4. Євтушенко Н.С., Пономаренко О.І., Твердохлєбова Н.Є., Євтушенко Є.Д. Комплексний підхід щодо збереження здоров'я робітників ливарного виробництва. Матеріали XVIII Міжнародної науково-практичної конференції «Литво. Металургія. 2022» (04-06 жовтня 2022 р., м. Харків-м. Київ) – Харків, НТУ «ХПІ». –2022. – С. 61-63

УДК 621.74.046:620.178.16

Є. Г. Афтанділянц

Національний університет біоресурсів и природокористування України, Київ

ОПТИМІЗАЦІЯ ПРОЦЕСУ МОДИФІКУВАННЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ

Результати виконаних досліджень та аналіз літературних даних показують, що одним з найбільш ефективних способів впливу на процес формування первинної та вторинної структури конструкційних сталей є їх модифікування азотом та ванадієм [1, 2]. Експериментами встановлено, що зниження пластичних властивостей, ударної в'язкості та підвищення критичної температури крихкості не є закономірним наслідком нітридванадієвого зміцнення сталі, а пов'язане з недосконалістю технології. Комплексною оптимізацією вмісту в сталі азоту, ванадію та інших нітридоутворюючих елементів, а також температури аустенітизуючого нагріву, можна забезпечити підвищення міцності та службових властивостей без зниження характеристик пластичності та ударної в'язкості.

Кінцеве розкислення сталі практично завжди відбувається алюмінієм, вміст якого в сталі рекомендується мати більше 0,05%, з метою стабілізації зерна структури при аустенітизируючому нагріванні. Однак відомо [3], що вільна енергія утворення нітридів алюмінію на 80 Дж/кг-атом менше, ніж нітридів ванадію. Отже, необхідною умовою ефективного впливу азоту та ванадію на структуру та властивості розкисленої алюмінієм сталі має бути більш висока температура утворення нітридів ванадію (t_{VN}), ніж нітридів алюмінію (t_{AlN}).

Стабільний вміст масової частки залишкового алюмінію сталі в межах 0,01 - 0,02% легко досягається тільки при розливанні великих мас металу. В умовах малопорційного фасонного лиття ступінь засвоєння алюмінію при виплавці та його вторинне окиснення при розливанні менш стабільні. Ця обставина виключає у виробничих умовах ливарних цехів, оснащених індукційними плавильними печами, розкислення оптимальними добавками алюмінію, оскільки можливі часті випадки недорозкислення

сталі. У зв'язку з цим при зниженні вмісту алюмінію необхідне додаткове розкислення стали елементами, що мають спорідненість з киснем, порівняну з алюмінієм, а вільну енергію утворення нітридів більш високу.

Аналіз літературних даних показує, що таким вимогам найбільш повно відповідає РЗМ, оскільки при їх введенні в сталі в першу чергу утворюються продукти розкислення, потім оксисульфіди, сульфіди та в останню чергу нітриди [4]. У сталях з нітридванадієвим зміцненням розкислення AL, Ti та Zr перед введенням РЗМ неефективно, оскільки вони утворюють більш стійкі нітриди, ніж ванадій.

У роботі [5] наведено дані щодо виділення нітридів лантану, церію, ванадію та алюмінію в γ-залізі, які показують, що виділення нітридів лантану та церію відбувається у разі перевищення добутку концентрацій церію та азоту в твердому розчині в 1,7-3, 7 рази в порівнянні з ванадієм та в 7,8 - 18,4 рази в порівнянні з алюмінієм.

Метою роботи є оптимізація вмісту в сталі азоту, ванадію та розкислювачів, а також температури аустенітизуючого нагріву, яка забезпечує підвищення властивостей міцності без зниження характеристик пластичності та ударної в'язкості.

Для ефективного управління процесом утворення та розчинення вторинних фаз, наприклад нітридів ванадію, алюмінію та церію в аустеніті, за методикою, наведеною в роботі [6], визначили температурні залежності параметрів взаємодії та концентраційні залежності впливу легуючих елементів на зміну температури рівноваги цих фаз в аустеніті.

