

Вплив параметрів мікроструктури сталей на їх схильність до науглецювання

І.Ф. Кірчу, кандидат технічних наук
Т.В. Степанова

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Обґрунтовано можливість застосування без- і низьконікелевих азотвмісних хромомарганцевих сталей ферито-аустенітного та аустенітного класів для виготовлення оснащення цементацийних печей замість хромонікелевих сталей аустенітного класу. Встановлено залежність стійкості до науглецювання хромомарганцевих сталей від параметрів мікроструктури.

В практиці хіміко-термічної обробки сталі, наприклад цементації, для виготовлення литого жаростійкого оснащення (ящиків і реторт) використовують хромонікелеві сталі аустенітного класу марок 20X20H14C2Л і 20X24H19C2Л відповідно [1, 2]. Проте дефіцит нікелю в Україні та його висока ринкова вартість привели до того, що підприємства при виготовленні ящиків для цементації почали застосовувати вуглецеві сталі, а при виготовленні реторт – хромонікелеві, що містять до 13 % нікелю. Це зумовлює зниження довговічності оснащення і збільшення витрат.

Аналіз руйнувань коробів і реторт з хромонікелевих сталей аустенітного класу показав, що основною причиною зняття їх з експлуатації є короблення і тріщини термовтомного характеру. Термічний цикл їх утворення визначається стійкістю аустеніту до $\gamma \rightarrow \alpha$ фазових перетворень і його схильністю до науглецювання в інтервалі робочих температур, що зумовлюють пластичні властивості сталі.

Задачу зниження витрат нікелю при виробництві жаростійкого пічного оснащення, яке працює в окислювальних середовищах за умов статичного і термоциклічного режимів нагріву до температур 1250 °С, вирішували застосуванням сталей 30X18H3Г10C2АФТЛ, 30X22H5Г10C2АЛ і 30X24Г5АЛ [3 – 6]. При цьому сталі аустенітного класу 30X18H3Г10C2АФТЛ і 30X22H5Г10C2АЛ практично не поступаються за жаростійкістю, а за термовтомною довговічністю в 2,0 – 2,5 рази перевершують сталь 40X24H12СЛ. Сталь марки 30X24Г5АЛ при температурах експлуатації, вищих 1150 °С, перевершує за властивостями сталь 20X24H19C2Л за жаростійкістю і в 1,5 рази за довговічністю за умов циклічних нагрівів.

Отже, якщо хромомарганцеві сталі аустенітного та ферито-аустенітного класу будуть мати відповідну до хромонікелевих сталей аустенітного класу стійкість до науглецювання, вони стануть їх повноцінними заміниками.

Основними чинниками, що лімітують швидкість дифузійного науглецювання металевої матриці, окрім температури і тривалості процесу, є хімічний і фазовий склад сталі при робочій температурі, які визначаються коефіцієнтом дифузії і вмістом вуглецю в матриці. Достовірні дані вмісту твердорозчинного вуглецю в аустенітній і ферито-аустенітній матрицях для Cr-Mn-(Ni)-N сталей при температурах 920 – 950 °С практично відсутні. При постановці роботи виходили з того, що межа розчинності

вуглецю при температурах цементації в однофазних феритних сталях з вмістом хрому 12 – 30 % та двофазних ферито-аустенітних сталях з вмістом хрому 18 % і нікелю 4 – 8 % складає 0,12 % [7] і 0,16 % [8], відповідно. Це в 12 – 14 разів нижче межі розчинності вуглецю в аустеніті вуглецевої сталі і в 1,3 – 1,6 рази в хромонікелевій аустенітній сталі 20X18H12СЛ.

Відомо, що дифузійне науглецювання сталей здійснюється не тільки через поверхню зерна, але й по границях зерен [9, 10]. Крім того схильність сталі до науглецювання, окрім хімічного складу, типу кристалічної решітки металевої матриці і розміру зерна можуть впливати дисперсні вторинні фази (нітриди, карбонітриди).

Тому при виконанні роботи застосовували легування різними нітридоутворюючими елементами, а термічною обробкою змінювали розмір зерна аустеніту і розподіл вторинних фаз в матриці від переважно зернограничного в литому стані до внутрішньозеренного в термообробленому, а також концентрацію вуглецю і азоту в твердому розчині. Хімічний склад досліджуваних сталей наведено в табл. 1.

