

Особливості поведінки легованих карбідів при аустенітизації сталей в умовах швидкісних нагрівань

П. Ю. Волосевич, доктор фізико-математичних наук

Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ

Досліджено закономірності поведінки легованих карбідів в сталях Х6ВФ, 7ХНМФА і 9ХФ після нагрівань з підвищеними швидкостями до різних температур аустенітизації з подальшим охолодженням повітряно-водяною сумішшю. Встановлено вплив зміни кінетики розчинення легованих карбідів від швидкості нагрівання та температури на утворення в аустеніті мікрооб'єктів з негомogenous розподілом легуючих елементів.

Пошук шляхів створення більш досконалих конструкційних матеріалів на базі вже існуючих сталей і сплавів заліза є актуальним і на сьогодні. Одним з найбільш перспективних вважається напрямок, пов'язаний із застосуванням інтенсивних методів термічної обробки з використанням швидкісних нагрівань. Підставами для проведення подібних досліджень є принципові можливості отримання в умовах швидкісної аустенітизації, так званих, негомogenous станів. Їх формування зумовлене присутністю і особливостями поведінки у відповідних температурних інтервалах різних карбідів, які в легованих сталях можуть відрізнитись умовами утворення, кристалічними ґратками, морфологією, вмістом легуючих та дисперсністю.

Вивченню особливостей поведінки цементиту і його ролі в процесі аустенітизації вуглецевих і малолегованих сталей присвячено значну кількість робіт [1 – 6]. Їх аналіз дозволяє констатувати: 1 – визначальну участь карбідів цементитного типу в процесі зниження температури початку аустенітизації (A_{c1}) мало легованих сталей відносно чистого заліза, принаймні в інтервалі швидкостей нагрівання до 100 °С/с; 2 – величина температурного інтервалу аустенітизації ($A_{c1} - A_{c3}$) індивідуальна для кожної сталі, завжди зменшується зі збільшенням швидкості нагрівання [1 – 3], а також немономонно залежить від стабільності і типу карбідів, характеру їх розподілу за розмірами і морфологією [3]; 3 – збільшення швидкості нагрівання супроводжується немономонною зміною кінетики дисоціації цементиту, що завершується її повним пригніченням в температурному інтервалі до 912 °С [3].

Наведене свідчить про поступове виключення з аустенітизації аж до повного при збільшенні швидкості нагрівання зростаючої частини карбідів цементитного типу. Це підтверджується не тільки збільшенням кількості карбідів, що залишаються в умовах невеликих перегрівів вище A_{c3} , а й

відповідним зменшенням та зміщенням у напрямку температур аустенізації чистого заліза інтервалу аустенізації сталі [2]. Останнє відкриває можливості для розглядання ймовірності збереження більшої частини карбідів сталей в умовах високих швидкостей нагрівання при температурах вище 920 °С. При цьому $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення реалізується за бездифузійним механізмом при мінімізації фактичної участі карбідів, розчинення яких тепер відбувається в аустенітному оточенні, що є більш сприятливим для механічних властивостей.

У зв'язку з тим, що особливості поведінки сталей з легованими і складнолегованими карбідами в умовах швидкісних нагрівань не встановлені, застосування інтенсивних методів обробки щодо них потребує додаткових досліджень, спрямованих на вивчення поведінки всього комплексу карбідів, в тому числі і їх складнолегованої частини. Це і стало завданням роботи.

Дослідження проведено на сталях Х6ВФ, 7ХНМФА і 9ХФ в стані поставки, а також після електронагрівань зі швидкостями від 2 до $2,6 \times 10^3$ °С/с до різних температур, у тому числі і в інтервалі аустенізації при подальших охолодженнях повітряно-водяною сумішшю ($V_{ox} > 1000$ °С/с). Структуру вивчали за допомогою світлової та трансмісійної електронної мікроскопії тонких фольг.

