

Л. В. Опрышко, Т. В. Головняк

Влияние размера зерна феррита на характеристики жаропрочности котельных труб из углеродистой стали

Резюме

Исследовано влияние размера ферритного зерна на длительную прочность и длительную пластичность котельных труб из стали 20 (20-ПВ). Обоснована необходимость регламентирования в нормативной документации на котельные трубы из углеродистой стали дополнительного показателя микроструктуры – величины зерна феррита.

L.V. Oprishko, T. V. Golovnyak

Influence of ferrite grain size on heat resistance characteristics of carbon steel boiler tubes

Summary

Effect of ferrite grain size on long-term strength and long-term plasticity of boiler tubes made of 20 (20-ПВ) steel has been investigated. Necessity of specifying an additional microstructural index, namely ferrite grain size, in normative documents on steel boiler tubes has been substantiated.

УДК 621.785.78:546.171.1

*Застосування дисперсійного нітридного зміцнення при створенні Cr – Mn – N аустенітних сталей для високотемпературної теплоенергетики*

С. Я. Шипицин, доктор технічних наук  
І. Є. Лев\*, доктор технічних наук, професор  
Л. І. Маркашова\*\*, доктор технічних наук  
Л. Є. Ісаєва\*, кандидат хімічних наук  
Т. В. Степанова

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

\*Національна металургійна академія України, Дніпропетровськ

\*\*Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ

*Дослідженням впливу типу зміцнення аустеніту (твердорозчинного, дисперсійного, комплексного) на ефективність деформаційного зміцнення та кавітаційну стійкість Cr – Mn – N сталей встановлено, що дисперсійне зміцнення практично не поступається, а за кавітаційною стійкістю перевищує деформаційне зміцнення за рахунок зсувного  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$  мартенситного перетворення.*

**П**ідвищення коефіцієнту корисної дії, надійності та довговічності енергоблоків теплової та атомної енергетики можливе при переході на більш високі параметри

пару по температурі до 650 °С та тиску до 350 МПа [1]. Для цього потрібні сталі, насамперед, з високим рівнем довготривалої міцності і низькою повзучістю, а для запорно-регулюючої арматури, додатково, з високою кавітаційною та корозійною стійкістю. При цьому сталі повинні мати достатньо низьку собівартість легування і вироблятися за стандартними технологіями. Одним з варіантів таких сталей можуть бути високохромисті Cr – Mn – N аустенітні сталі з дисперсійним карбідним, нітридним або інтерметалідним зміцненням, яке забезпечує високу теплостійкість та низьку повзучість при потрібному рівні корозійної стійкості.

Проте на сьогодні немає однозначної відповіді на питання: – чи можливо за рахунок дисперсійного зміцнення матриці досягти високого рівня кавітаційної стійкості сталі, наприклад, до рівня класичної кавітаційно-стійкої сталі 30X10Г10 з нестабільним аустенітом, що зміцнюється за рахунок деформаційного  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$  мартенситного перетворення і суттєво перевищує за кавітаційною стійкістю стандартні Cr – Ni аустенітні, неіржавіючі мартенситні, мартенсито-старіючі сталі та сплави на основі кобальту [2]. В даній роботі наведені результати досліджень, що дозволяють в певній мірі дати відповідь на поставлене питання.

В якості об'єктів досліджень вибрано аустенітні низьковуглецеві Cr – Mn – N – V сталі зі стабільним аустенітом та аустенітом, схильним до деформаційного зміцнення за рахунок  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$  мартенситного перетворення.

Для досягнення необхідного рівня корозійної стійкості металу вміст хрому в дослідних сталях забезпечували не нижче 14 мас. частки, %. Мінімальний вміст марганцю в сталях для утворення аустенітної матриці, згідно діаграм стану системи Fe – (0 – 30) %, Cr – (6 – 28) %, Mn (робота [3]) складає не менше 16 %.

Легування азотом, як аустенізуючим елементом, проводили для зниження вмісту марганцю та усунення нікелю, а також для підвищення твердорозчинним азотом корозійної стійкості, циклічної міцності, тепло- та жаростійкості [4 – 7]; азотом в комплексі з ванадієм для ефективного дисперсійного зміцнення аустеніту нанорозмірними, некогерентними частинками VN, які за дисперсністю, кількістю та однорідністю виділення в середині зерна перевершують інші види нітридних фаз (Nb, TiN та інші) [8]. Азот вводили в кількості, близькій до його межі розчинності в твердій фазі при кристалізації з урахуванням вірогідності утворення газової (азотистої) пористості в металі згідно даним роботи [9]. Кількість ванадію в сталях визначали з умов отримання гомогенного аустеніту гомогенізацією при 1200 °С, так як при більш високих температурах можливо підплавлення металу по границях аустенітного зерна. Розрахунок температури повного розчинення частинок VN в Fe – Cr – Mn аустеніті проводили за даними роботи [10].

