

V. G. Ivanchenko, V. A. Dekhtyarenko, T. V. Pryadko, T. A. Kosorukova

Sorption properties of eutectic alloys of the Ti – Fe – Mn system

Summary

Microstructure and phase composition of cast eutectic alloys of the Ti – Fe – Mn system as well as the products of their hydrogenation were studied by means of scanning electron microscopy and X-ray phase analysis. The effect of microstructure on the kinetic parameters of hydrogenation has been studied. It was shown that essential acceleration of the hydrogen sorption rate is concerned with existence of the primary crystals of intermetallic compound on the surface of specimens.

УДК 669.112.227:669.14.

Вплив структури нержавіючих сталей з метастабільним аустенітом на стійкість до кавітаційного зношування

І. Ф. Кірчу, кандидат технічних наук
С. Я. Шипицин, доктор технічних наук
С. М. Чернега*, доктор технічних наук
Т. В. Степанова

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ
*Національний технічний університет України «КПІ», Київ

Експериментальними та металографічними дослідженнями впливу мікроударного навантаження при кавітаційній дії на мікроструктуру Cr – Mn – N сталей встановлено, що максимальна стійкість до кавітаційного зношування досягається, коли енергія мікроударної дії витрачається на $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ перетворення, дислокаційне зміцнення матриці та утворених фаз.

Підвищення довговічності металовиробів, які працюють в умовах поверхневого мікроударного навантаження при кавітації в пароводяному середовищі з температурою рідини понад 280 °С та тиску 420 атм. є актуальною проблемою, наприклад, для ТЕС та АЕС. Вирішення проблеми досягається, як правило, застосуванням мартенситно-старіючих сталей, легуваних нікелем, кобальтом, молібденом та хромонікелевих сталей, додатково легуваних молібденом. Недоліком мартенситно-старіючих сталей є їх висока вартість і низька технологічність при механічній обробці, а хромонікелевих – недостатня кавітаційна стійкість, що потребує застосування різноманітних способів зміцнення робочої поверхні шляхом наплавлення більш стійкого до кавітації матеріалу [1], або нанесення захисних покриттів [2], що суттєво ускладнює технологічний процес виготовлення металовиробів і підвищує їх вартість.

Мета роботи полягала в розробці корозійностійкої сталі, яка не містить дефіцитних і дорогих легуючих елементів, спрощує технологію виробництва металовиробів і, водночас, підвищує їх кавітаційну довговічність.

Відомо, що до кавітаційностійких сталей відносять хромомарганцеві сталі з метастабільним аустенітом, який в процесі мікроударних навантажень при кавітації зазнає фазове перетворення з утворенням ϵ - та α - мартенситу, наприклад, сталь 30X10Г10. Однак суттєвим недоліком цієї сталі є низька корозійна стійкість в пароводяному середовищі при температурах 280 – 400 °С. Більш висока корозійна стійкість Cr – Mn аустенітних сталей досягається при вмісті в твердому розчині 14 – 17 % хрому та додатковому легуванні її азотом, який сприяє стабілізації γ -твердого розчину [3]. Але стабілізація аустеніту може привести до гальмування процесу $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ мартенситного перетворення при мікроударному пластичному деформуванні та суттєво позначитись на стійкості сталі до кавітаційного зношування.

В роботі досліджено вплив легування вуглецем та азотом на фазові перетворення Cr – Mn – аустеніту і його зносостійкість при мікроударному навантаженні. Досліджено Cr – Mn – N сталі аустенітного класу з різною стійкістю аустеніту до фазових перетворень (таблиця).