Таблиця 1

Хімічний склад сталей

Марка сталі	Масова частка елементів, %									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	N	Al	V	W	Ti
30X24Г5АЛ	0,32	0,96	5,13	28,0	-	0,117	0,047	-	-	-
30X22Н5Г10С2АЛ	0,32	1,90	11,40	24,6	5,68	0,348	0,054	-	-	-
30X18НЗГ10С2АФТЛ	0,35	1,36	10,20	18,8	2,97	0,155	0,045	0,35	-	0,08
30X24Н19СЛ	0,30	0,72	1,74	26,9	17,00	0,045	0,050	-	-	-

Зразки для досліджень виготовляли із зливків і литих заготовок, отриманих вакуумним всмоктуванням металу в кварцеві трубки. Досліджували вплив температури, часу витримки на зміну фазового складу сталі. Нагрів зразків здійснювали в інтервалі температур від 800 °С до 1300 °С. Час витримки зразків зі зливків складав для сталі 30X24Г5АЛ 2 години і 188 годин, сталей 30X22Н5Г10С2АЛ і 30X18НЗГ10С2АФТЛ – 188 годин і 70 годин, відповідно, а зразків сталі 30X24Г5АЛ вакуумного відсмоктування – 2 години. Вплив мікроструктури на стійкість сталей до науглецювання досліджували на зразках в литому стані – сталей 30X24Г5АЛ, 30X22Н5Г10С2АЛ і 30X18НЗГ10С2АФТЛ, і після гомогенізації при 1200 °С протягом 2 годин – 30X22Н5Г10С2АЛ. Температуру гомогенізації вибирали виходячи з умов усунення стабілізуючого ефекту нітридної фази на розмір первинного зерна і зміни характеру її виділення переважно з розподілу по границях зерен на внутрішньозеренно.

Схильність сталей до науглецювання визначали за зміною маси зразків і за глибиною науглецьованої зони. Навуглецювання здійснювали в деревновугільному карбюризаторі при температурі 930 °С протягом 72 год.

Фазовий склад сталей визначали рентгеноструктурним аналізом на рентгівському дифрактометрі ДРОН-УМ1 в мідному випромінюванні. Розмір зерна, розподіл в металевій матриці карбідів і нітридних фаз, глибину науглецьованого шару досліджували методом металографії. Результати досліджень оцінювали в порівнянні зі стандартною сталлю марки 30X24Н19СЛ.

Рентгеноструктурне дослідження фазового складу зразків після теплового навантаження показало, що для Cr-Mn-(Ni)-N сталей аустенітного класу, незалежно від їх стану і хімічного складу, характерна наявність мінімумів об'ємної частки γ -фази в мікроструктурі при температурі 930 °С (рис. 1). Гомогенізація сприяє зниженню

Термічна і хіміко-термічна обробка

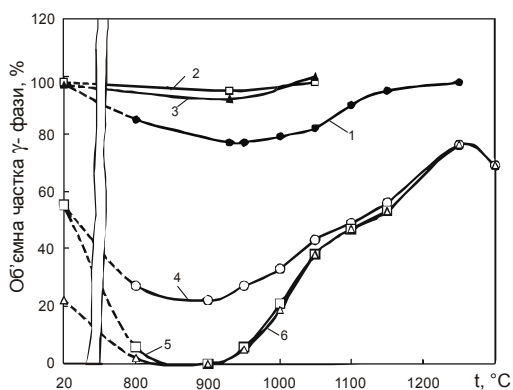


Рис. 1. Залежність об'ємної частки γ -фази від температури і часу витримки при термічній обробці сталей. Зразки з виливка в литому стані – 1, 3 – 5; гомогенізованому – 2; вакуумного відсмоктування – 6. Сталь 30X22H5Г10С2АЛ: 1 – витримка 188 годин, 2 – витримка 70 годин. Сталь 30X18НЗГ10С2АФТЛ: 3 – витримка 70 годин. Сталь 30X24Г5АЛ: 4 – витримка 2 години, 5 – витримка 188 годин, 6 – витримка 4 години.

швидкості розпаду γ -твердого розчину від 0,1 % до 0,048 % за годину. Це зумовлено підвищенням легованості аустеніту вуглецем і азотом внаслідок розчинення карбідів, що виділилися по границях зерен, і нітридних фаз (рис. 2).