Отримані рівняння мають наступний вигляд:

$$t_{VN} = \frac{-9473 + 2436[V] + 8950[N] + 932[C] + 160[Mn] - 67[Si] + 419[Cr] + 1610[Al] - 535[Ni] + 411[Ce] + 2659[Mo]}{\lg[V] + \lg[N] - 3.97 + 1.5[V] + 5.44[N] + 0.0598[Mn] + 0.831[Al] + 0.196[Ce] + 0.408[C] - 0.0344[Ni] + 1.45[Mo]}, \quad (1)$$

$$t_{AlN} = \frac{-11794 + 1558[V] + 310[N] - 73[C] + 2461[V] + 325[Mn] - 108[Si] + 281[Cr] + 411[Ce]}{\lg[Al] + \lg[N] - 5.0 + 0.861[Al] + 1.6[N] + 0.118[C] + 1.5[V] + 0.18[Si] + 0.171[Mn] + 0.086[Cr] + 0.196[Ce]}, \quad (2)$$

$$t_{CeN} = \frac{-9040 + 700[C] - 271[Si] - 80[Mn] + 312[Cr] + 2461[V]}{\lg[Ce] + \lg[N] - 4.25 + 0.654[C] - 0.097[Si] + 0.106[Cr] + 1.5[V] + 0.067[Mn]}, \quad (3),$$

де [V], [N], [Mn], [Si], [Cr], [Al], [Ni], [Ce], [Mo], відповідно, вміст V, N, Mn, Si, Cr, Al, Ni, Ce, Mo в твердому розчині.

Розрахунки, виконані за формулами 1 і 2, показують, що умова кращого виділення нітридів ванадію при розкисленні алюмінієм реалізується при вмісті масової частки алюмінію сталі менше 0,03% і ванадію - 0,10% (рис. 1). При цьому необхідно враховувати, що згідно з результатами, наведеними в роботі [4], до 0,01-0,02% масової частки алюмінію, що міститься в сталі, пов'язано з оксидами.

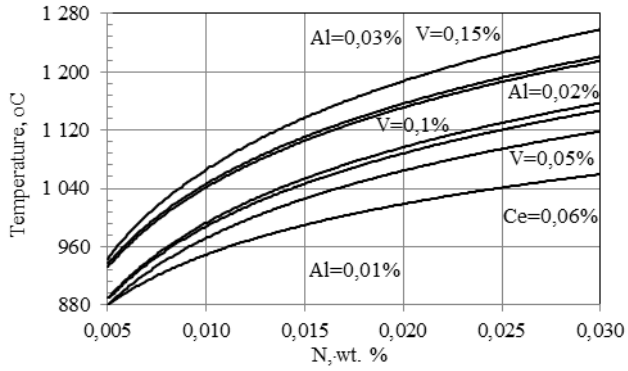


Рис. 1. Рівноважні температури розчинення та виділення нітридів у гамма залізі

Результати виконаних експериментів показують, що при масовій частці Al=0,044% легування азотом і ванадієм недостатньо ефективно впливає на підвищення міцневих властивостей, хоча при цьому спостерігається підвищення ударної в'язкості при мінус 60 °С. Для розчинення AlN і більш дисперсного виділення вторинної нитридної фази підвищили температуру аустенітизуючого нагрівання до 1150°С. У цьому випадку вже відзначається одночасне підвищення властивостей міцності і ударної в'язкості.

При зменшенні масової частки алюмінію сталі до 0,02 - 0,03% досягається більш істотне підвищення властивостей міцності сталі, причому при нормалізації від 980°С значніше, ніж від 920°С. При кімнатній та негативній температурах зберігається високий рівень ударної в'язкості.

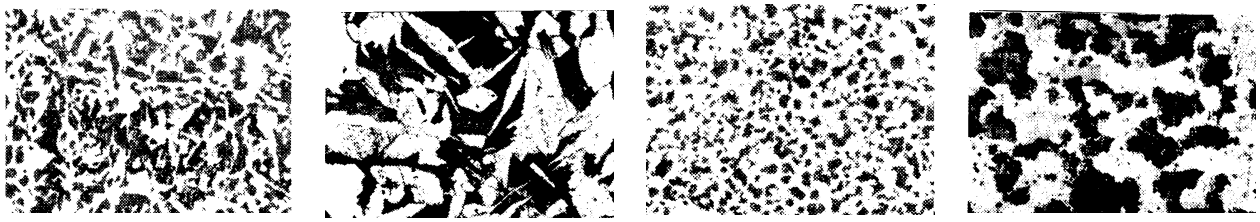
Подальше зниження масової частки алюмінію до 0,011% при додатку 0,1%V і 0,01%N забезпечує найбільш раціональне підвищення механічних властивостей сталі, в тому числі ударної в'язкості при мінус 60°С.

У зв'язку з тим, що зміцнення сталі при нормалізації може лімітуватися як термодинамічними, так і кінетичними параметрами розчинення нитридної фази при аустенітізуючому нагріванні, досліджували вплив температурного та часового фактору аустенітізації на ефективність зміни механічних властивостей.

Результати досліджень показали, що збільшення тривалості нагрівання при 920°С від 2 до 8 годин призводить до невеликого підвищення лише межі текучості. При

20 годинному нагріванні вже відбувається суттєве зниження властивостей міцності і ударної в'язкості сталі.

