

УДК 669.15'24 – 194 : 669 – 172 : 620.181

ОСОБЛИВОСТІ МАРТЕНСИТНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ У ЛЕГОВАНИХ КАРБІДОУТВОРЮЮЧИМИ ЕЛЕМЕНТАМИ Fe-Ni-C СПЛАВАХ

Гіржон В.В.

При нагріві залізнікелевих сплавів, легованих вуглецем, як було показано раніше [1, 2], проявляється термічна нестабільність аустеніту, в результаті якої змінюється вміст вуглецю в γ - твердому розчині. Зміна хімічного складу аустеніту суттєво впливає на характеристики фазових перетворень, структурний стан та весь комплекс фізико-механічних властивостей сплаву. Легування Fe-Ni-C сплавів вольфрамом або молібденом повинно призводити до підвищення термічної нестабільності аустеніту, пов'язаної як з утворенням карбідів, так і графіту, та змінювати температурний інтервал його нестабільності, а значить і впливати на кінетику наступних мартенситних перетворень при термоциклічній обробці (ТЦО) таких сплавів.

За об'єкти досліджень були вибрані сплави 50H21M3 (0.52 мас. % C; 21.1 мас. % Ni; 3.1 мас. % Mo) та 140H8B2 (1,41 мас. % C, 8,1 мас. % Ni, 2,0 мас. % W), 140H10 (1,4 мас. % C, 10,2 мас. % Ni), які виплавлялись в індукційній печі та мали аустенітну структуру при кімнатній температурі після гартування в холодну воду від 1100 °C.

ТЦО сплавів за участю $\gamma \leftrightarrow \alpha$ - переходів призводила до дещо інших закономірностей кінетики прямого мартенситного переходу під впливом фазового наклепу, ніж у нелегованих сплавах системи Fe-Ni-C. Так, при нагріві сплаву 50H21M3 зі швидкістю 60 K/c в інтервалі зворотного перетворення перші три

$\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ - переходи стабілізували аустеніт, а внаслідок подальшого термоциклування ефект стабілізації зменшувався, тобто по відношенню до першого $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ - перетворення спостерігалась активізація прямого $\gamma \rightarrow \alpha$ - перетворення (рис.1). Ізотермічне перетворення при нагріві свіжозагартованого зразка від температури рідкого азоту не фіксувалось. Проте при нагріві в область температур 300 - 500 °C фіксувалось підвищення намагніченості, якого раніше не було виявлено для середньовуглецевого сплаву 45H25 [2].

Стабілізація аустеніту була пов'язана, в основному, зі структурними факторами: збільшенням густини дефектів структури, подрібненням зерна фазонаклепаного аустеніту, пластичною деформацією [3]. А активізація - з нестабільністю γ - твердого розчину в областях, збіднених вуглецем, в яких формувались виділення графіту та карбідів.

Вихід вуглецю з ґратки аустеніту в процесі ТЦО був підтверджений рентгенографічними дослідженнями за прецезійним вимірюванням параметра ґратки аустеніту a_γ після нагріву зразків у соляній купелі до 800°C і наступного гартування у воду: у вихідному стані $a_\gamma = 0,3594$ нм, після першого термоциклу $a_\gamma = 0,3591$ нм, а після тридцятого - $a_\gamma = 0,3588$ нм. При цьому максимальна температура нагріву під час термоциклування відповідала температурі максимального зменшення a_γ .