В зв'язку з тим, що на основі сучасних баз даних неможливо достовірно розрахувати комплексний вплив ферито- та аустенітоутворюючих елементів на структуру Cr – Mn – N – V сталей по  $\gamma$  та  $\alpha$ -фазах в литому, гарячекованому та термообробленому станах, експериментально перевіряли вплив масової частки марганцю на фазовий склад експериментальної сталі складу (мас. частка, %): 0,17 C – 0,42 Si, (8,6 – 15,0) Mn, 14,8 Cr, 0,19 N, 0,30 V. Методами металографічного та магнітометричного аналізів встановлено, що однофазна аустенітна матриця сталі в литому, гарячекованому і термообробленому (гомогенізація + старіння при 700 °С) утворюється при вмісті марганцю не нижче 14 %.

Для забезпечення в подальшому експерименті трьох основних видів зміцнення аустеніту – твердорозчинного, дисперсійного та змішаного – хімічним фазовим та рентгено-фазовим аналізами за методиками роботи [11] визначили інтенсивність дисперсійного виділення основної зміцнюючої фази VN та інших неметалічних включень в сталі 17X15Г19АФ, що містить (мас. частка, %): 0,17 C, 0,08 Si, 18,97 Mn,

14,89 Cr, 0,223 N, 0,32 V, 0,045 Al, 0,011 S, 0,013 P в залежності від температури старіння. З метою наближення до рівноваги тривалість ізотермічних нагрівань визначали за даними впливу температури старіння на масову швидкість виділення частинок VN в Cr – Ni аустеніті з роботи [8]. Вона складала: при 1200 °C 2 год, 1100 °C, 4 год, 1000 °C, 6 год, 900 °C, 10 год, 800 °C, 20 год, 700 °C, 30 год.

З розрахунку вмісту елементів в електролітичних осадах, даних рентгенофазового аналізу осадів та літературних даних про утворення можливих неметалічних фаз в Cr – Mn – N аустенітних сталях з роботи [12] визначили фазовий склад сталі в залежності від температури старіння (рис. 1). Згідно отриманих даних, гомогенізація при 1200 °C, 2 год забезпечує практично гомогенний стан матриці, тобто тільки її твердорозчинне зміцнення C, N, V, Cr. Старіння при 700 °C забезпечує в основному внутрішньозеренне дисперсійне зміцнення нітридами ванадію розмірами до 40 нм в кількості 0,18 (мас. частки), % (рис. 2). Незважаючи на велику масову кількість, дисперсійне зміцнення карбідами  $Cr_{23}C_6$  не є ефективним внаслідок їх виділення по границях аустенітного зерна, двійників та розмірами до декількох мікрометрів. При старінні при 900, 1000 °C масова доля частинок VN складає близько 50 % від їх кількості при старінні при 700 °C, тобто досягається комплексне твердорозчинне і дисперсійне зміцнення аустеніту.

Подальші дослідження ступеня і механізму деформаційного зміцнення та кавітаційної стійкості проводили на сталях 17X14Г14АФ з нестабільним аустенітом та 17X14Г19АФ зі стабільним аустенітом (табл. 1). Деформацію для визначення ступеня і механізму деформаційного зміцнення проводили методом стиснення циліндричних зразків діаметром 20 мм і висотою 20 мм на пресі фірми BOLDVIN-100 при



Рис. 2. Частинки VN в сталі 17X15Г19АФ після старіння при 700 °C (трансмійний аналіз фольг на електронному мікроскопі EM 125K). x 37000.

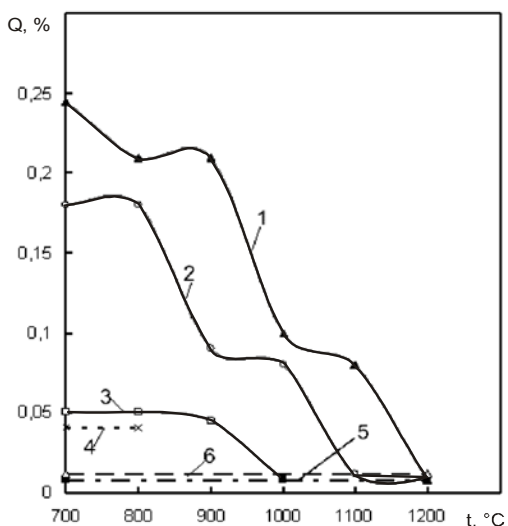


Рис. 1. Вплив температури старіння на кількість неметалевих фаз (Q) в сталі 17X15Г19АФ. 1 –  $Cr_{23}C_6$ , 2 – VN, 3 –  $Cr_3N$ , 4 –  $Mn_mN_n$  ( $Mn_4N$ ,  $Mn_2N$ ,  $Mn_3N_4$ ), 5 – AlN, 6 – MnS.