Хімічний склад сталей

Сталь	Масова частка елементів, %							
	C	Si	Mn	Cr	S	P	N	V
08X16Г12АЛ	0,07	0,93	12,3	15,07	0,015	0,014	0,203	-
38X19Г12АФЛ	0,41	0,76	11,65	18,9	0,018	0,008	0,229	0,38

Зразки для кавітаційних випробувань виготовляли з литих заготовок. Для усунення карбідної ліквідації, усереднення хімічного складу сталі та внутрішньозеренного виділення в дисперсному вигляді карбідних та нітридних фаз заготовки піддавали термічній обробці за режимом: гомогенізація при 1200 °С тривалістю 2 години з наступним старінням при 780 °С протягом 10 годин. Після цього твердість зразків із сталі 08X16Г12АЛ була 24 НРС, сталі 38X19Г12АФЛ – 28 НРС. Кавітаційні випробування зразків проводили за допомогою магніто-стрикційного вібратора УЗДН-2Т, в водному середовищі при частоті коливань 22 кГц. Мікроструктуру та фазовий склад сталей досліджували методами металографії та рентгеноструктурного аналізу на дифрактометрі ДРОН – УМ1 в мідному випромінюванні. Склад карбідних і нітридних фаз, вміст легуючих елементів в твердому розчині визначали рентгеноструктурним аналізом виділеного осаду та фотоколориметричним методом. Карбідні та нітридні фази виділяли електрохімічним методом при розчиненні металеві матриці у водному електроліті складу: 15 % NaCl + 2,5 % винної кислоти. Вміст легуючих елементів в твердому розчині визначали за різницею між загальним вмістом елементів в сталі та їх вмістом в карбідних і нітридних фазах.

Дослідженнями встановлено, що в литому стані сталь 08X16Г12АЛ має аустенітно-феритну структуру з об'ємною часткою аустеніту 93 %, границі зерен чисті, розмір зерна відповідає 5 – 6 балу за ГОСТ5639-82 (рис. 1 а); сталь 38X19Г12АФЛ – аустенітну структуру з виділенням первинних карбідів, розмір зерна відповідає 2 – 5 балу (рис. 1 б). Гомогенізація сприяла у випадку сталі 08X16Г12АЛ розчиненню переважної кількості карбідних і нітридних фаз, які виділились зерногранично при кристалізації, що привело до усунення міжзеренних границь