Очевидно, що як стабілізуючі, так і активізуючі мартенситне перетворення фактори під час ТЦО діяли одночасно. Проте після першого і другого термоциклів переважали стабілізуючі фактори, оскільки структурні зміни в аустеніті на цьому етапі термообробки були максимальними внаслідок досить значної повноти $\gamma \rightarrow \alpha$ - перетворення. Разом з тим в процесі нагріву зразків у соляній купелі з наступним гартуванням у воду під час ТЦО процес виходу вуглецю з γ - твердого розчину повністю не відбувався. Після трьох $\gamma \leftrightarrow \alpha$ - переходів структурні зміни в аустеніті, викликані фазовим наклепом, практично завершилися, а вихід вуглецю продовжувався. Внаслідок цього магнітометрично відмічалось деяке переважання активізуючих факторів. Після 30 термоциклів вихід вуглецю з ґратки аустеніту практично завершився (параметр ґратки a_γ залишався постійним). Це призвело до того, що вплив стабілізуючих і активізуючих факторів на пряме мартенситне перетворення практично зрівноважився - подальша ТЦО не призводила до зміни кількості мартенситу при зануренні зразків у рідкий азот.

Зниження швидкості нагріву в інтервалі зворотного $\alpha \rightarrow \gamma$ - переходу до 0.08 K/c викликало інтенсифікацію розглянутих процесів - стабілізація аустеніта спостерігалась лише після першого

термоциклу. Наступне термоцикування призводило до поступової активізації прямого мартенситного перетворення (рис. 2).

Нагрів зразків сплаву 140H8B2 також виявив область термічної нестійкості аустеніту, в якій внаслідок часткового збіднення вуглецем γ - твердого розчину, параметр a_γ кристалічної ґратки змінювався за немонотонною кривою (рис. 3). Температура максимальної нестійкості аустеніту, яка відповідала мінімуму параметра a_γ , відрізнялась від такої для ідентичного за вмістом вуглецю сплаву 140H10 на 120 - 140 °С. При цьому інтервал нестійкості був зсунутим у бік більш високих температур. Збіднення аустеніту вуглецем, обчислене за зменшенням параметра a_γ , згідно з [4] складало 0,46 мас. % та 0,35 мас. % відповідно для сплавів 140H10 и 140H6B2.

При охолодженні сплаву 140H6B2 з вихідного стану до температури рідкого азоту в ньому (як і в сплаві 140H10) відбувалось пряме мартенситне перетворення з формуванням 18 % мартенситу (рис. 4), а після охолодження з інтервалу термічної нестійкості γ - твердого розчину - додатково ще 53%. Це було пов'язане з тим, що зі зменшенням кількості вуглецю в аустеніті мартенситна точка підвищувалась [5] і після охолодження сплаву від 400 °С вона вже перевищувала кімнатну температуру. З магнітометричних кривих видно, що при відігріванні обох сплавів, загартованих у рідкому азоті, до температур -70 ÷ -80 °С в переохолодженому аустеніті утворювалось до 5% ізотермічного мартенситу. Його формування можна пов'язати з релаксацією внутрішніх напруг у залишковому аустеніті, які виникли в результаті прямого $\gamma \rightarrow \alpha$ - переходу [5, 6]. Нагрів загартованих сплавів до температур вищих за 800 °С призводив до повторного розчинення вуглецю в γ - твердому розчині і до відтворення параметра a_γ . При цьому зворотний $\alpha \rightarrow \gamma$ - перехід завершувався раніше від повторного розчинення вуглецю (рис. 3, 4).

ВИСНОВКИ:

1. При охолодженні легованих карбідоутворюючими елементами аустенітних сплавів у рідкому азоті і наступному нагріві мартенситне перетворення в них може відбуватись у три етапи: в процесі прямого охолодження, при відігріванні від температури гартування та в результаті охолодження до кімнатної температури після нагріву в інтервал нестійкості аустеніту.
2. Легування Fe-Ni-C сплавів карбідоутворюючим елементом викликає зсув температурного інтервалу нестійкості аустеніту в бік більш високих температур, що пов'язане з утворенням важкорозчинних карбідів типу $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$.

