

ВИКОРИСТАННЯ МАТЕМАТИЧНОГО АПАРАТУ ДЛЯ АНАЛІЗУ РЕТИКУЛЯРНИХ ХАРАКТЕРИСТИК СТРУКТУРНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ ПРИ ВІДПУСКУ МІКРОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ МАРКИ «Т»

К. І. Узлов, д. т. н., С. С. Петров, к. т. н., Писарєв В.О., студент

Національна металургійна академія України

На рисунку 1 наведена оптична мікрофотографія металографічного шліфу колісної сталі загартованої із швидкістю 10,0°С/с після відпуску при 450°С. Мікроструктурний аналіз (рис. 1) ілюструє той факт, що структура мікрولةваної ванадієм колісної сталі марки «Т» за ГОСТ 10791-2011 після гартування з ефективними швидкістю охолодження та температурою відпуску вміщує ферит голчатої морфології, що і забезпечує у виробі задовільне сполучення властивостей «твердість – міцність – в'язкість».

Попередніми дослідженнями [1] було встановлено, що при відпуску (>500 °С) загартованої сталі марки «Т» її бейнітні структури переходять у структурні псевдоморфози, в яких кристалографічний генезис α -фази зберігається, але суцільність фериту голчатої морфології не виявляється через вибірну решіткову локалізацію карбідів та упорядкування дефектів кристалічної будови.

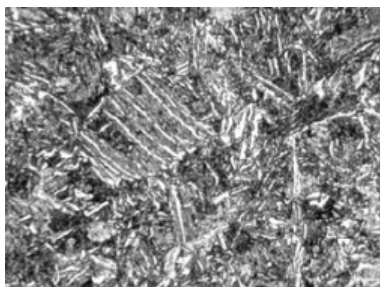


Рис. 1. Мікроструктура загартованої сталі марки «Т» після відпуску при 450°С ($\times 1000$).

розміру блоків у фериті D_{hkl} і максимальне значення щільності дислокацій ρ [2].

Стандартне роз'яснення отриманих даних таке. Згідно з [3], у мікрولةваних ванадієвих сталях при температурах 500...550°С відбуваються процеси утворення карбідів і карбонітридів ванадію (Me,V)C і (Me,V)(C,N). Мінімальне значення « a » при температурі ~525°С відповідає найбільш повному виділенню з фериту атомів ванадію, вуглецю й азоту з наступним утворенням названих вище фаз. На початкових стадіях формування мікрочастки карбідів і карбонітридів ванадію, згідно з [3], когерентно пов'язані з феритною матрицею.

За допомогою методів рентгеноструктурного та електронномікроскопічного аналізів був дослідженим [1, 2] вплив відпуску при температурах 450, 475, 500, 525, 550 і 600°С тривалістю 2,5 години на параметри тонкої структури фериту зразків мікрولةваної ванадієм колісної сталі марки «Т».

За даними досліджень параметру решітки (рис. 2) встановлено, що період решітки фериту « a » змінюється залежно від температури з вираженим екстремумом при ~525°С. Цій температурі відповідає мінімальне значення

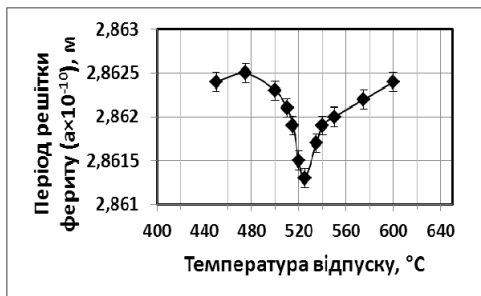


Рис. 2. Залежність періоду решітки α -фази високоміцної колісної сталі від температури її відпуску.

приводить до збільшення D_{HKL} і зниженню ρ при підвищенні температури відпуску до 550°C і вище.

Отримані дані дозволяють стверджувати, що в прискорено охолодженій колісній сталі мікрологованій ванадієм, в результаті відпуску при температурах 500...550°C реалізується механізм дисперсійного зміцнення фериту мікрочастками карбідів і карбонітридів ванадію, що утворюються в процесі відпуску. З огляду на значні підвищення значень ρ в інтервалі температур відпуску 500...550°C варто вважати, що поряд з дисперсійним у дослідженій сталі реалізується і дислокаційний механізм зміцнення [4].