Електронно-мікроскопічні дослідження показали, що на відміну від карбідів цементитного типу з пластинчастою морфологією, що мають орторомбічну ґратку і практично повністю дисоціюють з утворенням аустеніту при помірних (до 100 °С/с) швидкостях нагрівання в інтервалі температур 870 – 950 °С, кінетика і механізм дисоціації більш стійких, коагулюючих при повільних нагріваннях, складнолегованих карбідів в інтервалі температур до 1200 °С при зростаючій швидкості мають такі особливості.

При повільних нагріваннях до температур нижче 1000 °С більшість глобулярних карбідних частинок, які залишились після розчинення пластинчастого цементиту (рис. 1 а, в), є складнолегованими, оскільки до їх вмісту входять хром, молібден, вольфрам і ванадій [4 – 6].

По мірі збільшення швидкості і температури нагрівання та наближення її до початку процесу дисоціації легованих карбідів відбувається при мінімізації їх коагуляції та пов'язано з появою в їх структурі зростаючої кількості дефектів пакування (рис. 1 д) аж до переходу в ГЩУ стан (рис. 2). При досягненні температури початку дисоціації частинок вздовж таких дефектів спостерігається утворення тонких аустенітних прошарків (рис. 1 д, 3 а – г).

З підвищенням швидкості нагрівання і легованості карбідів інтервал їх дисоціації зміщується до більш високих температур і супроводжується розчиненням вибухового характеру з утворенням мікрозон легованого стабільного аустеніту або в разі його гартування – колоній більш дисперсних щодо оточення кристалів мартенситу (рис. 1 е, з). Це підтверджується аналізом електронограм (рис. 1 б, ж, і), який свідчить не тільки про збільшення кількості фазових складових, але і про значне їх подрібнення.