безперервному навантаженні зразків до заданого ступеня залишкової деформації. Для визначення допустимих ступенів деформації (без руйнування зразків) і необхідних для цього зусиль деформації попередньо визначили механічні властивості сталей при розтягуванні, які незначно відрізняються від властивостей при стисненні [13] (табл. 2). Ступінь деформаційного зміцнення зразків визначали за зміною їх твердості, а механізм зміцнення – за результатами рентгеноструктурного, металографічного, електронно-мікроскопічного трансмісійного на фольгах та скануючого аналізів.

## Структура і фізико-механічні властивості

Таблиця 1

Хімічний склад досліджуваних сталей (мас. частка елементів, %)

Сталь	C	Si	Mn	Cr	V	N	Al	S	P
17X14Г14АФ	0,17	0,41	14,62	14,70	0,33	0,221	0,040	0,011	0,013
17X14Г19АФ	0,16	0,37	19,05	14,00	0,30	0,192	0,039	0,012	0,013

Враховуючи, що максимальні напруга і деформація металу при стисненні досягаються на половині висоти зразків [13], всі вказані характеристики визначали на поперечному перерізі зразків, отриманому електроіскровим різанням на  $\frac{1}{2}$  їх висоти.

Таблиця 2

Механічні властивості сталей за результатами випробувань при розтягуванні

Сталь	Режим термічної обробки	$\sigma_b$	$\sigma_T$	$\delta$	$\psi$	КСУ, Дж /см <sup>2</sup>	НВ
		МПа		%			
17X14Г14АФ	гомогенізація 1200 °С, 2 год	690	410	51	61	235	220
	старіння 900 °С, 0,5 год	660	360	35	28	235	240
	старіння 700 °С, 24 год	710	410	51	47	233	240
17X14Г19АФ	гомогенізація 1200 °С, 2 год	700	345	53	54	210	220
	старіння 900 °С, 1 год	680	320	55	54	215	230
	старіння 700 °С, 24 год	720	365	79	56	210	230

Аналіз отриманих даних показав, що механічні властивості сталей практично не залежать від типу зміцнення аустеніту і відповідають рівню властивостей високоміцних аустенітних Cr – Mn сталей, наведених в роботі [4]. В той же час, на ступінь деформаційного зміцнення тип попереднього зміцнення аустеніту впливає вже помітно. Так в сталі зі стабільним аустенітом 17X14Г19АФ перехід від твердорозчинного до дисперсійного зміцнення аустеніту підвищує ступінь деформаційного зміцнення, а в сталі з нестабільним аустенітом – навпаки знижує (рис. 3).

Дані рентгенівського фазового і структурного аналізів показують, що в першому випадку дисперсійне зміцнення матриці підвищує ступінь деформаційного зміцнення за дислокаційним механізмом, а в другому – знижує його за рахунок гальмування процесу  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$  перетворення і зменшення в ( $\epsilon$ - $\alpha$ ) мартенситі щільності дислокацій (табл. 3).

Трансмісійний електронно-мікроскопічний аналіз фольг показав, що в гомогенізованій сталі 17X14Г14АФ з нестійким аустенітом деформація веде до утворення ( $\epsilon$ - $\alpha$ ) мартенситу в двійниках та на дефектах упаковки в аустенітному зерні (рис. 4). В той же час, виділення ( $\epsilon$ - $\alpha$ ) мартенситу оточені малозміцненим, з низькою щільністю дислокацій, аустенітом.