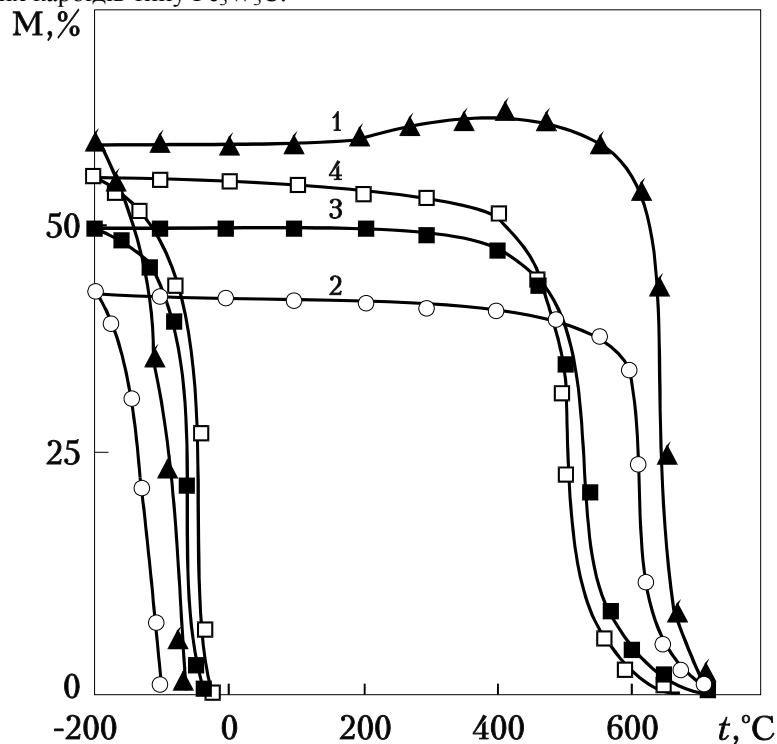


Рис.1. Термомагнітні криві сплаву 50H21M3: 1 - вихідний стан; 2 - після трьох; 3 - після десяти; 4 - після тридцяти $\gamma \leftrightarrow \alpha$ - переходів. Швидкість нагріву в інтервалі зворотного $\alpha \rightarrow \gamma$ - переходу - 60 K/c

