

## ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ПРИ НАВУГЛЕЦЮВАННІ СПЛАВУ СИСТЕМИ Fe-Mo-Cr-C

*Канд. техн. наук О.В. Мовчан, доц., канд. техн. наук К.О. Чорноіваненко  
Український державний університет науки і технологій  
м. Дніпро, Україна*

В основу даної розробки покладено виявлене раніше фазове перетворення  $\alpha \rightarrow \gamma + K$  за кооперативним механізмом при навуглецюванні низьковуглецевих феритних сплавів заліза з карбідоутворюючими  $\alpha$ -стабілізуючими елементами, коли в поверхневому навуглецьованому шарі утворюється колоніальна аустенітно-карбідна структура, що являє собою природний композит [1..3].

Фазове перетворення  $\alpha \rightarrow \gamma + K$  відбувається при певних температурно-концентраційних параметрах навуглецювання. Воно реалізується в тому випадку, коли склад сплаву, що змінюється по вуглецю, проходить через феритну вершину конодного трикутника ферит-аустеніт-карбід на ізотермічному перерізі потрійної діаграми стану Fe-Me-C [1]. Пересичення фериту вуглецем призводить до виділення карбіду, ферит збіднюється  $\alpha$ -стабілізатором, і в контакт з карбідом утворюється аустеніт. Надалі аустеніт і карбід ростуть кооперативно, утворюючи колонію, подібну до евтектичної або евтектоїдної. Карбідна фаза має стрижневу або пластинчасту морфологію та переважно спрямована вздовж потоку вуглецю. Дане кооперативне перетворення фериту в аустеніт і карбід подібно до евтектоїдного, але викликається не переохолодженням, а пересиченням фериту вуглецем. Аустенітна матриця (після гартування – мартенситна) армована та зміцнена тонкими монокристалічними волокнами карбідів. Така структура у певних сплавах має високий комплекс властивостей – високу твердість, зносостійкість, теплостійкість, корозійну стійкість. Комбінація властивостей залежить від співвідношення легуючих елементів, що входять до складу сплаву.

В роботах [4, 5] визначена можливість зростання трифазних колоній в багатокомпонентних сплавах, коли матриця армована двома типами карбідів. Це виникає при навуглецюванні потрійних сплавів заліза з карбідоутворюючими елементами, коли в результаті додаткового легування сплаву зміна його складу по вуглецю проходить через феритний кут конодного тетраедра  $\alpha$ - $\gamma$ - $K_1$ - $K_2$  [6]. При цьому можливий розпад фериту на три фази – аустеніт та два карбіди. Внаслідок цього виникає композит – аустенітна матриця армована двома типами карбідів.

Створення нових композицій навуглецьованих сталей із заданими властивостями є перспективним напрямом у матеріалознавстві, тому такі дослідження є актуальними.

Для дослідження були використані сплави системи Fe-Mo-C, додатково леговані хромом. Хром у цій системі не є домішкою, а бере участь у кооперативному перетворенні з утворенням аустенітно-карбідних колоній.

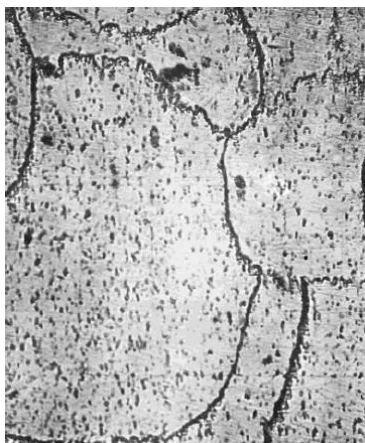
Дослідні сплави виплавляли на базі армко-заліза наступного хімічного складу (таблиця 1).

**Таблиця 1 – Хімічний склад дослідних сплавів**

№ сплаву	Вміст елементів, % мас.			
	C	Mo	Cr	Fe
1	0,06	7,92	9,67	залишок
2	0,1	6,4	15,5	залишок

Для виявлення загальної мікроструктури зразків використовували травлення ніталем і реактивом Марбле, застосовували також хімічне забарвлюче травлення в розчині пікрата натрію і теплове травлення при 550 °С. Забарвлюче травлення давало можливість ідентифікувати карбідну складову в колоніях.

У вихідному стані структура сплавів з низьким вмістом вуглецю (0,06-0,1%) є феритом з дрібними включеннями інтерметаліду (рис. 1). Підвищення вмісту вуглецю в сплаві призводить до появи у вихідному стані евтектики, розташованої за межами аустенітних зерен, що робить сплав непридатним для науглецювання.