Аналіз мікроструктури сталі показує, що 20-годинне нагрівання призводить до укрупнення елементів феррито-перлітної структури (рис. 2). У поєднанні зі зниженням властивостей міцності сталі це дає підставу укласти, що при нагріванні 920°С процес розчинення нитридної фази лімітують термодинамічні, а не кінетичні фактори. Тривале нагрівання сприяє не збільшенню частки розчинених, а коагуляції нітридів ванадію, що не розчиняються при нагріванні до 920 °С.



a) b) c) d)

Рис. 2. Вплив тривалості аустенітизуючого нагріву вихідної (a, b) та модифікованої азотом та ванадієм (c, d) на мікроструктуру металу

a, c – тривалість нагріву при 920 °С – 4 години; b, d – 20 годин.

Цим пояснюється укрупнення елементів феррито-перлітної структури, оскільки дисперсні нітриди ванадію є місцями зародження центрів фериту.

При зниженому вмісті алюмінію вирішальний вплив на ефективність нітридванадієвого зміцнення має температура аустенітизуючого нагрівання. Підвищення температури нагріву під загартування від 920 до 1000°С при поліпшенні (відпуск 600 °С) призводить до додаткового підвищення характеристик міцності на 85-100 МПа без зниження пластичності і ударної в'язкості сталі.

Подальше підвищення температури нагріву недоцільно, оскільки супроводжується інтенсивним зростанням зерна аустеніту, укрупненням елементів феррито-перлітної структури та пов'язаним із цим зниженням характеристик механічних властивостей.

При розкисленні стали зниженою кількістю алюмінію спостерігається підвищення вмісту кисню у сталі. Застосування РЗМ як розкислювача знижує кількість кисню порівняно з розкисленням 0,1% алюмінію.

Дослідження впливу температури аустенитизуючого нагрівання на механічні властивості вуглецевих сталей показало, що при нормалізації сталей у разі низького залишкового вмісту алюмінію чи кінцевого розкислення РЗМ досягається підвищення межі текучості добавками азоту і ванадію на 175-250 МПа, тобто. на 30-45%, без зниження пластичних властивостей та ударної в'язкості. При цьому високі абсолютні значення характеристик міцності і пластичних властивостей відзначаються при нормалізації сталі від 950°С. Вища міцність досягається при нормалізації від 1000 °С, однак у цьому випадку вже має місце зниження пластичних властивостей та ударної в'язкості сталі.

Таким чином, кінцеве розкислення РЗМ замість алюмінію при раціональній температурі аустенітізації призводить до додаткового суттєвого підвищення властивостей міцності, пластичності і ударної в'язкості сталі. Однак у разі розливання сталі із стопорних ковшів використання РЗМ не завжди можливе внаслідок затягування стопорного отвору ковша. Тому в таких умовах виробництва найбільш оптимальною слід вважати технологію виплавки сталі, що полягає в тому, що після розплавлення шихти, окислення домішок, розкислення розплаву Mn і Si доведення сталі до необхідного хімічного складу в піч вводять феровanадій і розплав легують азотом.

У процесі випуску металу з печі на струмінь дають 0,8-1,5 кг/т силікокальцію, а в ковші розкислюють алюмінієм у кількості 0,2-0,4 кг/т. Кінцеве розкислення стали РЗМ краще, ніж алюмінієм, через можливості більш надійного розкислення сталі і більш широкого варіювання тимчасовими умовами розливання. У зв'язку з цим розкислення РЗМ при виробництві сталей з азотом і ванадієм особливо ефективно при розливанні сталі з ковша через носик, наприклад, у цехах точного лиття. У цьому випадку особливості виробництва сталі полягають у тому, що після розплавлення шихти та окислення домішок 2-3 кг/т рідкісноземельних металів вводять у розплав у печі, витримують протягом 5-10 хв, після чого розплав легують азотом та ванадієм, а в процесі зливу сталі в ківш розплав обробляють силікокальцієм у кількості 1,0-1,5 кг/т.

Оптимізація процесу розкислення сталей, що містять азот та ванадій, є необхідною, але не достатньою умовою для комплексного підвищення рівня їх фізико-механічних властивостей. Аналіз результатів досліджень показує, що іншим важливим фактором, що впливає на властивості сталі, є ступінь відхилення системи від стану рівноваги, де за стан рівноваги приймається температура рівноваги нітридів ванадію в аустеніті (рис. 3).

Видно, что в случае реализации термодинамических условий предпочтительного выделения нитридов ванадия отмечается существенное повышение уровня

свойств стали при нагреве на 100-150°С ниже температуры полного растворения нитридов ванадия (t_{VN}).

