

С.М. Чернега¹, д-р техн.наук, проф., І.Ф. Кірчу², канд.техн.наук, А.П. Величко¹ студ.
1-НТУ Україна „Київський політехнічний інститут”м.Київ, Україна; 2-Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, м.Київ, Україна

КАВІТАЦІЙНА СТІЙКІСТЬ МЕТАСТАБІЛЬНОЇ АУСТЕНІТНОЇ СТАЛІ 40X18Г15АФЛ ЛЕГОВАНОЇ АЗОТОМ

Исследовано изменение структуры хромомарганцевой аустенитной стали дополнительно легированной азотом при микроударном воздействии кавитации. Показано, что энергия микроударного воздействия при кавитации в стали 40X18Г15АФЛ тратится на фазовое превращение аустенита в мартенсит ($\gamma \rightarrow \epsilon$) и дислокационное упрочнение матрицы с образованием карбонитридных и нитридных фаз.

The data of experimental metallographic researches of the effect microimpact load at cavitation action on the microstructure of Cr-Mn-N steels revealed that the maximum resistance to cavitation wear is achieved when the energy of microimpact action is spent on $\gamma \rightarrow \epsilon$ a phase transformation and dislocation hardening of the matrix and formed phases.

Відомо, що висока кавітаційна стійкість властива мартенсито-старіючим сталям легованим нікелем, кобальтом, молібденом та хромонікелевим сталям з нестабільним аустенітом, додатково легованим молібденом. Недоліком мартенсито-старіючих сталей є їх висока вартість і низька технологічність при їх обробці, а хромонікелевих - недостатня кавітаційна стійкість, що потребує застосування способів зміцнення поверхні шляхом наплавлення більш стійкого матеріалу до кавітації, або нанесення захисних покриттів, що ускладнює технологічний процес і підвищує вартість виробів. Мета роботи полягала в розробці кавітаційностійкої сталі, яка не вміщує дефіцитних, дорогих легуючих елементів: Co, Ni, Mo, спрощує технологію виробництва металовиробів та одночасно підвищує їх кавітаційну довговічність. Відомо, що до кавітаційно-стійких сталей відносяться хромомарганцеві сталі із метастабільним аустенітом, який в процесі мікро ударних навантажень при кавітації перетерплює фазове перетворення з утворенням ϵ - мартенситу, наприклад, сталь 30X10Г10. Однак суттєвим недоліком цієї сталі є низька корозійна стійкість в пароводяному середовищі при температурах 280-400°C.

В роботі досліджено хромо-марганцеву сталь додатково леговану азотом аустенітного класу типу 40X14Г15АФЛ. Структура сталі 40X14Г15АФЛ в литому стані після литва приведена на рисунку 1(а). Розмір зерна відповідає 2-3 балу за ГОСТ 5639-82. По границям литої структури зосереджені первинні карбіди $(Cr_{23}Mn)C_6$, $(Cr_7Mn)C_3$.

Для усунення карбідної ліквідації та усереднення хімічного складу провели гомогенізацію при $T = 1200^\circ C$ тривалістю 2 години. На рисунку 1(б) представлена структура сталі 40X18Г15АФЛ після гомогенізації. Як видно з рисунка 1(б) гомогенізація сприяла усуненню зернограничної карбідної неоднорідності та укрупненню зерна 2-3 балу до (-1) балу. З метою зменшення термічних напружень та внутрішньозеренного виділення дисперсних нітридних VN і AlN та карбонітридних фаз $(Cr,Mn)_{23}(C,N)_6$ проводили старіння сталі при температурі 680°C протягом 10 год. Після старіння структура (рисунк 1(в)) сталі має аустенітну матрицю зміцнену дисперсними частками $((Cr,Mn)_{23}(C,N)_6$, VN та AlN), які виділились із твердого розчину як в тілі зерна, так і частково по границям зерен. При цьому в твердому розчині залишається до 30% азоту, а решта входить до складу карбонітридних та нітридних зміцнюючих фаз. Структура після старіння набуває субзеренного характеру (рисунк 1(в)).