На відміну від Cr – Ni та Cr – Mn – N сталей зі стабільним аустенітом в сталі 17X14Г14АФ при старінні дисперсійне виділення фаз відбувається не по

## Структура і фізико-механічні властивості

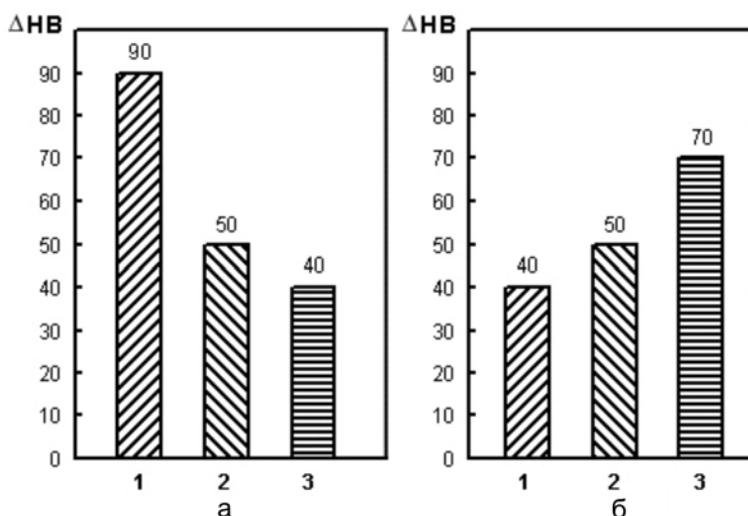


Рис. 3. Вплив типу зміцнення аустеніту на величину деформаційного зміцнення за збільшенням твердості ( $\Delta HV$ ) при осадженні зразків на 12 – 16 %. а – сталь 17X14Г14АФ, б – 17X14Г19АФ, 1 – твердорозчинне зміцнення аустеніту (гомогенізація при 1200 °С), 2 – змішане (старіння при 900 °С), 3 – дисперсійне старіння при 700 °С.

Таблиця 3

Вплив типу зміцнення аустенітної матриці на величину (за підвищенням твердості  $\Delta HV$ ) та механізм деформаційного зміцнення сталей після осадження зразків на 12 – 16 %

Сталь	Тип зміцнення (термообробка)	$\Delta HV$	Дані рентгеноструктурного аналізу		
			$\gamma$ - фаза	$\alpha$ - фаза ( $\epsilon$ - мартенсит )	
			$\Delta\rho \times 10^{-12}, \text{см}^{-2}$	$\Delta\alpha, \%$	$\Delta\rho \times 10^{-12}, \text{см}^{-2}$
17X14Г14АФ	твердорозчинне (гомогенізація 1200 °С, 2 год)	90	-2,35	4,45	-1,21
	змішане (старіння 900 °С, 0,5 год)	50	0,25	0,45	-2,3
	дисперсійне (старіння 700 °С, 24 год)	40	0,43	-1,45	-11,24
17X14Г19АФ	твердорозчинне (гомогенізація 1200 °С, 2 год)	40	1,11	-1,25	-0,48
	змішане (старіння 900 °С, 0,5 год)	50	1,21	-1,1	0,72
	дисперсійне (старіння 700 °С, 24 год)	70	1,82	-1,04	0,81

*Примітка:* 1)  $\Delta\rho$  в  $\gamma$  та  $\Delta\rho$  в ( $\epsilon$ - $\alpha$ ) мартенситі – зміни щільності дислокацій в фазах після осадження (плюс – збільшення, мінус – зменшення);  
2)  $\Delta\alpha$  – зміна (плюс – збільшення, мінус – зменшення) кількості ( $\epsilon$ - $\alpha$ ) мартенситу після осадження.