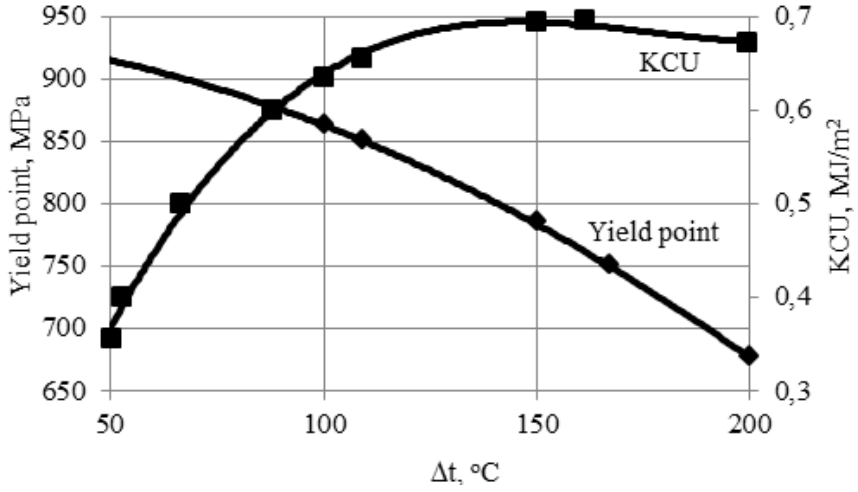


Fig. 3. Влияние параметра Δt на предел текучести и ударную вязкость стали модифицированной азотом и ванадием.

Δt - разница между температурами равновесия нитридов ванадия в аустените (формула 1) и аустенитизирующего нагрева.

При дальнейшем увеличении температуры нагрева скорость роста предела текучести уменьшается и отмечается тенденция к понижению пластических характеристик. Охрупчивание стали наблюдается при температуре нагрева на 50°С ниже температуры полного растворения нитридов ванадия (рис. 3).

Следовательно, оптимальная температура аустенитизирующего нагрева сталей с азотом и ванадием определяется следующими границами:

$$t_{VN} - 150 < t_a < t_{VN} - 100, \qquad (4)$$

Аналіз механічних властивостей Cr-Mn-Si сталей модифікованих азотом та ванадієм підтверджує достовірність умови оптимізації температури аустенітизуючого нагрівання. Наприклад, нітридванадієве зміцнення сталі 35ХГСЛ при оптимальних режимах розкислення та нагріву призводить до підвищення межі текучості в покращеному стані на 115-140 МПа без зниження рівня пластичних властивостей.

В результаті виконаних досліджень встановлено, що значне підвищення міцних властивостей сталі при одночасному підвищенні або збереженні на високому рівні пластичних досягається за умови, коли залишковий вміст алюмінію або церію не перевищує 0,03 і 0,06%, відповідно, кількість нітридванадієвої фази, що не розчиняється, стабілізує зерно аустеніту, а кількість азоту і ванадію, що перейшли в твердий розчин, достатньо для підвищення його стійкості до переохолодження та ефективного дисперсійного зміцнення фериту.

Список літератури

1. Y. Aftandiliants, S. Gnyloskurenko Development of advanced alloy steels for machinery/ Proceedings of 20th International scientific conference “Engineering for rural development”. Latvia University of Life Sciences and Technologies Faculty of Engineering. Volume 20. pp. 706-712, Jelgava, Latvia. DOI: 10.22616/ERDev.2021.20.TF155.

2. Афтанділянц Є. Г. Перспективні металеві матеріали та технології їх отримання // Науковий вісник Національного університету біоресурсів і природокористування України. Серія «Технологія та енергетика АПК»/К., 2018.- Вип. 282, частина третя. С. 22-35. (ISSN 2222-8594 (Print), ISSN 2415-7694 (Online))].

3. Войтолович Р. Ф. Тугоплавкие соединения. Киев: Наукова думка, 1971.- с.220

4. Включения и газы в сталях /В. И. Явойский, С. А. Близнюков, А. Ф. Вишкарев и др. //М.: Металлургия, 1979.- с. 272

5. Kor G.Y.W. The Solubilities of cerium and lantharum nitride in Iron // Met. Trans.- 1973.- 4, N 1.- p. 377-379

6. Григорян В.А., Белянчиков Л.Н., Стомахин А.Я. Теоретические основы электросталеплавильных процессов. - М.: Металлургия, 1987. - 272 с.

УДК 621.74:669.15-194

Є. Г. Афтанділянц

Національний університет біоресурсів и природокористування України, Київ

МІСЦЕВЕ ВІДНОВЛЕННЯ ОКАЛИНИ НА ВИЛИВКАХ

При згорянні вуглеводнів (ацетилен, етан, пропан, бутан тощо) можливе утворення зон згоряння, що мають відновлюючі властивості. У роботі [1] наведені значення