В загартованій вуглецевій сталі відпуск при температурі 450°C приводить до звичайного процесу знеміцнення, що супроводжується досягненням максимуму напруг другого роду [5], зростанням щільності дислокацій і деяким збільшенням D_{HKL} [2]. При підвищенні температури відпуску у сталі з ванадієм спостерігається стабілізація аналізованих характеристик. Це також може пояснюватися розглянутим вище впливом когерентних мікрочасток карбідів і карбонітридів ванадію. Після порушення когерентності часток з феритною матрицею відбувається помітне підвищення значень D_{HKL} і зменшення ρ [2]. Таким чином, у випадку бейнітних структур із феритом голчастої морфології [5, 6], відпуск при температурах 450...520°C сприятливо впливає на параметри структури в плані їх стабілізації [2].

Важливим є той факт, що за результатами досліджень [7] дилатометричним методом встановлена наявність температурного інтервалу початку бейнітного перетворення аустеніту B_s , а саме – 540...520°C, в залежності від швидкості охолодження у ході $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення.

Тобто, в даному випадку слід очікувати при низькотемпературній обробці мікрологованих ванадієм колісно-бандажних сталей проходження не тільки процесів зміцнення за рахунок параметрів, які включені до рівняння Холла – Петча [8], а і принципових структурних змін при переході через точку B_s фазового аустенітного зсувно-дифузійного перетворення у зворотному напрямку при технологічно встановленому високотемпературному відпуску.

Невідповідність параметрів когерентності решіток аналізованих фаз приводить до значного подрібнення блокової структури фериту і, як наслідок, до росту ρ , що особливо проявляється при температурах $\sim 525^\circ\text{C}$. Саме це, за даними [3], обумовлює максимальну швидкість утворення карбідів і карбонітридів ванадію. Втрата когерентності при відокремленні мікрочасток у самостійні виділення, приводить до збільшення D_{HKL} і зниженню ρ при підвищенні температури відпуску до 550°C і вище.

На рисунку 2 представлена експериментально встановлена залежність періоду решітки α -фази високоміцної мікрولهгованої колісно-бандажної сталі від температури її відпуску. Рисунок 2 наявно свідчить про те, що в середині дослідженого інтервалу відпуску 450...600°C високоміцної мікрولهгованої сталі існує очевидно виражений екстремум при температурі ~525°C.

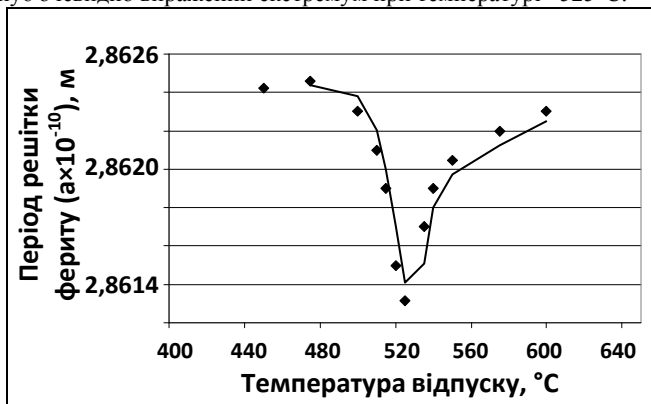


Рис. 3. Результати апроксимації експериментальних даних залежності періоду решітки α -фази високоміцної мікрولهгованої колісної сталі від температури її відпуску.

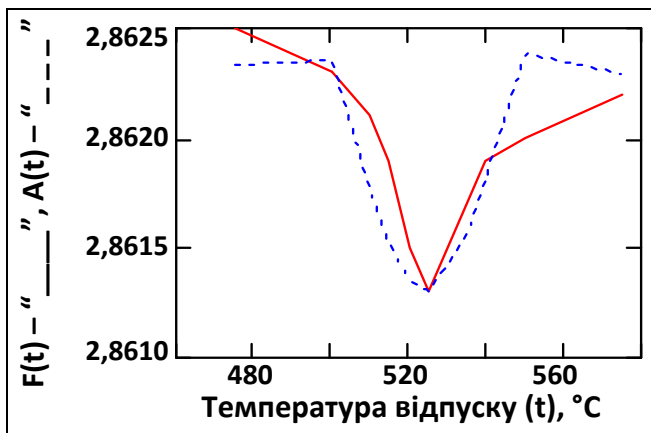


Рис. 4. Графічні відображення функціональної залежності експериментальних даних (F(t)) та гармонічної апроксимації функціональної залежності експериментальних даних (A(t)) на заданому інтервалі температур «b».

Математичне обчислення точного значення цієї температури та апроксимацію експериментальних даних залежностей величин, що вивчалися, проводили за допомогою програмного забезпечення Curve Expert із побудовою тригонометричної функції. Результати апроксимації наведені на рисунку 3.