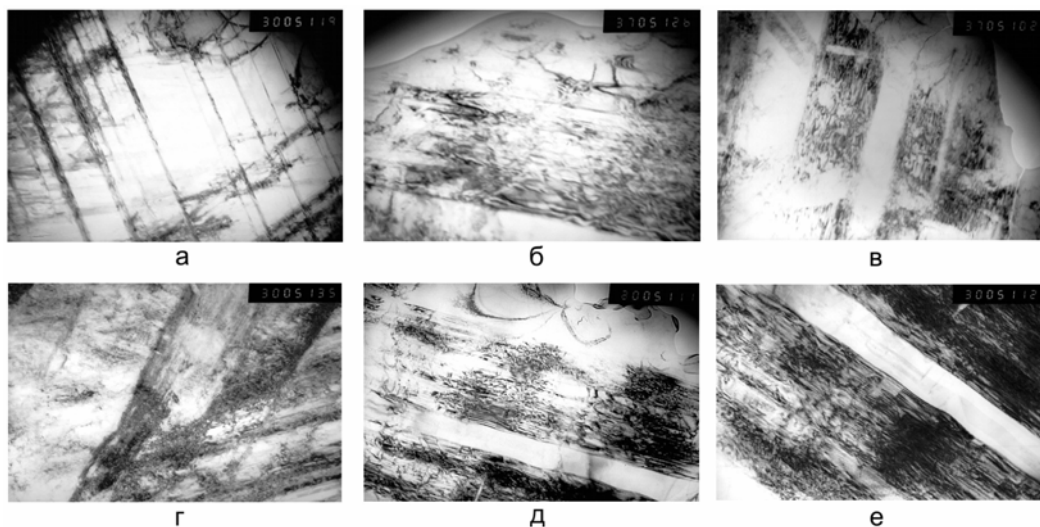


Рис. 4. Структура сталі 17Х14Г14АФ після деформації стисненням на 12,0 – 15,4 %. Початковий стан сталі: а, б – гомогенізація при 1200 °С, в, г – гомогенізація + старіння при 900 °С, д, е – гомогенізація + старіння при 700 °С. а, г, е – х 30000, д – х 20000, б, в – х 37000.

площинах ковзання по всьому об'єму зерна або статично рівномірно по зерну, а по двійниках і дефектах упаковки з ( $\epsilon$ - $\alpha$ ) мартенситом, які утворились внаслідок великих напружень при гартуванні у воді зразків після гомогенізації. Підвищена дефектність структури в них полегшує зародження та ріст дисперсійної фази.

Зниження температури старіння від 900 °С до 700 °С, що супроводжується зменшенням дифузійної рухливості елементів, знижує ефективність дефектів упаковки і двійникових зон, як місць енергетично вигідних для гетерогенного зародження і подальшого росту зміцнюючих фаз. Це викликає більш рівномірне в мікрооб'ємах металу виділення фаз (рис. 4 д, е), хоча в макрооб'ємах неоднорідність виділення фаз зберігається (рис. 5).

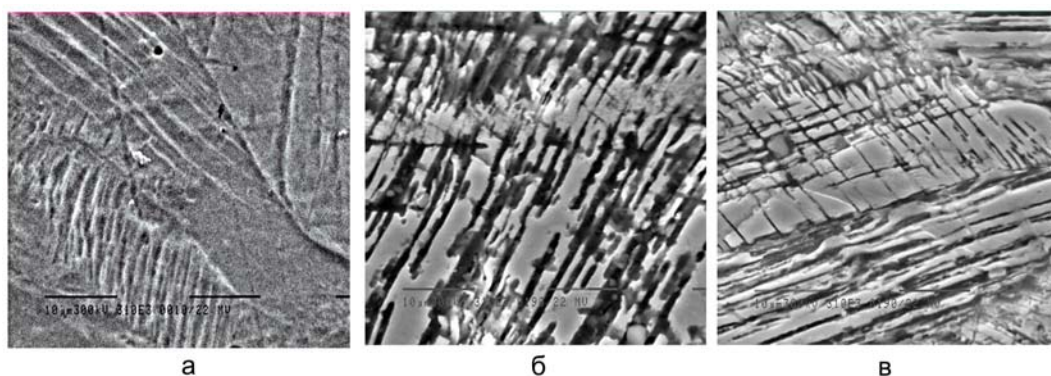


Рис. 5. Структура сталі 17Х14Г14АФ після деформації стисненням на 12 – 14 % (іонне травлення). Початковий стан сталі: а – гомогенізація при 1200 °С, б – гомогенізація + старіння при 900 °С, в – гомогенізація + старіння при 700 °С. х 3100.

З наведених даних випливає, що в сталі з нестійким аустенітом, схильним до деформаційного  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$  перетворення, дисперсійне зміцнення аустеніту знижує

ефективність деформаційного зміцнення за рахунок пригнічення згаданого зсувного перетворення. Причина цього полягає вірогідно в зменшенні вільної внутрішньої енергії аустеніту внаслідок його збіднення елементами проникнення і заміщення при виділенні нітридних і карбідних фаз. При цьому дислокаційне зміцнення при деформації за механізмом Орована частково компенсує зниження деформаційного зміцнення за рахунок зсувного  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$  перетворення, хоча, внаслідок неоднорідності по розподіленню дисперсійних зміцнюючих фаз ефективність його невисока.

У випадку сталі 17X14Г19АФ з більш стабільним аустенітом дисперсійне зміцнення аустеніту при старінні усуває, хоча і незначну в порівнянні зі сталлю 17X14Г14АФ, двійникову неоднорідність структури після гомогенізації з гартуванням у воді та забезпечує статистично рівномірне виділення зміцнюючих фаз (рис. 6). Це збільшує ступінь деформаційного зміцнення за рахунок дислокаційного зміцнення за механізмом Орована, яке за ефективністю мало поступається деформаційному зміцненню за рахунок зсувного  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$  перетворення (рис. 3).