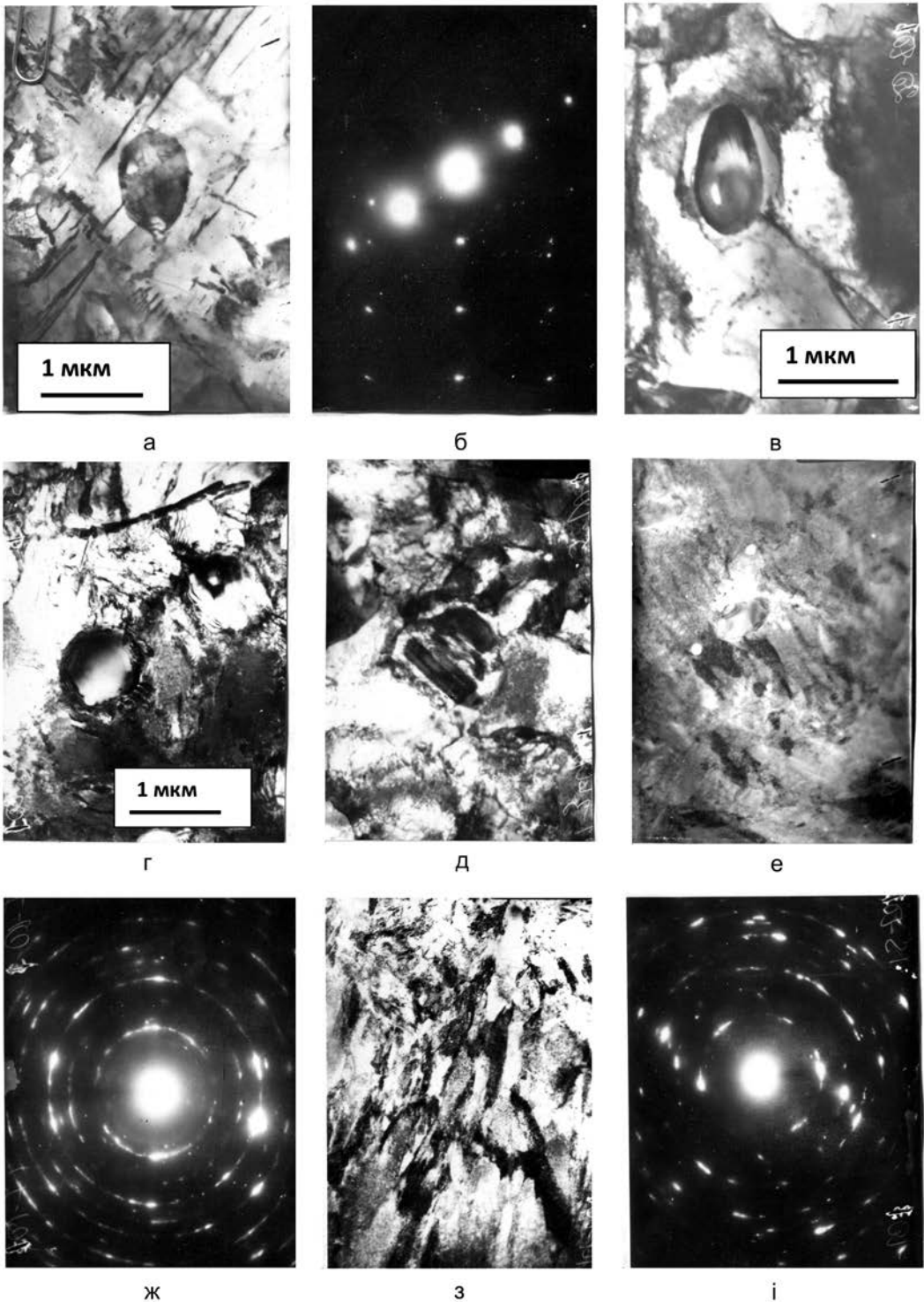


Рис. 1. Мікроструктури сталі 7ХНМФ в місцях розташування глобулярних карбідів в стані поставки (а) і після нагрівань зі швидкістю 10 °С/с до температур 720 (в), 750 (г), 800 (д), 850 (е) і 970 °С (з) з відповідними електронограмами (б, ж, і) від ділянок, наведених на (а, е, з).

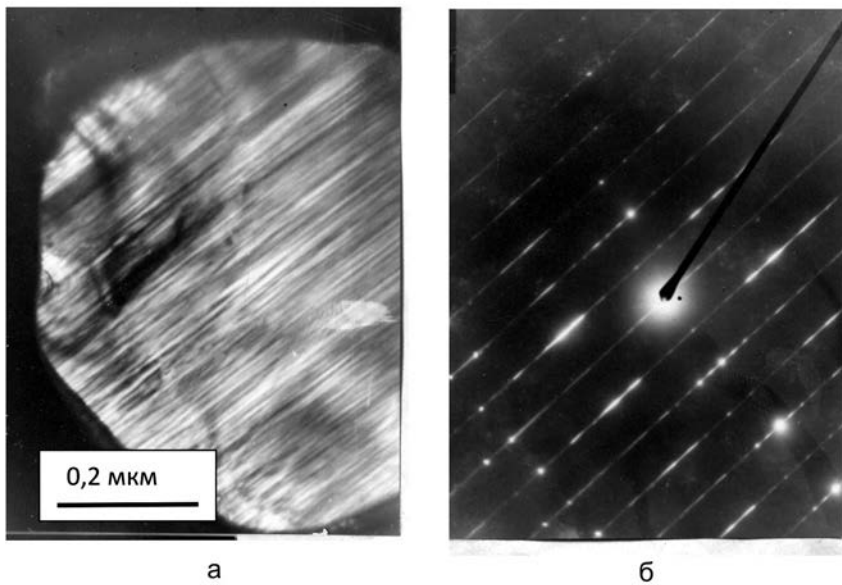


Рис. 2. Глобулярний карбід (а) сталі Х6ВФ після гартування від температури 980 °С (швидкість нагрівання $V = 2,6 \cdot 10^3$ °С/с) та електронограма (б) від ділянки (а).

При металографічних дослідженнях такі ділянки мають вигляд більш світлих завдяки зниженій травимості в 3 % ніталі.