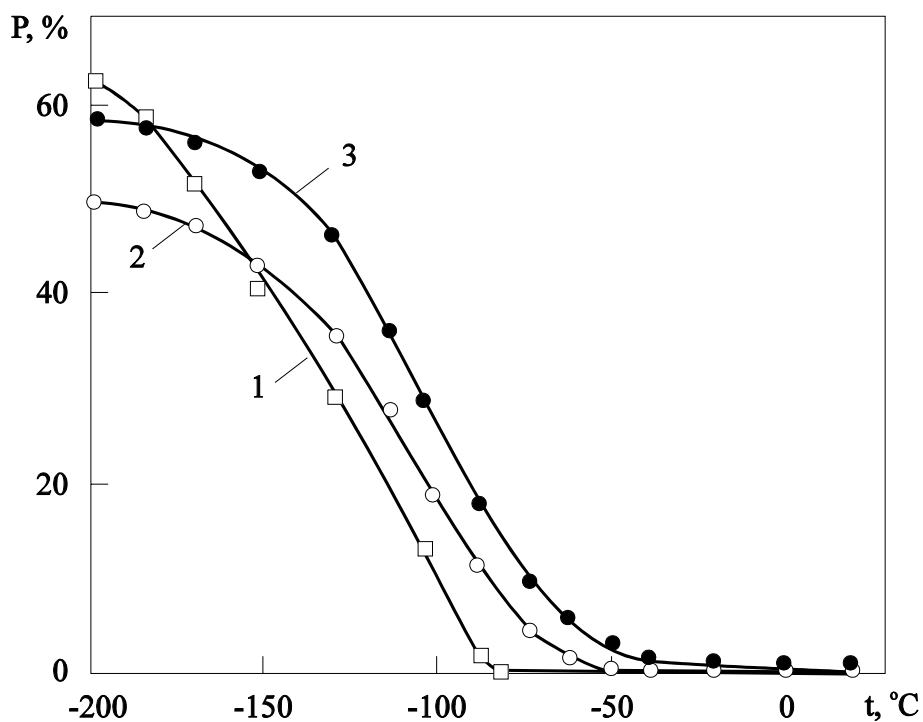


Рис.2. Зміна намагніченості сплаву 50H21M3 в процесі охолодження його від кімнатної температури після термоцикування зі швидкістю нагріву в інтервалі зворотного $\alpha \rightarrow \gamma$ - переходу 0,08 K/c: 1 - вихідний стан; 2 - після першого; 3 - після четвертого термоциклу

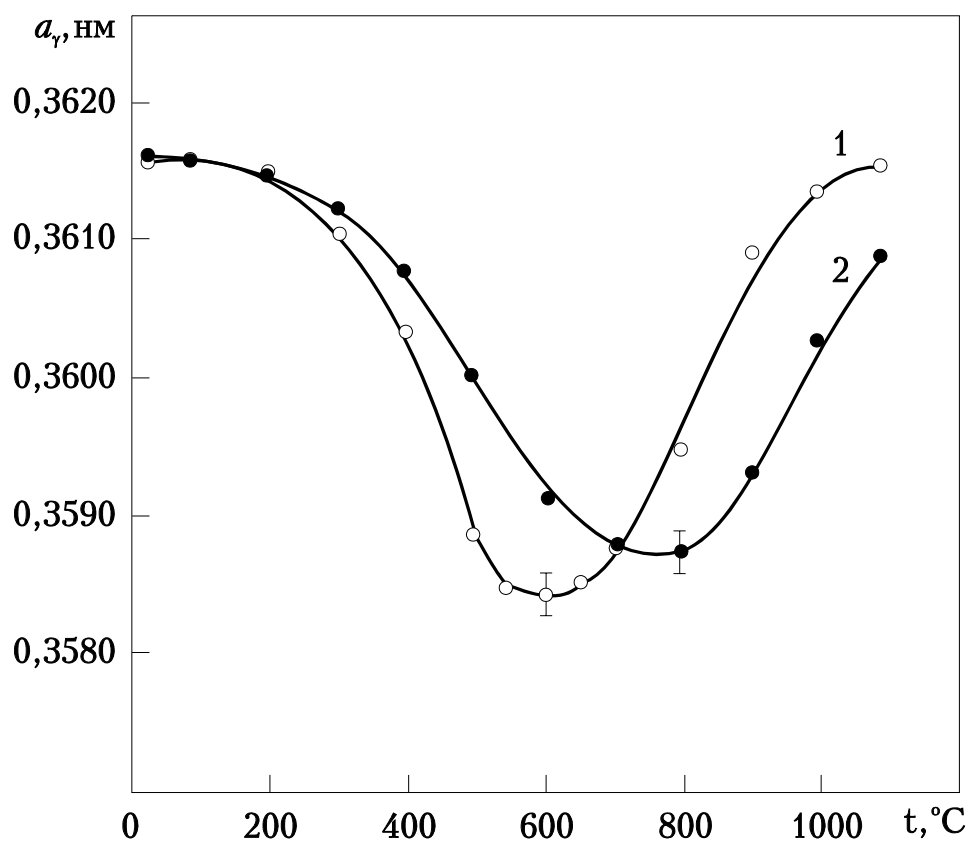


Рис. 3. Зміна параметра ґратки аустеніту a_γ сплавів 140H10 (1) та 140H6B2 (2) після старіння в γ - області (час старіння при кожній температурі - 1 хв)