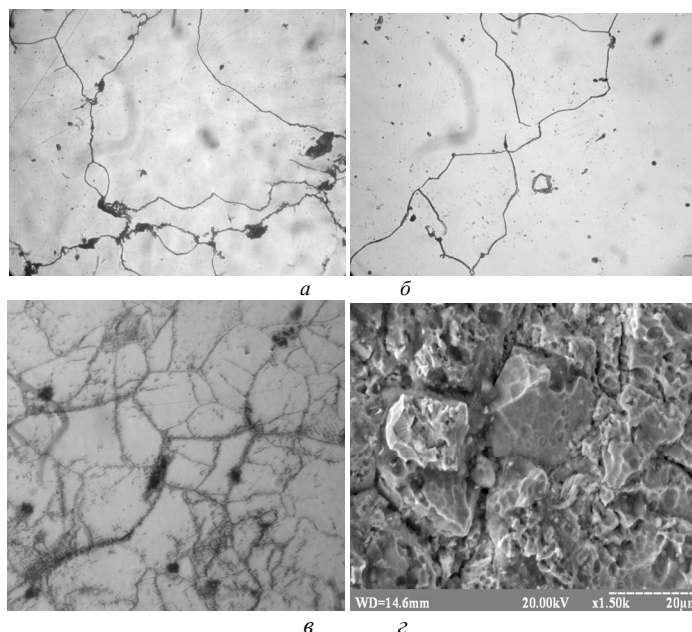


Рис. 1. Структура сталі 40X18Г15АФЛ в литому стані(а,х100), після гомогенізації(б, х100), після старіння (в, х100), та топографія кавітаційного зношування через 12 год. (г,х1500)

На рисунок 2 представлено зміну щільності дислокацій в аустенітній матриці, а на рисунок 3 кінетику кавітаційного руйнування сталі 40X18Г15АФЛ. З представлених даних видно, що кавітаційне зношування протягом перших двох годин не відбувається, тобто присутній інкубаційний період. На цьому етапі спостерігається зменшення щільності дислокацій до $0.16 \times 10^{12} \text{ 1/cm}^2$.

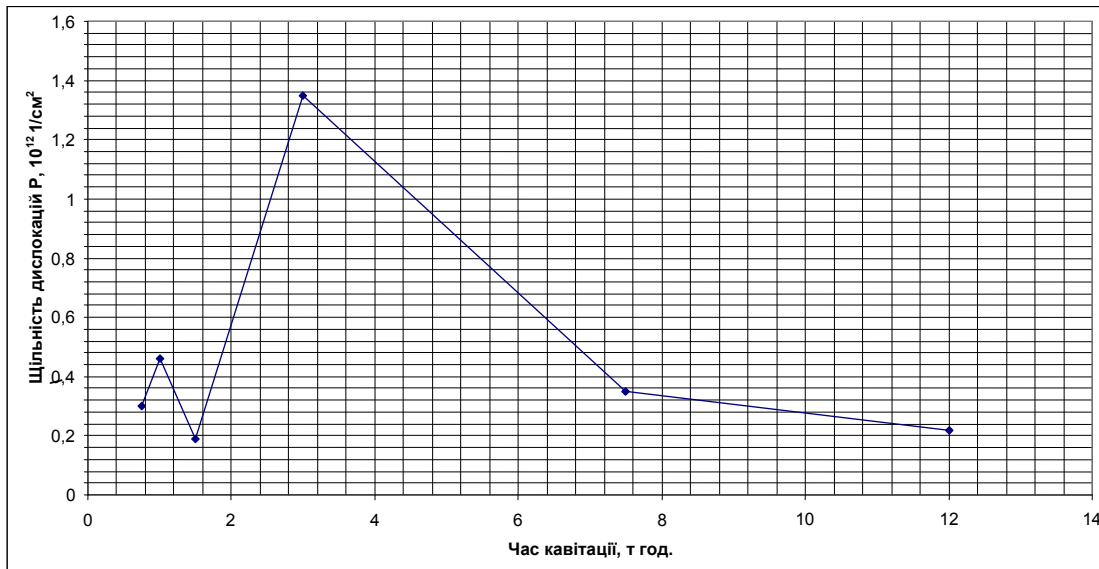


Рис. 2. Залежність щільності дислокацій в аустеніті (γ-фазі) сталі 40X18Г15АФЛ від тривалості кавітаційної дії