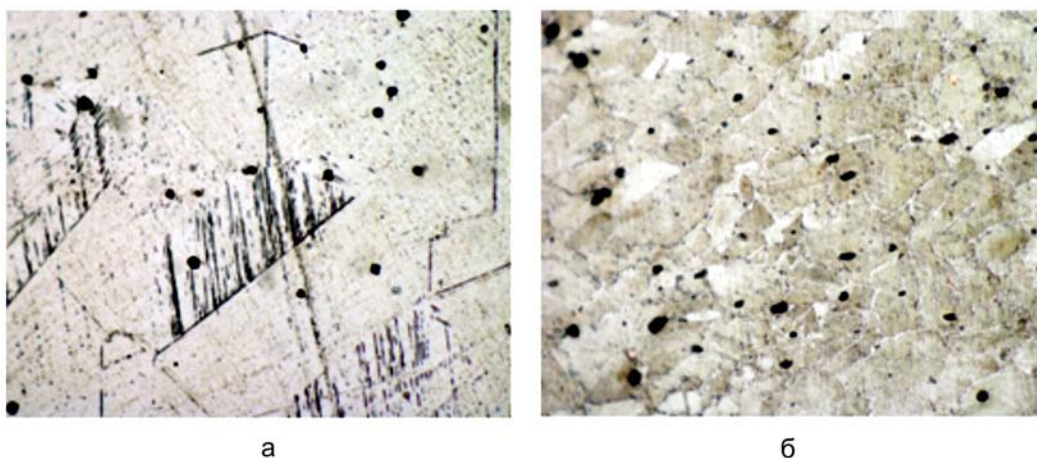


Рис. 6. Мікроструктури сталі 17X14Г19АФ після різних термообробок. а – гомогенізація 1200 °С, вода, б – гомогенізація + старіння при 700 °С. х 1000.

Важливою перевагою деформаційного зміцнення за дислокаційним механізмом є його більш висока теплова стабільність (табл. 4), що робить більш придатними для теплоенергетики сталі з дисперсійним зміцненням аустеніту.

Таблиця 4

Зміни твердості зразків після деформаційного зміцнення і подальшого відпуску при 300 °С, 2 год

Сталь	Термічна обробка	Твердість НВ		
		до відпуску	після відпуску	зменшення твердості
17X14Г14АФ	гомогенізація 1200 °С	310	277	33
	старіння 900 °С	290	258	32
	старіння 700 °С	290	282	8
17X14Г19АФ	гомогенізація 1200 °С	260	243	17
	старіння 900 °С	270	261	9
	старіння 700 °С	300	297	3

Кавітаційну стійкість сталей визначали магнітострикційним методом на установці УЗДН-2т у водопровідній воді при кімнатній температурі і частоті коливань 22 кГц за втратою маси зразків протягом 20 годин випробувань. Результати наведені в табл. 5. Встановлено, що, по-перше, загальний рівень кавітаційної стійкості сталі з нестабільним аустенітом помітно нижче, ніж в сталі зі стабільним аустенітом. По-друге, в першій заміна твердорозчинного зміцнення аустеніту на дисперсійне різко знижує кавітаційну стійкість, а в другій – навпаки підвищує. Це узгоджується з даними про вплив типу зміцнення аустеніту на ступінь і механізм деформаційного зміцнення.

Таблиця 5

Втрата маси ( $\Delta P$ ) зразків після 20 год випробувань на кавітаційну стійкість

Сталь	Зміцнення аустеніту	$\Delta P \times 10^2, \text{ кг/м}^2$
17Х14Г14АФ	твердорозчинне	2,8
	комплексне	3,4
	дисперсійне	6,5
17Х17Г19АФ	твердорозчинне	2,3
	комплексне	1,9
	дисперсійне	1,5

Отримані дані показують, що опір кавітаційному зношуванню визначається не тільки ступенем і характером деформаційного зміцнення, але й в значній мірі, однорідністю його розподілу в мікро- та макрооб'ємах металу. Так в експерименті максимальне деформаційне зміцнення досягається за рахунок зсувного  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$  перетворення. Двійникові виділення ( $\epsilon-\alpha$ ) мартенситу, тобто зміцнені об'єми металу, дуже відрізняються за шириною ( від 0,15 до 0,50 мкм ) і за відстанями між ними ( від 0,3 до 100 мкм ). Їх розділяють незміцнені об'єми аустеніту. Ці об'єми та їх границі з виділеннями ( $\epsilon-\alpha$ ) мартенситу є зародками кавітаційних каверн і об'ємами енергетично вигідними для їх прискореного розвитку.