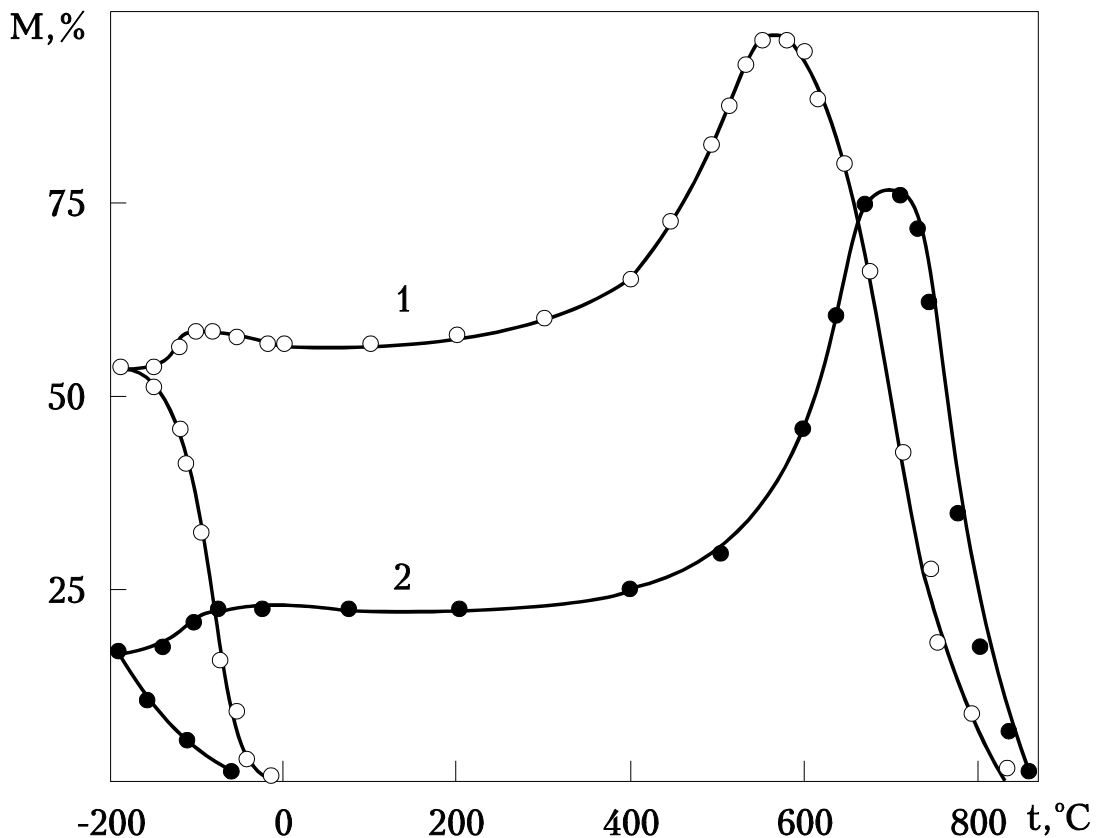


Рис.4. Магнітометричні криві охолодження та ступінчастого нагріву сплавів 140H10 (1) та 140H6B2 (2)

ЛІТЕРАТУРА

1. Горский В.В., Данильченко В.Е., Охрименко В.А. Термическая нестабильность аустенита высоконикелевой стали // Металлофизика. - 1984. - т. 6. - № 6. - С. 112 - 116.
2. Бондарь В.И., Гиржон В.В., Данильченко В.Е. Влияние термоциклирования на мартенситное превращение в железоникелевых сплавах // ФММ. - 1991. - № 1. - С. 159-164.
3. Фазовый наклеп аустенитных сплавов на железоникелевой основе/ К.А.Мальшев, В.В.Сагарадзе, И.П.Сорокин и др. - М.: Наука, 1982.- 260 с.
4. Reed R.P., Schramm R.B. Lattice parameters of martensite and austenite in Fe-Ni alloys // J. Appl. Phys.- 1960. - V. 40. - N 9. - P. 3453 - 3458.
5. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали.- М.: Наука, 1977. - 238 с.
6. Лысак Л.И., Николин Б.И. Физические основы термической обработки стали.- К.: Техніка, 1975. - 304 с.