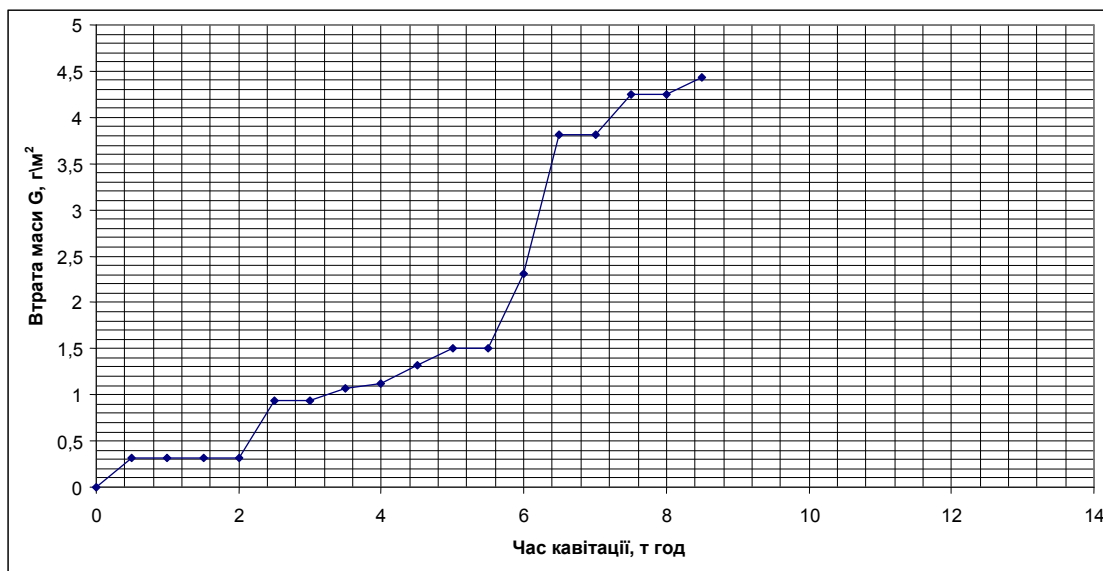


Рис. 3. Залежність втрати маси зразка із сталі 40X18Г15АФЛ від тривалості кавітаційної дії

Це пов'язано із анігіляцією дислокацій під дією кавітаційних ударів. Наступна кавітаційна дія протягом третьої години привела до максимального зростання щільності дислокацій до $1.46 \times 10^{12} \text{ 1/cm}^2$ та появи початкового періоду зношування. При цьому втрата маси зразка становила $1 \text{ г/м}^2 \cdot \text{год}$.

Подальша кавітаційна дія веде до послідовного зменшення щільності дислокацій та зростанню швидкості зношування. Так, після восьми годин кавітаційної дії щільність дислокацій становила $0.45 \times 10^{12} \text{ 1/cm}^2$, після 12 год. навантаження $0.22 \times 10^{12} \text{ 1/cm}^2$, втрата маси зразка склала $4,2 \text{ г/м}^2 \cdot \text{год}$ та $5,8 \text{ г/м}^2 \cdot \text{год}$. Падіння щільності дислокацій можна пов'язати з розміщенням аустенітної структури внаслідок виділенням карбонітридних часток (Cr , Mn , V) $_{23}\text{C}_6$, VN , AlN по субзеренним границям.

Раніше відмічалось, що після старіння в γ – твердому розчині знаходиться в твердорозчинному стані до 30% масові частки азоту. Мікроударний вплив на кристалічну решітку сталі веде до її пластичної деформації, що підтверджується утворенням в зерні двійників (рисунок 6), внаслідок чого твердо розчинний азот дифундує переважно на субзеренні та міжзеренні границі де утворює нітридні фази типу $\text{Mn}_x\text{Cr}_y\text{N}$. Це веде до окрихчення границь зерен та зменшення щільності дислокацій, що є причиною різкого зростання втрати маси зразка.

При цьому руйнування поверхні зразка відбувається переважно по границям зерна. Топографія поверхні кавітаційного руйнування сталі 40X18Г15АФЛ представлена на рисунку 1(г). З представленого рисунку видно що руйнування має переважно крихкий характер з елементами в'язкого по тілу окремих зерен. Крім того рентгеноструктурним дослідженнями встановлено (рисунок 4, рисунок 5), що кавітаційна дія веде до фазових перетворень з утворенням в аустеніті ε та α мартенситних фаз (рисунок 5). На дифрактограмі (рисунок 5) помітно зменшення товщини лінії (111) та початок появи лінії ε – фази мартенситу.