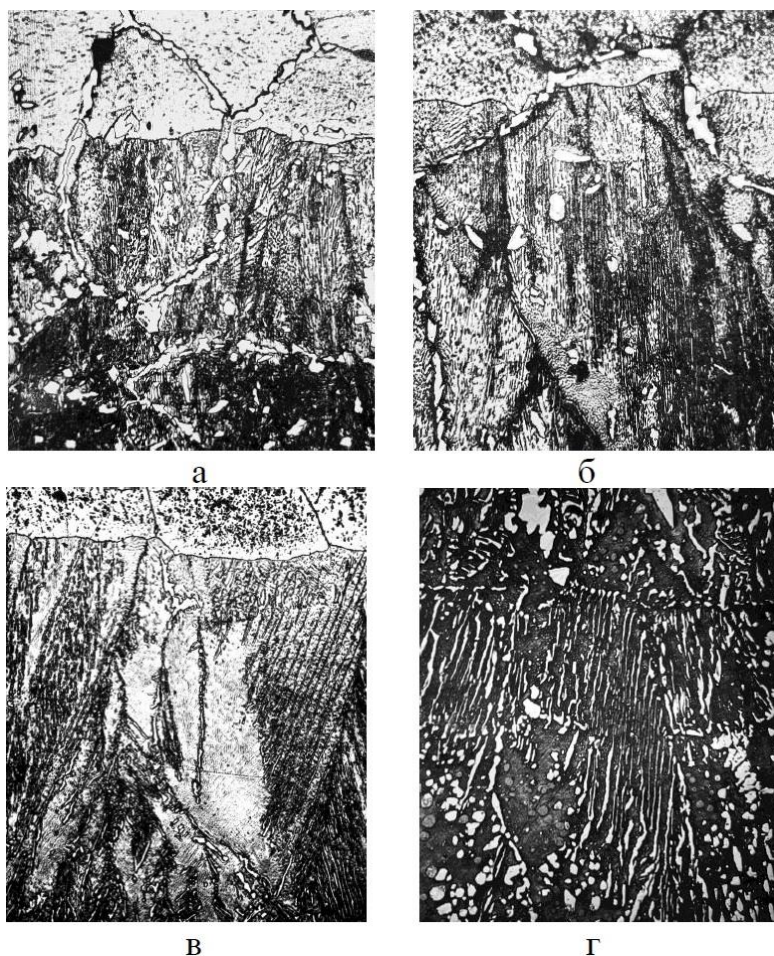
**Рисунок 1 – Вихідна структура дослідних сплавів; x250**

Науглецювання зразків проводили при температурах 900, 950, 1000, 1050, 1075, 1100, 1125, 1150, 1175, 1200 °С. Після закінчення процесу зразки гартували у воді. Після кожної обробки проводили металографічний аналіз.

Для дослідних сплавів встановлено оптимальний температурний інтервал формування структур колоніального типу – 1075...1150 °С. Навуглецювання при температурі до 1075 °С призводить до утворення приграничних виділень карбідної фази та великих внутрішньозеренних виділень. При температурі 1075 °С на деякому віддаленні поверхні зразка з'являються аустенітно-карбідні колонії (рис. 2 а). Підвищення температури

науглецювання до 1100 °С призводить до того, що колоніальна структура займає велику площу в науглецьованому шарі (рис. 2 б). Карбідна сітка за межами зерен стає розірваною, менше також внутрішньозеренних великих виділень. І лише за температури 1125 °С науглецьовування призводить до утворення лише структур колоніального типу (рис. 2 в). Причому, при цій температурі в поверхневому шарі зразків стабільно ростуть пластинково-стрижневі колонії, спрямовані від поверхні вглиб.

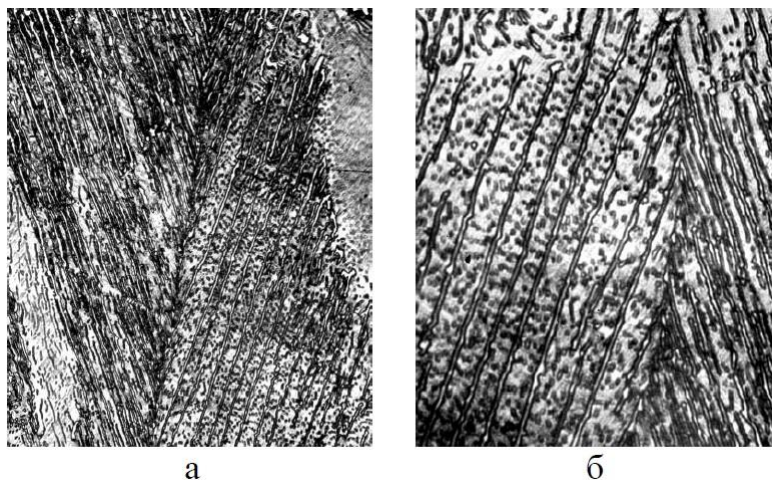
У межах аустенітного зерна карбіди мають однаковий напрямок. При температурі 1150 °С формується структура з порушенням безперервності у будові пластин та стрижнів (рис. 2 г), виділяються великі карбіди. Подальше підвищення температури обробки призводить до пересичення поверхні зразків вуглецем, спочатку часткового підплавлення, а потім повного їх оплавлення.



**Рисунок 2 – Мікроструктура науглецьованого шару дослідного сплаву №1 системи Fe-Mo-Cr-C при температурі обробки; x250:  
а – 1075 °С, б – 1100 °С, в – 1125 °С, г – 1150 °С**

Помічено, що у сплаві з 15,5% Cr між великими пластинами є дрібні пластинчасті та точкові виділення (рис. 3). Ідентифікуюче травлення пікратом натрію показало присутність у структурі колоній карбідів двох типів –  $M_{23}C_6$

та  $M_6C$ . Наявність двох типів карбідів підтверджується мікрорентгеноспектральним аналізом.