Кінетика процесу дисоціації (розчинення) карбідів в аустеніті залежить від марки сталі, швидкості і температури нагрівання, змінюючись від поступового його зародження уздовж границь карбідів та утворених дефектів пакування в інтервалі швидкостей до 10 °С/с і температур нагрівання 800 – 950 °С до миттєвого (вибухоподібного) процесу розчинення всіх карбідних фаз при більш високих температурах і швидкостях нагрівання з формуванням в таких місцях у вже утвореному раніше аустеніті областей з негомogenous хімічним складом. Їх структура і розміри залежно від умов термообробки можуть змінюватися від чисто аустенітної до мартенситно-аустенітної суміші з більш дисперсним легованим мартенситом (рис. 1 е, з).

Таким чином різноманіття і кількість присутніх в сталі карбідів за умов швидкісних нагрівів суттєво впливає не тільки на особливості зародження аустеніту в інтервалі $A_{c1} - A_{c3}$, але й на наступне утворення в ньому мікрооб'ємів з неоднорідним розподілом легуючих елементів в місцях дисоціації легованих карбідів.

Згідно [4, 5] структура досліджуваних сталей в стані поставки (після відпалу) містить суміш карбідів Me_3C , Me_7C_3 , $Me_{23}C_6$, VC , а також сліди Me_6C . Певна їх частина, як правило, представлена легованим цементитом типу Me_3C з пластинчастою, а Me_7C_3 , $Me_{23}C_6$ і VC переважно глобулярною морфологією частинок (рис. 1 а). Важливою властивістю карбідів є їх здатність до дисоціації в умовах феритного або аустенітного оточення залежно від легованості, швидкості та температури гартування в тому числі і при пічних нагрівах [5]. Частина карбідів типу W_2C і WC може