Для сталі 30X24Г5АЛ максимум зниження об'ємної частки γ -фази досягається при 900 °С. При цьому вуглець, внаслідок розпаду аустеніту та пересиченого α -твердого розчину дифундує переважно на границі розділу нітридної фази та матриці (рис. 2 б). Для стандартної сталі 30X24Н19СЛ зниження об'ємної частки γ -фази після 188 годин витримки зразків при 930 °С складало 5 %.

Металографічне дослідження зразків вакуумного відсмоктування Cr-Mn-(Ni)-N та Cr-Ni сталей показало, що в литому і гомогенізованому станах розмір зерна зростає від поверхні зразка до його

центру (табл. 2), вторинні фази – карбіди і нітриди, виділяються в зразках в литому стані переважно по границях зерен (рис. 2 а, в), а в гомогенізованому – внутрішньозеренно (рис. 2 д). Розмір зерна і ширина поверхневої (дрібнозернистої) зони наведено в табл. 2.

Таблиця 2

Параметри мікроструктури сталей до і після науглецювання

Марка сталі	Стан металу	До науглецювання			Після науглецювання				
		Розмір зерна поверхневої зони / центральної зони, мкм	Глибина поверхневої зони, мкм	Об'ємна частка фази, %	Розмір зерна поверхневої зони / центральної зони, мкм	Глибина зони науглецювання, мкм	Об'ємна частка фази, %		
							γ	α	γ
30X24Г5АЛ	литий	45 / 60	350	22 / 78	45 / 60	45	-	100	
30X22H5Г10С2АЛ	литий	45 - 60 / 75 - 120	300	97 / 3	23 - 30 / 75 - 120	60	77	23	
	гомогенізований	450 / 750 - 1350	550	98 / 2	450 / 750 - 1350	450	95,2	4,8	
30X18НЗГ10С2АФТЛ	литий	30 - 45 / 75 - 105	600	97 / 3	9 - 18 / 45	65	92	8	
30X24Н19СЛ	литий	64 - 70 / 118 - 130	220	98 / 2	45 / 118 - 120	500	93	7	