У випадку класичного дисперсійного зміцнення аустеніту, при якому деформаційне зміцнення відбувається за дислокаційним механізмом Орована, ускладнюється вихід деформаційних дислокацій з площин ковзання поперечним ковзанням та їх накопичення на висококутових границях. В сталях із зсувним  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$  перетворенням такими є границі аустенітного зерна і границі двійників, а в дисперсійно-зміцнених сталях зі стабільним аустенітом – границі аустенітного зерна, границі полігонізованої субструктури і, головним чином, міжфазні границі частинки VN – матриця.

При класичному дисперсійному зміцненні розмір частинок складає 5 – 40 нм, а відстань між ними не перевищує 100 нм. Ці розміри на кілька порядків менше розмірів двійникових виділень ( $\epsilon-\alpha$ ) мартенситу. Тому зародження кавітаційних площин і каверн в об'ємах металу біля частинок та на полігонізованих границях відбувається на більш пізніх етапах кавітаційного впливу при меншій швидкості їх росту. Про це свідчить не тільки більш однорідне кавітаційне зношування по всій поверхні зразка, але і менший ступінь кавітаційного руйнування висококутових границь аустенітного зерна (рис. 7).

Таким чином, для сталей з близьким рівнем легуваності, зокрема аустенітних Сг – Mn – N сталей, на кавітаційну стійкість в більшій мірі, ніж ефективність



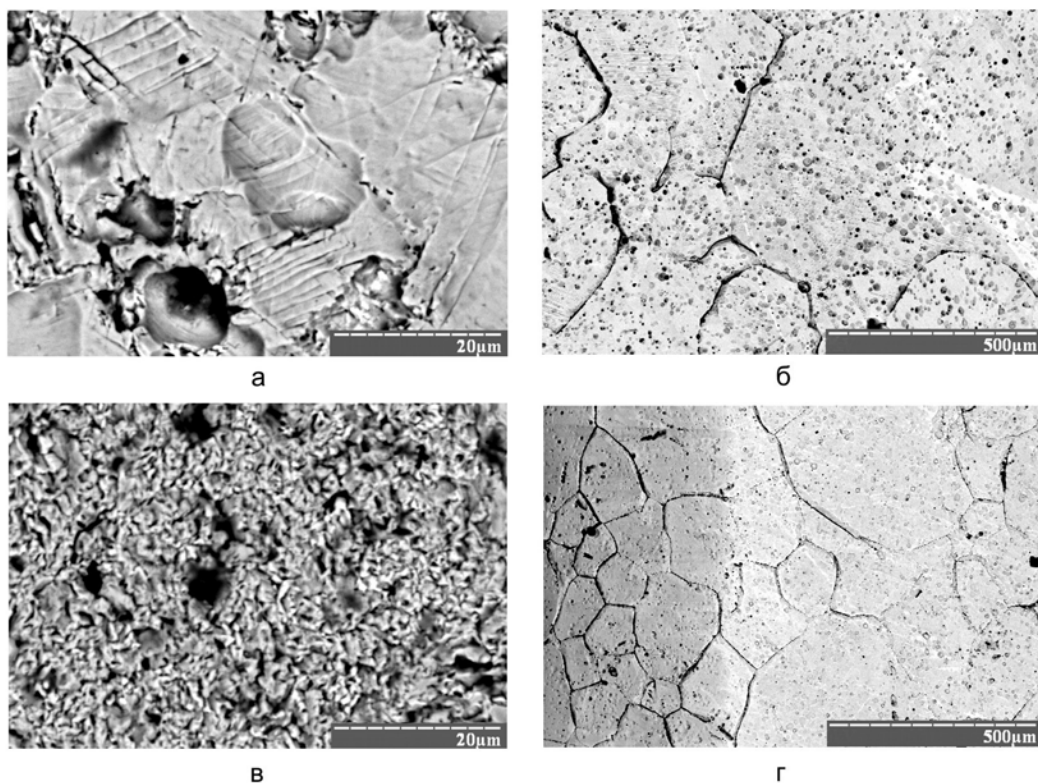


Рис. 7. Структура поверхні кавітаційного зносу зразків після 20 год. випробувань. а, б – сталь 17X14Г14-АФ, в, г – сталь 17X14Г19АФ. Термообробка сталей: а, б – гомогенізація при 1200 °С, в, г – старіння при 700 °С. а, в – х 1000, б, г – х 60.