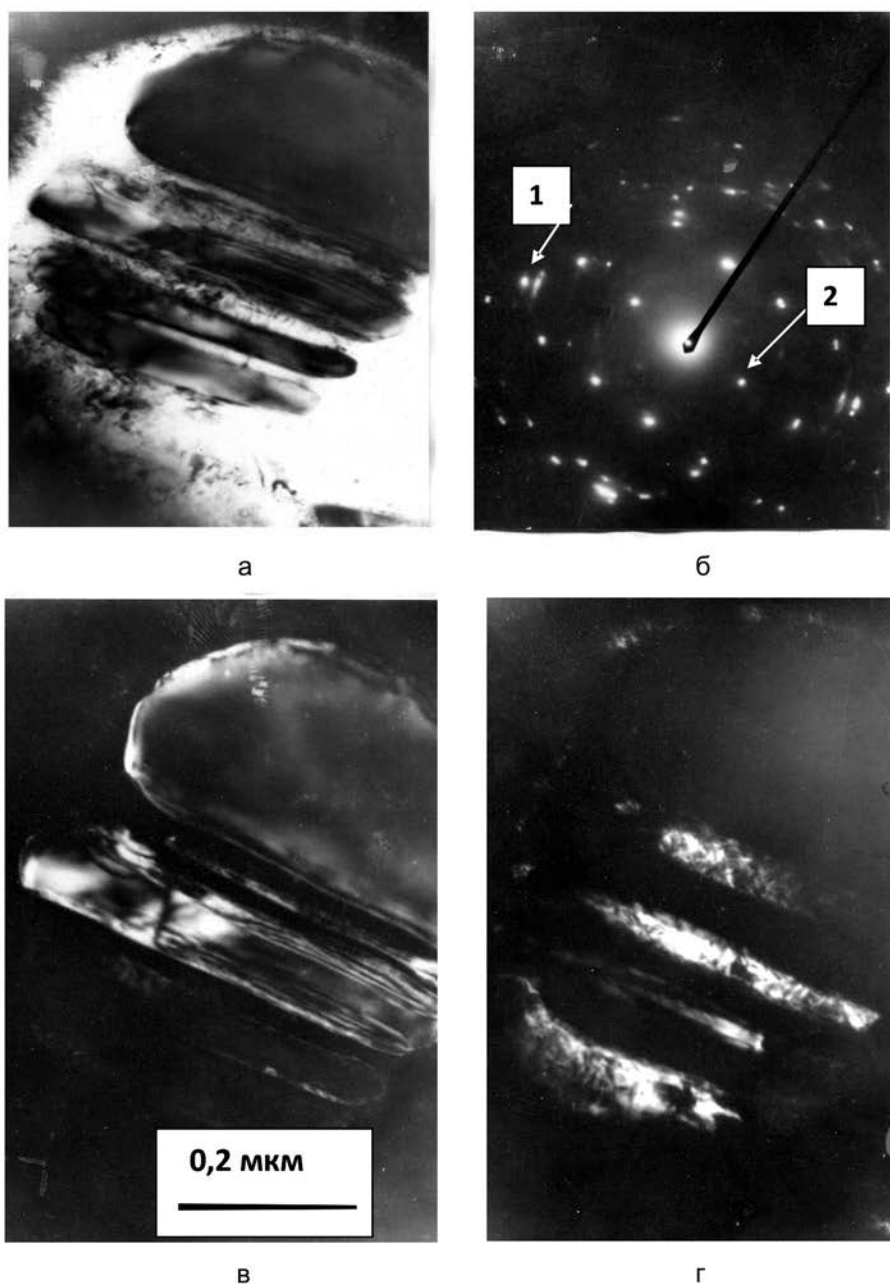


Рис. 3. Глобулярний карбід (а) сталі Х6ВФ після гартування від температури 880 °С (швидкість нагрівання $V = 10^3$ °С/с) та електронограма (б) від ділянки (а); темнопольні зображення (в, г) отримані в рефlekсах карбіду і аустеніту, позначених на електронограмі стрілками 2 і 1 відповідно.

утворюватись не тільки при відпуску сталі, а також у процесі її кристалізації з розплаву, маючи, таким чином, евтектичне походження, гексагональну ґратку і специфічну морфологію. Ті, що утворились при відпуску сталі, можуть переходити в карбіди типу Me_6C з ГЦК ґраткою. Стійкість легованих карбідів до участі в зародженні аустеніту або розчиненні в ньому залежить від їх

складу. За даними [4] збільшення в карбіді Me_6C вмісту хрому, ванадію і молібдену сприяє зниженню температури його розчинення при пічних нагрівах від 950 до 1300 °С. У той же час частина карбідів, що мають евтектичне походження, залишається стабільною і не розчиняється в умовах пічних нагрівань до температур плавлення. Наведене в першу чергу вказує на те, що процеси, які відбуваються з карбідами в умовах пічних і швидкісних нагрівань, можуть суттєво відрізнятися. В останньому випадку це виявляється у відсутності значного ефекту коагуляції карбідів при практичному збереженні кількості частинок з глобулярною морфологією, переважна більшість яких відноситься до складно легованих [6]. Це свідчить про деяке усереднення складу карбідів, що відбувається в умовах швидкісних нагрівань, у тому числі і в сталі Х6ВФ. На це вказує і одночасне розчинення всіх наявних карбідів в аустеніті, яке реалізується в кожній із сталей при досягненні певних температур і супроводжується в результаті гартувань, утворенням в місцях колишнього розташування карбідів областей високолегованого стабільного аустеніту різних розмірів, або скупчень дисперсних кристалів мартенситу в випадках реалізації мартенситного перетворення (рис. 1 е, з).