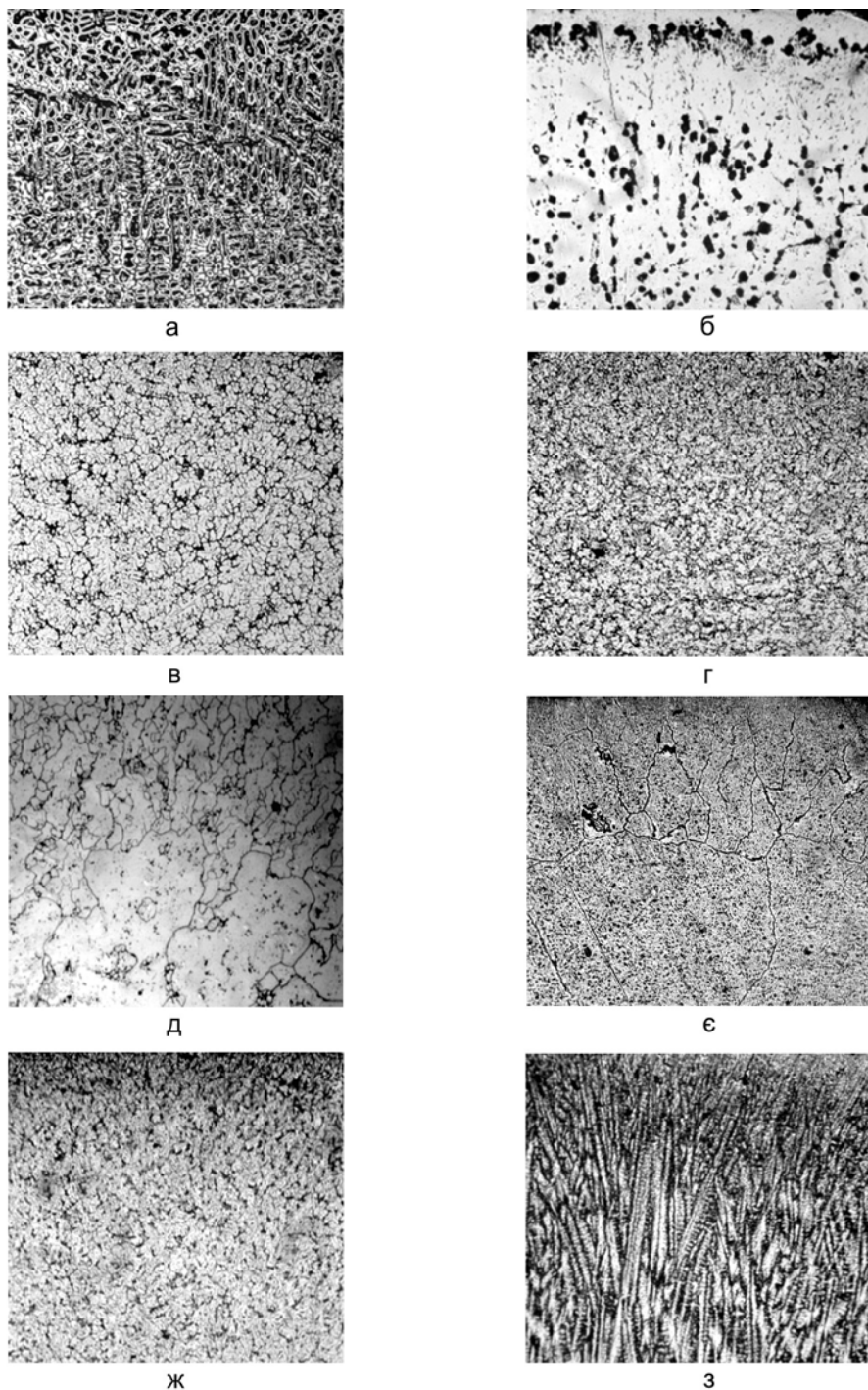


Рис. 2. Мікроструктура сталей до і після науглецювання при 930 °С протягом 72 годин. Сталь 30X24Г5АЛ: а - литий стан, б - після науглецювання; сталь 30X22Н5Г10С2АЛ: в - литий стан, г - після науглецювання, д - гомогенізований стан, е - гомогенізація + науглецювання; ж - сталь 30X18Н3Г10С2АФТЛ після науглецювання; з - сталь 30X24Н19СЛ після науглецювання. х 100.

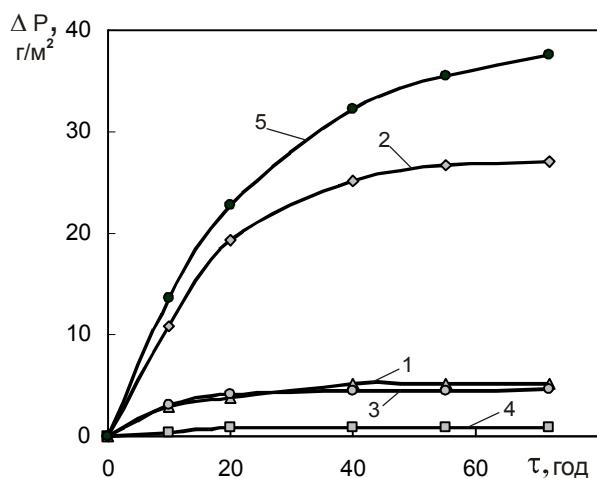


Рис. 3. Зміна маси зразка (ΔP) залежно від часу науглецювання сталей. 1 – 30X22H5Г10С2АЛ, 2 – 30X22H5Г10С2АЛ, 3 – 30X18НЗГ10С2АФТЛ, 4 – 30X24Г5АЛ, 5 – 30X24Н19СЛ. 1,3 – 5 – литий стан, 2 – гомогенізований стан.

Аналіз залежностей збільшення маси зразків від часу науглецювання показує (рис. 3), що Cr-Mn-(Ni)-N сталі аустенітного класу більш стійкі до науглецювання, ніж сталь 30X24Н19СЛ. Основними чинниками, лімітуючими збільшення маси зразка і глибину зони науглецювання, є розмір зерна і характер виділення вторинних фаз (табл. 2). Найстійкішими до науглецювання є сталі 30X22H5Г10С2АЛ і 30X18НЗГ10С2АФТЛ в литому стані. Гомогенізація хоча і привела до стабілізації аустеніту сталі 30X22H5Г10С2АЛ, але збільшення розміру зерна в поверхневій зоні внаслідок розчинення вторинних

фаз по границях зерен сприяли зміні характеру дифузійного насичення вуглецем від міжзеренного на дифузію через поверхню зерна. Це сприяло різкому зниженню стійкості сталі до науглецювання, проте вона вища, ніж у сталі 30X24Н19СЛ.

