінь кавітаційного руйнування високо кутових границь аустенітного зерна (рис. 2).



а (х60) б (х60)

в (х1000) г (х1000)

Рисунок 2 – Структура поверхні кавітаційного зношування зразків з сталей 17Х14Г14АФ (а,в) та 17Х14Г19АФ (б,г) після 20 годин випробувань на кавітаційну стійкість.

Отримані дані демонструють, що опір кавітаційному зношуванню визначається не тільки ступінню і характером деформаційного зміцнення, але і однорідністю його розподілення в мікрооб’ємах металу.

Література

1. Самсонов Г.В. Тугоплавкие соединения. – М. :Металлургия, 1963. – 405с.