деформаційного зміцнення, впливає його механізм. Більш високий рівень кавітаційної стійкості забезпечує дислокаційний механізм деформаційного зміцнення, ніж зміцнення за рахунок зсувного  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$  перетворення. При близькій величині деформаційного зміцнення дислокаційне зміцнення по механізму Орована забезпечує більш однорідне, ніж двійникові виділення  $\epsilon$ -мартенситу, підвищення міцності в мікрооб'ємах металу без зниження пластичності за рахунок гальмування деформаційних дислокацій дисперсійною, некогерентною, нанорозмірною, статично рівномірно розподіленою фазою, а також мало- та середньокутовими границями полігонізованої субструктури.

Отримані результати показують перспективність методу дисперсійного зміцнення стабільного аустеніту для розробки Cr – Mn – V – N сталей нового покоління з високим рівнем кавітаційної, корозійної та теплостійкості для високотемпературної теплоенергетики.

### Література

1. Скоробогатых В.Н., Шенкова И.А., Козлов П.А. // Арматуростроение. – 2010. – 3 (66). – С. 56 – 59.
2. Богачев И.Н. Кавитационное разрушение и кавитационностойкие сплавы. – М.: Металлургия, 1972. – 192 с.
3. Приданцев М.В., Талов Н.П., Левин Ф.Л. Высокопрочные аустенитные стали. – М.: Металлургия, 1969. – 248 с.

4. Menzel I., Stein G., Dahlmann P. // High Nitrogen Steels. HNS 88. – Lille: The Institute of Metals. – 1989. – 1. – P. 147 – 150.
5. Takahaschi Ichiro, Voshda Takesh, Minewra Kigoshi. // Nippon Stainless Teach Rept. – 1987. – 22. – P. 15 – 41.
6. Pant P., Dahlmann P., Schlump W. // Steel Res. – 1987. – 1, 58. – P. 18 – 25.
7. Ume K., Seki N., Naganawa Y. // Mater Perform. – 1987. – 8, 26 – P. 25 – 31.
8. Бабаскин Ю.З., Шипицын С.Я., Кирчу И.Ф. Конструкционные и специальные стали с нитридной фазой. – Киев: Наук. думка, 2005. – 371 с.
9. Котельников Г.И., Стомахин А.Я., Шипицын С.Я. // Процессы литья. – 1995. – Сообщение 1. – № 2. – С. 56 – 69. – Сообщение 2. – № 3. – С. 67 – 74.
10. Шипицын С.Я., Степанова Т.В., Золотар Н.Я. // Металознавство та обробка металів. – 2005. – 1. – С. 33 – 38.
11. Лев И.Е., Покидышев В.В., Лазарев Б.Г. Анализ азотсодержащих соединений в сплавах железа. – М.: Металлургия, 1987. – 121 с.
12. Гасик М.И. Марганец. – М.: Металлургия, 1992. – 607 с.
13. Беляев Н.М. Соппротивление материалов. – М.: ГИТТЛ, 1953. – 856 с.
14. Приданцев М.В., Талов Н.П., Левин Ф.Л. Высокопрочные аустенитные стали. – М.: Металлургия, 1969. – 248 с.

Одержано 12.09.12

**С. Я . Шипицын, И. Е. Лев, Л. И. Маркашова, Л. Е. Исаева, Т. В. Степанова**

**Применение дисперсионного нитридного упрочнения при создании Cr – Mn – N аустенитных сталей для высокотемпературной теплоэнергетики**

### Резюме

Исследованием влияния вида упрочнения аустенита (твердорастворного, дисперсионного, комплексного) на эффективность деформационного упрочнения и кавитационную стойкость Cr – Mn – N сталей установлено, что дисперсионное упрочнение практически не уступает, а по кавитационной стойкости превышает деформационное упрочнение за счет сдвигового  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$  мартенситного превращения.

**S.Ya. Shypytsyn, I.Ye. Lev, L.I. Markashova, L.Ye. Isayeva, T.V. Stepanova**

**Application of nitride dispersion strengthening in creating Cr – Mn – N austenitic steels for high-temperature heat power engineering**

### Summary

Research of influence of austenite strengthening type (solid solution, dispersive, complex) on efficiency of deformation strengthening and cavitation resistance of Cr – Mn – N steels determined that the dispersion strengthening is not practically inferior and on its cavitation resistance exceeds the deformation strengthening due to transformation  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$  martensite transformations.