Отримані результати вказують на можливість утворення в легованих сталях в умовах підвищених швидкостей нагрівань до температур вище A_{c3} негомогенних станів аустеніту, які забезпечують після подальшого гартування фіксування структур, що відрізняються не тільки легуванням, а і розмірами. Це досягається внаслідок одночасної дисоціації усіх карбідів в аустенітному оточенні в умовах підвищених швидкостей нагрівань. При цьому по мірі збільшення швидкості нагрівання при наближенні до температури дисоціації карбідів їх структура характеризується збільшенням щільності впорядкованих дефектів пакування (рис. 1 д), навіть до утворення ГЦУ стану (рис. 2). Уздовж таких дефектів при досягненні умов дисоціації частинок спостерігаються прошарки легованого аустеніту (рис. 3) з наступним завершенням його утворенням на місцях розташування часток при підвищенні температури. Він відрізняється своїми фізико-хімічними та механічними властивостями від оточення, яке утворилося раніше (в інтервалі $A_{c1} - A_{c3}$). Однією з причин досить вузького температурного інтервалу дисоціації легованої частини карбідів (різного для кожної з досліджених сталей) може бути відповідне вирівнювання їх хімічного складу, яке відбувається в процесі швидкісного нагрівання на відміну від пічного.

Таким чином, продемонстровано можливості утворення в умовах швидкісних нагрівань до температур, вищих за A_{c3} , в аустеніті легованих сталей локальних областей з негомогенним хімічним станом, які формуються внаслідок вибухової одночасної дисоціації карбідів, температурний інтервал та особливості якої визначаються їх легованістю та швидкістю нагрівання.

Вперше продемонстровані загальні закономірності щодо зміни шляхів дисоціації легованих карбідів від їх складу, температури та швидкості нагрівання від дифузійного насичення вуглецем прилеглих до карбідів шарів фериту при зародженні аустеніту в інтервалі $A_{c1} - A_{c3}$ до поступового підвищення щільності впорядковано розташованих дефектів пакування

всередині карбідів, вздовж яких здійснюється утворення (проростання) прошарків легованого аустеніту з наступним переходом до одночасного процесу дисоціації карбідів при температурах, вищих за A_{c_3} .

Література

1. Гриднев В.Н., Ошкадєров С.П., Телевич Р.В. Аустенитные превращения в деформированной стали 30 при быстром нагреве // Металлофизика. – 1970. – 27. – С. 79 – 83.
2. Гриднев В.Н., Мешков Ю.Я., Ошкадєров С.П. Физические основы электротермической обработки сталей. – Киев: Наук. думка, 1973. – 236 с.
3. Волосевич П.Ю. О поведении глобулярных карбидов стали 45ХН2МФА в интервалах $\alpha_{\phi} + \text{Ц} \rightarrow \gamma$ и $\alpha_{\phi} \rightarrow \gamma$ превращений в зависимости от скорости и температуры нагрева // Металлофизика и новейшие технологии. – 2005. – 27, 11. – С. 1455 – 1470.
4. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1968. – 567 с.
5. Дегтярев А.Ф., Железнов А.Ф., Запорожцева Н.Д. Влияние термической обработки на количество и тип карбидной фазы в стали 6Х6М1Ф. Сб. Производство экономических видов проката и металлов с покрытиями. – М.: Металлургия, 1981. – С. 35 – 38.
6. Волосевич П.Ю. Беспалов С.А. Про закономірності формування зносостійких станів в інструментальних легованих сталях // Металознавство та обробка металів. – 2006. – 2. – С. 37 – 43.

Одержано 09.04.15

П. Ю. Волосевич

Особенности поведения легированных карбидов при аустенитизации сталей в условиях скоростных нагревов

Резюме

Исследованы закономерности поведения легированных карбидов в сталях Х6ВФ, 7ХНМФА и 9ХФ после нагревов с повышенными скоростями до различных температур, в том числе и интервала аустенитизации после охлаждения воздушно-водяной смесью. Установлена зависимость особенностей кинетики растворения легированных карбидов от скорости и температуры нагрева, которое сопровождается образованием в аустените областей с неоднородным распределением концентрации легирующих элементов.

P. Yu. Volosevich

The behavior of alloyed carbides during austenitizing steel under rapid heatings

Summary

The behavior of alloyed carbides of steels Х6ВФ, 7ХНМФА, 9ХФ after heating at high speeds to different temperatures in the range including and subsequent cooling austenitizing at air-water mixture. The dependence of the features of changes in the state and the dissolution kinetics of alloyed carbides on the velocity and temperature of heating.