Раніше наголошувалося, що з економічної точки зору значний інтерес може мати можливість застосування для жаростійкого оснащення безнікелевої сталі 30X24Г5АЛ. Так, незважаючи на те, що при розпаді аустеніту та пересиченого α -твердого розчину карбідна фаза виділяється внутрішньозеренно, а високотемпературний коефіцієнт дифузії вуглецю в хромовому фериті вищий, ніж в хромонікелевому і Cr-Mn-(Ni)-N аустеніті, сталь 30X24Г5АЛ суттєво перевершує за стійкістю до науглецювання сталі аустенітного класу 30X24Н19СЛ, 30X22H5Г10С2АЛ, 30X18НЗГ10С2АФТЛ (рис. 3). При цьому, якщо в Cr-Mn-(Ni)-N сталях аустенітного класу науглецювання здійснюється за рахунок поєднання процесів збільшення масової частки твердорозчинного вуглецю в аустеніті до межі його розчинності і карбідоутворення на границях розділу вторинних фаз, то в сталі 30X24Г5АЛ в основному реалізується тільки процес карбідоутворення на поверхні зразка. Процес же твердорозчинного науглецювання практично не реалізується через низьку розчинність вуглецю в хромистому фериті (0,12 % Cr) і відсутність у науглецьованому шарі γ -фази. Це важливо, оскільки не сприяє підвищенню напружень між феритною матрицею і аустенітом науглецьованого шару при нагріві і подальшому охолодженні.

Таким чином встановлено, що досліджувані Cr-Mn-(Ni)-N сталі аустенітного і ферито-аустенітного класу можуть бути повноцінними заміниками хромонікелевих сталей аустенітного класу марок 20X20Н14С2Л і 20X24Н19С2Л.

Література

1. Машиностроительные стали: Справ. / В.Н. Журавлев, О.И. Николаева. – М.: Машиностроение, 1981. – С. 305 – 311.

- Химушин Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1969. – 736 с.
- Шипицын С.Я., Бабаскін Ю.З., Кірчу І.Ф. // Металознавство та обробка металів. – 2001. – 4. – С. 3 – 9.
- Бабаскін Ю.З., Шипицын С.Я., Кірчу І.Ф. // Литейн. пр. – во. – 2003. – 8. – С. 32 – 38.
- Шипицын С.Я., Кірчу І.Ф., Степанова Т.В. // Металознавство та обробка металів. – 2004. – 4. – С. 11 – 15.
- Кірчу І.Ф., Шипицын С.Я., Степанова Т.В. // Экономический путь к высококачественному литью. – Киев, 2005. – С. 50 – 51.
- Химушин Ф.Ф. Нержавеющие стали. – М.: Металлургия, 1967. – С. 25 – 302.
- Бабаков А.А., Приданцев М.В. Коррозионностойкие стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1971. – С. 109 – 118.
- Бокштейн Б.С. Диффузия в металлах. – М.: Металлургия, 1978. – С. 164 – 191.
- Кан Р. Физическое металловедение. Т. 2. – М.: Мир, 1968. – С. 144 – 153.

Одержано 04.06.08

И.Ф. Кірчу, Т.В. Степанова

Влияние параметров микроструктуры Cr-Mn-(Ni)-N сталей на их склонность к науглероживанию

Резюме

Обоснована возможность применения без- и низконикелевых азотсодержащих хромомарганцевых сталей феррито-аустенитного и аустенитного классов для изготовления оснастки цементационных печей взамен хромоникелевых сталей аустенитного класса. Установлена зависимость устойчивости к науглероживанию хромомарганцевых сталей от параметров микроструктуры.

I.F. Kirchu, T.V. Stepanova

Effect of microstructure parameters of Cr-Mn-(Ni)-N steels on susceptibility to carburization

Summary

The possibility of application of nickel-free and low-nickel ferrite-austenitic and austenitic Cr-Mn steels containing nitrogen for making accessories of cementation stoves instead of austenitic Cr-Ni steels is scientifically proved. Dependence of Cr-Mn steels stability to carburization on the the parameters of microstructure is decided.