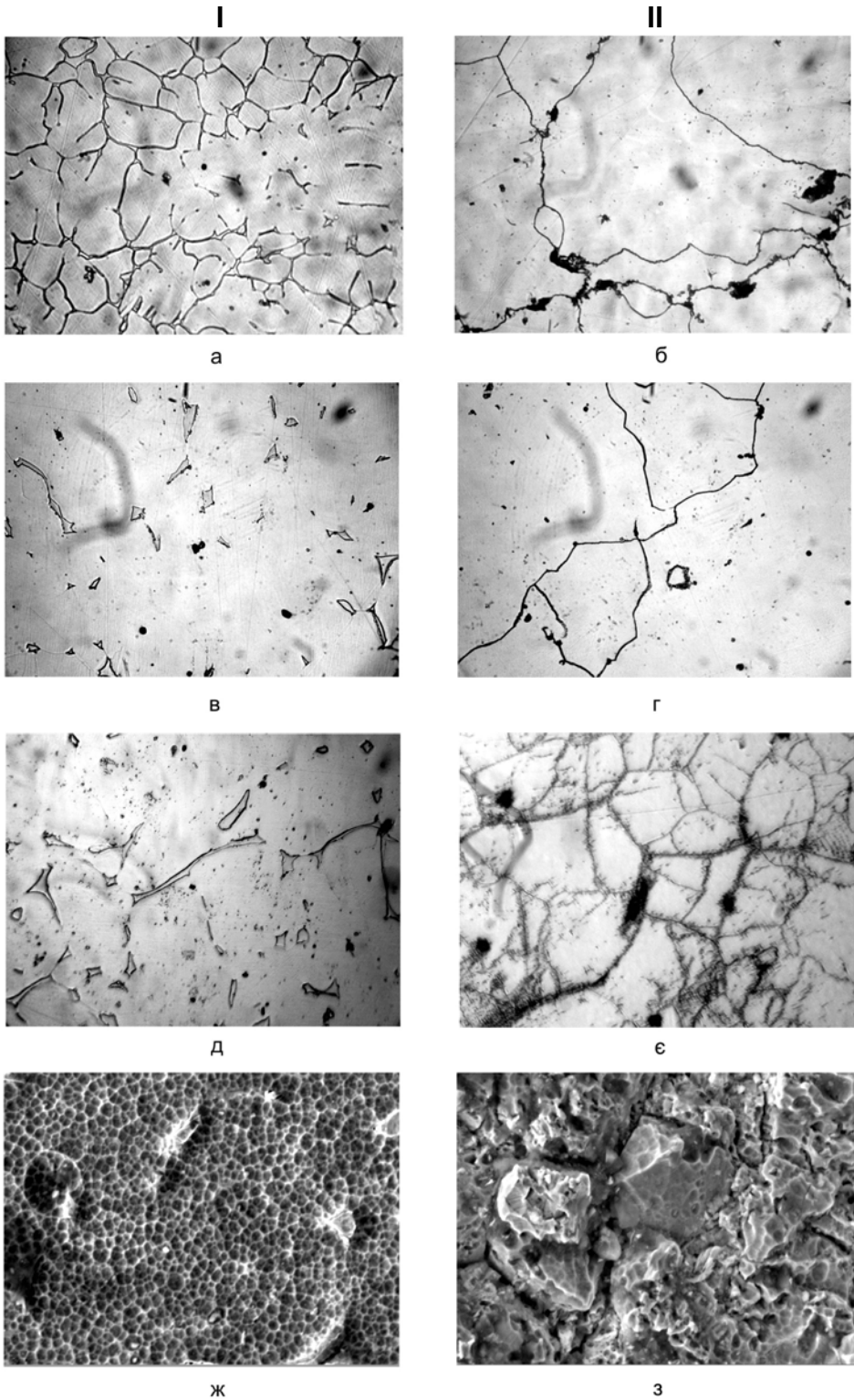


Рис. 1. Структура та фрактограми сталей 08X16Г12АЛ (I) та 38X19Г12АФЛ (II). а, б – литий стан, в, г – після гомогенізації, д, е – після старіння, ж, з – фрактографічні зображення поверхні руйнування після кавітаційного випробування. а – е – х 400, ж, з – х 1500.

(рис. 1 в) та збільшенню об'ємної частки аустеніту до 98 %; сталі 38X19Г12АФЛ – усуненню зернограничної карбідної неоднорідності та укрупненню зерна аустеніту до (-1) балу (рис. 1 г). Після старіння фазовий склад сталей не змінився. Але, якщо в сталі 08X16Г12АЛ мікроструктура залишилась такою, як і після гомогенізації, а карбідні та нітридні фази рівномірно виділились в об'ємі матриці (рис. 1 д), то в сталі 38X19Г12АФЛ вона набула субзеренного характеру, причому карбідні та нітридні фази виділились як всередині зерна, так і по границях аустенітних зерен і субзеренних границях (рис. 1 е).

Дослідженнями фазового та хімічного складу виділених дисперсних частинок, складу твердого розчину, сталі 38X19Г12АФЛ встановлено, що якщо в литому стані в металевій матриці виділяються переважно карбіди хрому складу $(Cr, Fe)_7C_3$, нітриди марганцю складу Mn_4N [4, 5], а твердий розчин містить 0,14 % С, 11,25 % Мп, 12,4 % Сг, 0,34 % V, 0,159 % N, то після термічної обробки виділяються карбіди хрому складу $Cr_{23}C_6$ та нітриди $VN, VN_{0,35}, Cr_2N, CrN, MnN$, а твердий розчин містить 0,13 % С, 11,47 % Мп, 10,26 % Сг, 0,32 % V, 0,069 % N. Таким чином проведена термічна обробка не веде до повного зв'язування твердорозчинного вуглецю та азоту в карбідні та нітридні фази і більше 20 % вуглецю та 30 % азоту залишається в твердому розчині. Аналогічна залежність спостерігається також для сталі 08X16Г12АЛ. Цей факт є важливим тому, що раніше відмічалось, що твердорозчинний азот підвищує стабільність Сг – Мп аустеніту до фазових перетворень і може гальмувати процес утворення ϵ - та α -мартенситу.