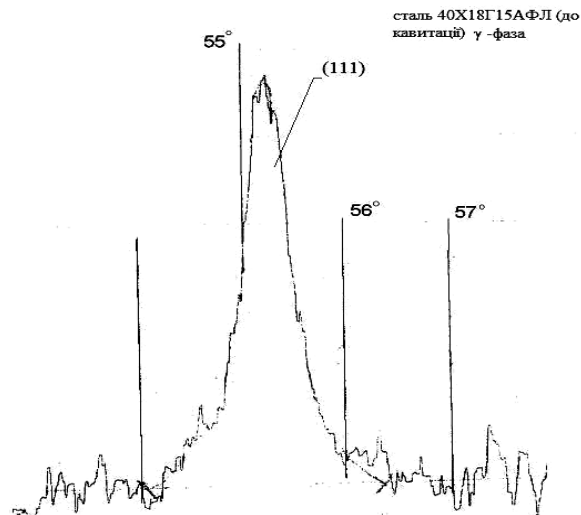
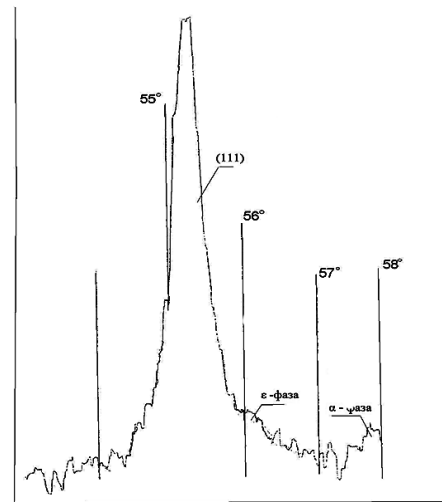
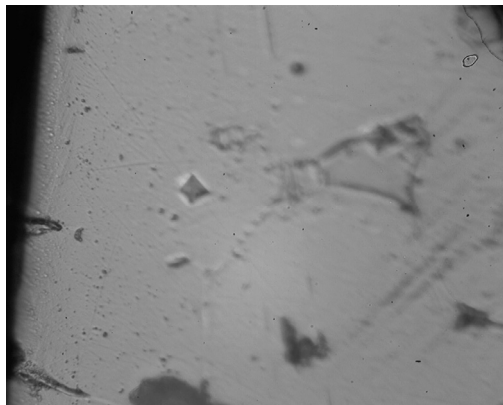
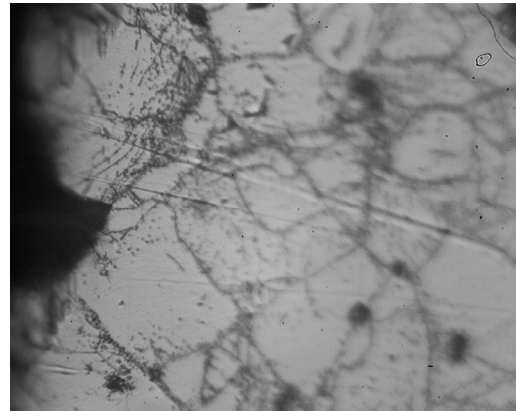
Рис. 4. Дифрактограма: сталь 40Х18Г15АФЛ вихідний стан (до кавітації), γ -фаза, площина (111)

Рис. 5. Дифрактограма: сталь 40Х18Г15АФЛ (кавітація 8 год.)



а



б

Рис. 6. Виділення мартенситу в поверхневій зоні сталі 40Х18Г15АФЛ після кавітаційного зношування тривалістю 8 год. (а,х800;б,х1000)

Так після 12 год. кавітації мікроструктура сталі вміщує до 17% ϵ -фази та 3% α -фази. Після кавітаційних навантажень в зерні спостерігається утворення двійникової структури (рисунк 6). Тобто деформація аустеніту проходить шляхом двійникування.

Висновок Показано, що структура сталі 40Х18Г15АФЛ після литва представляє собою крупні фрагментовані зерна, по границях яких зосереджені карбіди. Легування азотом та ванадієм в комплексі із термічною обробкою (гомогенізація та старіння) призводить до фрагментації зерен та утворенню субструктури порівняно із литим станом та внутрішньозеренного виділення карбонітридних та нітридних фаз $(Cr, Mn, V)_{23}C_6$, VN, AlN. Встановлено, що під дією кавітації відбувається фазове перетворення аустеніту сталі 40Х18Г15АФЛ по механізму γ - ϵ - α . Виявлено кореляцію між щільністю дислокацій та втратою маси зразка при кавітаційному навантаженні. Встановлено, що руйнування сталі 40Х18Г15АФЛ при кавітаційному навантаженні відбувається по границях зерна аустеніту. Характер руйнування сталі 40Х18Г15АФЛ є переважно крихким з елементами в'язкого.

Список літератури

1. Фомин В.В. Гидроэрозия металлов. - М.: Машиностроение, 1977. -287с.
2. Арзуманов Э.С. Кавитация в местных гидравлических сопротивлениях. -М.: Энергия, 1978. - 304 с.
3. Кавитация на гидросооружениях / Р.С.Гальперин и др. - М.: Энергия, 1977.
4. Пылаев Н.И., Эдель Ю.У.Кавитация в гидротурбинах. - Л.:Машиностроение, 1974.-256с
5. Богачев И.Н., Минц Р.И. Повышение кавитационно-эрозионной стойкости деталей машин. - М.: Машиностроение, 1964. -144 с.
6. Богачев И.Н. Кавитационное разрушение и кавитационностойкие сплавы. - М.: Металлургия, 1972. - 192 с.
7. Козырев С. П. Гидроабразивный износ металлов при кавитации. М., 1971
8. Турецкий Я. Ш. Кавитационная стойкость деталей машин нестабильных сталей. М. 1970
9. Перник А. Д. Проблемы кавитации. Л.: Судостроение, 1966
10. Прис К. М. Кавитационная эрозия. - В кн.: Эрозия: пер. с англ./ Под ред. К. М. Прис- М.: Мир, 1982.
11. Шипицын С. Я., Кірчу І.Ф., Степанова Т.В., Золотар Н.Я. // Металознавство та обробка металів. – 2005. №1. – С. 33-37.