Подальший аналіз моделі з точки зору пошуку екстремальних точок та точок перегину здійснювали за допомогою програми MathCAD 14:

$$\text{Trigonometrical Fit: } y=2,8620+a \cdot (\sin(b \cdot t+c)) \quad (1).$$

Coefficient Data:

$$a = 0,0007; b = 0,085; c = 4,2;$$

r- коефіцієнт кореляції (0,9086).

За одержаними коефіцієнтами рівняння регресії була відтворена функція залежності періоду решітки α -фази від температури:

$$A(t):= 2,8620+0,0007 \cdot (\sin(0,085 \cdot t+4,2)) \quad (2),$$

для $t:= 450, 475, 500, 525, 550, 600^\circ\text{C}$.

На заданому інтервалі температур « t » були відтворені функціональна залежність експериментальних даних та гармонічна апроксимація функціональної залежності експериментальних даних за рівняннями (1) та (2).

Графічні відображення відповідних функціональних залежностей представлені на рисунку 4. Тоді:

$a :=$	2.8625 2.8623 2.8621 2.8619 2.8615 2.8613 2.8617 2.8619 2.8620 2.8622	$F(t) := a$ Массив даних експериментально визначеної функції від аргументу (t). Екстремум функції в аналізуємому випадку є очевидним.	$t :=$	475 500 510 515 520 525 535 540 550 575	t – аргумент дослідженої функції.
--------	--	---	--------	--	-------------------------------------

Точний розмір аргументу у точці екстремуму визначений за допомогою рішення рівняння щодо відповідності першої похідної функції значенню нуля з використанням оператору «Root»:

$$Y(t) := \frac{d}{dt} A(t) \quad (3)$$

$$\text{soln} := \text{root}(Y(t), t); \text{soln} = 524,643.$$

Тобто, точне значення аргументу у точці екстремуму:

$$T_{\text{екстрем.}} = 524,64^{\circ}\text{C}.$$

Висновки

1. Використана методика визначення екстремуму функції залежності ретикулярних характеристик α -фази загартованої колісної сталі марки «Т» від температури відпуску.
2. За допомогою використаної методики проведено математичне обчислення екстремального значення ефективної температури відпуску загартованої на бейніт мікролегованої високоміцної колісної сталі марки «Т».

Перелік використаних джерел

1. Узлов К.И. Оптимизация структурного состояния высокопрочной микролегированной ванадием колесно-бандажной стали / К.И. Узлов, Г.Д. Сухомлин // *Металлург. и горноруд. пром-сть.* – 2012. - № 1. - С. 49-55.
2. Узлов И.Г. Исследование влияния на структуру и свойства температуры отпуска железнодорожных колес из микролегированной ванадием стали / И.Г. Узлов, А.М. Нестеренко, К.И. Узлов [и др.] // *Строительство, материаловедение, машиностроение.* – Днепропетровск: ПГАСА, 2006. - Вып. 36, часть 2. – С. 48-55.
3. Голиков И.Н. Ванадий в стали / И.Н. Голиков, М.И. Гольдштейн, И.И. Мурзин. - М.: *Металлургия*, 1968. - 320 с.
4. Сандомирский М.М. Оценка вкладов разных механизмов упрочнения в предел текучести низко- и среднеуглеродистых перлитных и мартенситных сталей / М.М. Сандомирский // *Металлы.* - 1984. - № 2. - С. 148-155.
5. Курдюмов Г.В. Превращения в железе и стали / Г.В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энгин. – М.: *Наука*, 1977. – 236 с.
6. Bhadeshia H.K.D.H. Vaninite in Steels. 2nd Edition. The University Press, Cambridge, 2001. – 454 p.
7. Узлов И.Г. Анализ структурообразования микролегированной колесно-бандажной стали и построение диаграммы превращения аустенита при непрерывном охлаждении для выбора рациональной технологии ее термического упрочнения / И.Г. Узлов, М.Ф. Евсюков, К.И. Узлов, Ж.А. Дементьева // *Металлургическая и горнорудная промышленность.* – 2010. - № 4. – С. 66-69.
8. Узлов И.Г. Оценка влияния структурных факторов колесно-бандажных сталей на их конструкционную прочность при эксплуатации / И.Г. Узлов, А.М. Нестеренко, К.И. Узлов [и др.] // *Металлургическая и горнорудная промышленность.* – 2010. - № 3. – С. 67-70.