На рис. 2 і 3 показано кінетику руйнування зразків сталей 08X16Г12АЛ і 38X19Г12АФЛ та зміни густоти дислокацій в аустенітній матриці після 12 годин кавітаційної дії. Згідно з наведеними даними інкубаційний період, тобто необхідний час кавітаційної дії до початку руйнування зразка, для сталі 08X16Г12АЛ складає 2 години, а сталі 38X19Г12АФЛ – 1 годину (рис. 2). При цьому густина дислокацій за цей період зменшується, вірогідно, через їх анігіляцію під дією мікроударного навантаження при кавітації (рис. 3). Кавітаційна дія протягом третьої години привела до максимального зростання густоти дислокацій в аустеніті обох марок сталей, а в сталі 08X16Г12АЛ ще і до утворення ϵ -мартенситу (рис. 4) з густрою дислокацій $1,15 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ (рис. 3). При цьому втрати маси зразка сталі 08X16Г12АЛ, яка має

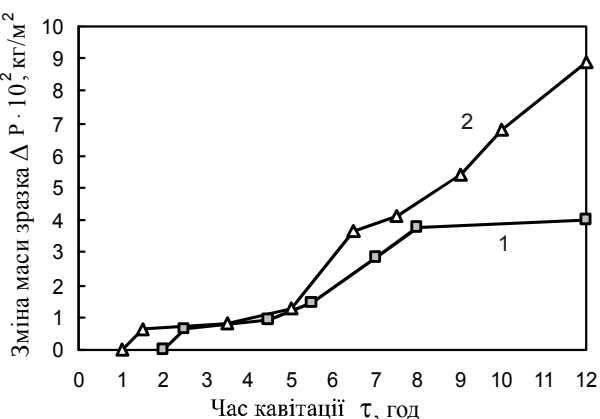


Рис. 2. Залежність зміни маси зразка від тривалості кавітаційної дії. 1 – сталь 08X16Г12АЛ, 2 – сталь 38X19Г12АФЛ.

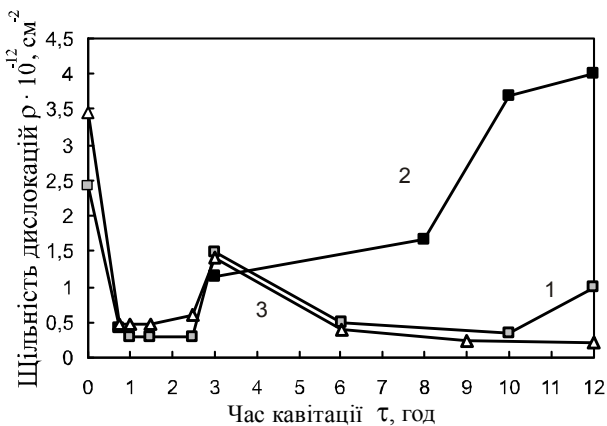


Рис. 3. Залежність щільності дислокацій в γ та ϵ -фазах від тривалості кавітаційної дії. Сталь 08X16Г12А: 1 – γ -фаза, 2 – ϵ -мартенсит; сталь 38X19Г12АФЛ: 3 – γ -фаза.

твердість 24 HRC і сталі 38X19Г12АФЛ з твердістю 28 HRC практично однакові (рис. 2). Подальша кавітаційна дія протягом 10 годин сприяє поступовому зменшенню густоти дислокацій в аустеніті обох марок сталей, що веде до зростання втрати маси зразків (рис. 2, 3). Проте у зразка зі сталі 38X19Г12АФЛ вона в 1,65 раз вища, ніж у сталі 08X16Г12АЛ. Очевидно, що більш висока зносостійкість сталі 08X16Г12АЛ є результатом поступового збільшення до 17 % в структурі об'ємної частки ϵ -мартенситу (рис. 4) та підвищеної густоти дислокацій в аустеніті та ϵ -мартенситі, яка збільшилась до $3,7 \cdot 10^{12} \text{ см}^2$ (рис. 3). Потрібно відмітити, що в сталі 38X19Г12АФЛ утворення 3 % ϵ -мартенситу було зафіксовано тільки після 12 годин кавітаційної дії (рис. 4). Тому основним чинником, який ефективно впливає на стабілізацію аустеніту та процес гальмування $\gamma \rightarrow \epsilon(\alpha)$ мартенситного перетворення при кавітаційній дії є не твердорозчинний азот, а вуглець.