**Рисунок 3 – Мікроструктура аустенітно-карбідних колоній у науглецьованому сплаві №2;**  
а – x500, б – x1000

Таким чином, виявлено, що за певних температурно-концентраційних умов у сплаві системи Fe-Mo-Cr-C при науглецюванні можливе зростання трифазних колоній, коли матриця армована двома типами карбідів. Це, очевидно, обумовлено перерозподілом легуючих елементів (молібдену та хрому) і вуглецю при науглецюванні, в результаті якого склад сплаву проходить через феритний кут конодного тетраедра  $\alpha$ - $\gamma$ - $K_1$ - $K_2$  на діаграмі стану [6]. При цьому можливий розпад фериту на три фази – аустеніт та два карбіди. Внаслідок цього формується композит – аустенітна матриця армована двома типами карбідів. Отже, за певних температурно-концентраційних умов науглецювання хром, як легуючий елемент сплаву Fe-Mo-Cr-C, може розчинятися в карбіді  $M_6C$ , або утворювати свій карбід  $M_{23}C_6$ . У першому випадку колоніальна структура утворюється по реакції  $\alpha \rightarrow \gamma + K$ , а в другому – по реакції  $\alpha \rightarrow \gamma + K_1 + K_2$ .

Дослідження термічної стабільності аустенітно-карбідних колоній у цьому сплаві проводили з метою визначення температури гартування науглецьованого сплаву, при якій отримані при науглецюванні колонії залишилися не пошкодженими. Для цього зразки після науглецювання при 1125 °C протягом 1 години, гартували у воду від температур 1000, 1100, 1150, 1170 і 1200 °C.

Температури 1170 і 1200 °C не підходять для нагрівання під гартування зразків з колоніальною будовою науглецьованого шару, так як відбувається повне або часткове оплавлення їхньої поверхні. При 1150 °C має місце лише невелике огрубіння структури колоній при збереженні загальної регулярної колоніальної будови карбідів в науглецьованому шарі. Витримка при цій температурі невелика (~5 хв), необхідна для прогрівання зразка перед гартуванням. Більш тривала витримка веде до руйнації колоніальної

структури металу. Витримка за більш низьких температур (1000...1100 °С) не змінює колоніальну структуру науглецьованого шару. Звідси слідує, що гартування даного сплаву потрібно проводити безпосередньо від температури нагріву для науглерожування.

Таким чином, термічна стабільність колоній  $\gamma$ - $M_6C$ - $M_{23}C_6$  досить висока лише у вихідному стані при температурі науглецювання (1125 °С), коли колоніальне зерно, будучи монокристалічним, містить мало дефектів. Руйнування колоній при нагріванні до вищих температур відбувається шляхом сфероїдизації карбідної фази через внесення термічної напруги в структуру науглецьованого шару.

#### **Висновки:**

1. Проведено дослідження закономірностей впливу додаткового легування на структуроутворення при науглецюванні залізних сплавів, легованих карбідоутворюючим елементом.
2. Для дослідних сплавів встановлено оптимальні температурні інтервали утворення структур колоніального типу.
3. Визначено властивості трифазних аустенітно-карбідних колоній, встановлено оптимальні параметри хіміко-термічної обробки та остаточної термічної обробки, що забезпечують необхідні властивості сплава.

#### **Посилання**

1. Бунін К.П., Мовчан В.І., Педан Л.Г. Структуроутворення при ізотермічному науглерожуванні залізних сплавів легованих молібденом та вольфрамом. – Изв. АН СССР. Металлы, 1975. № 8. с. 164-168.
2. Мовчан В.І., Педан Л.Г., Іваніца В.І. Формування спрямованих аустенітно-карбідних структур при науглерожуванні складнолегованих сталей. – МиТОМ, 1990. №8. с. 12-14.
3. Черноіваненко Е.А., Губенко С.І., Мовчан А.В., Бачурин А.П. Отримання композитної структури в приповерхневому шарі інструменту на базі швидкої литої сталі Р6М5. - Вісник Дніпропетровського університету. Серія Ракетно-космічна техніка, 2011. Т. 19. №4. с. 188-192.
4. Мовчан А.В., Бачурин А.П., Педан Л.Г. Багатофазні перетворення при дифузійній зміні вмісту вуглецю в залізних сплавах. – Доп. НАН України, 2000. №7. с. 104-108.
5. Мовчан О.В., Черноіваненко К.О. Закономірності формування трифазного композиту при науглецюванні сплавів системи Fe-W-V-C. – Металургійна та гірничорудна промисловість, 2019. №5-6. с. 76-83.
6. Патент 149799 Україна. Спосіб отримання трифазного композитного матеріалу. МПК (2021.01) C23C 8/06 (2006.01) C22C 38/22 (2006.01) C22C 49/00. Опубл. 08.12.2021, Бюл. №49.