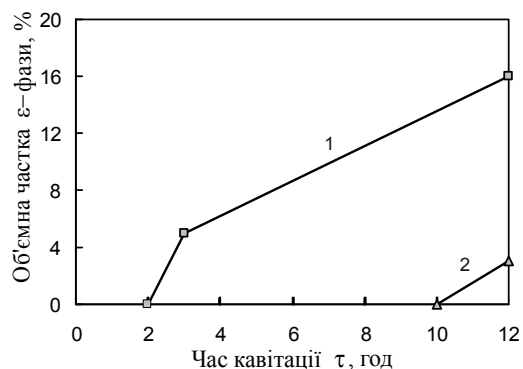


Рис. 4. Залежність кількості ϵ -фази від тривалості кавітаційної дії. 1 – сталь 08X16Г12АЛ, 2 – сталь 38X19Г12АФЛ.

Крім того, металографічними дослідженнями поверхні руйнування зразків встановлено, що при кавітаційній дії твердорозчинний вуглець та азот в сталі 08X16Г12АЛ, де міжзеренні границі не спостерігаються, дифундують на міжфазні границі, тобто між матрицею та виділеними фазами, де вони зв'язується в дисперсні карбідні та нітридні фази. В результаті цього руйнування зразка має в'язкий характер і відбувається по всій його поверхні (рис. 1 ж). У випадку сталі 38X19Г12АФЛ твердорозчинний вуглець та азот дифундують переважно на міжзеренні та субзеренні границі, де також зв'язуються в карбідні та нітридні фази. Це веде до знеміцнення границь. При цьому руйнування поверхні зразка відбувається переважно по границях зерен і має крихкий характер (рис. 1 з).

Висновки Основним чинником, що визначає стійкість Cr – Mn – N сталей аустенітного класу до кавітаційного зношування є схильність аустеніту до $\epsilon \rightarrow \alpha$ мартенситного перетворення та відсутність міжзеренних і субзеренних границь. Після гомогенізації та наступного старіння в твердому розчині сталей 08X16Г12АЛ та 08X16Г12АЛ утримується більше 20 % вуглецю та 30 % азоту.

Твердорозчинний вуглець більш ефективно, ніж твердорозчинний азот, стабілізує та гальмує процес $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ мартенситного перетворення, що веде до зниження зносостійкості сталі в умовах мікроударного навантаження.

Література

1. Степин В.С., Старченко Е.Г., Андреев А.П. // Арматуростроение. – 2010. – 3. – С. 66 – 69.
2. Тополянский П.А. // Арматуростроение. – 2010. – 2. – С. 65 – 73.
3. Гудремон Э. Специальные стали. Т. 2. – М. : Металлургиздат, 1966. – С. 1095 – 1119.
4. Литвинова Т.И., Пирожкова В.П., Петров А.К. Петрография неметаллических включений. – М. : Металлургия, 1972. – С. 143 – 144.
5. Шипицин С.Я., Кірчу І.Ф., Степанова Т.В. // Металознавство та обробка металів. – 2005. – № 1. – С. 33 – 37.

Одержано 25.02.11

И. Ф. Кирчу, С. Я. Шипицын, С. М. Чернега, Т. В. Степанова

**Влияние структуры нержавеющей стали с метастабильным
аустенитом на стойкость к кавитационному износу**

Резюме

Исследованиями влияния микроударной нагрузки при кавитационном воздействии на микроструктуру Cr – Mn – N сталей установлено, что максимальная стойкость при кавитационном износе достигается тогда, когда энергия микроударного воздействия расходуется на $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ превращение, дислокационное упрочнение матрицы и образующихся фаз.

I. F. Kirchu, S. Ya. Shypytsyn, S. M. Chernega, T. V. Stepanova

**The structure influencing of stainless steel with metastable
austenite on the cavitation resistance**

Summary

Study of the micro-endanger influencing at the cavitations on the microstructure of Cr – Mn – N steels show that the cavitation resistance is maximum, when the energy of micro-endanger action is spent for $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ transformation and dislocation strengthening of matrix and forming phases.

Шановні колеги!

**Триває передплата на науково-технічний журнал
«Металознавство та обробка металів» на 2011 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 “МОМ”.

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