

15. Myroshnichenko I.S. *Zakalka iz zhidkogo sostoyaniya* [The Hardening from the liquid state]. Moscow : Metallurgy Publ., 1982, 168 p. (in Russian)

Статья рекомендована к публикации в журнале «Доклады по технике наук», проф. В. И. Мазуром (Украина), «Доклады по технике наук», проф. О. Б. Гириным (Украина).

Поступила в редколлегию 15.02.2017

Принята в печать 18.02.2017

УДК 669.1524-196: 621.78: 669.018.24

АНОМАЛЬНИЙ ВПЛИВ МАРТЕНСИТНОЇ СКЛАДОВОЇ НА ГРАФІТИЗАЦІЮ У ЛИТИХ ТА АУСТЕНИТИЗОВАНИХ НІКЕЛЕВИХ СТАЛЯХ, ОБРОБЛЕНИХ ХОЛОДОМ

СЕМЕНОВА І. О., к. т. н., доц.

Кафедра матеріалознавства, Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна 4, Дніпро, 49005, Україна, тел. +38(066) 007-45-85, e-mail: 28.03semenova@ukr.net, ORCID:0000-0002-0610

Анотація. Постановка проблеми. Проведення графітизації антифрикційної нікелевої сталі у різних вихідних станах, але з однаковим фазовим складом, за різних температур графітуючого відпалу. **Методика.** Експериментальні зразки отримували шляхом відцентрового виливання, що забезпечувало достатню щільність зразків досліджуваних сталей. Кількість мартенситної складової вимірювали за допомогою феритометра ФА-1. Кількість включень графіту відпалу визначали за допомогою стереометричного аналізу шляхом підрахунку кількості частинок на квадратний міліметр. **Результати.** Встановлено, що кінетика процесу графітизації у литих зразках та у зразках, які пройшли аустенітизацію та обробку холодом, значно відрізняється, незважаючи на однаковий фазовий склад та однакові температури графітуючого відпалу. **Наукова новизна** полягає у визначенні уповільнення процесу графітизації у литих нікелевих сталях, що вміщують різну кількість нікелю, за температур 650 та 850 °С, а саме – уповільнення цього процесу у разі зменшення вмісту нікелю та збільшення кількості мартенситу в литій структурі цих сталей, а також у визначенні неоднозначного впливу мартенситної складової на кінетику процесу графітизації в нікелевій сталі, яка пройшла аустенітизацію та обробку холодом. **Практична значимість.** Результати дослідження можуть бути враховані для розроблення складу та режиму термічної обробки антифрикційних сталей, що графітуються, для використання їх у важконавантажених вузлах тертя-ковзання металургійних агрегатів.

Ключові слова: нікелеві сталі; графітизація; мартенситне перетворення; графітизація відпалу; аустенітизація

АНОМАЛЬНОЕ ВЛИЯНИЕ МАРТЕНСИТНОЙ СОСТАВЛЯЮЩЕЙ НА ГРАФИТИЗАЦИЮ В ЛИТЫХ И АУСТЕНИТИЗИРОВАННЫХ НИКЕЛЕВЫХ СТАЛЯХ, ОБРАБОТАННЫХ ХОЛОДОМ

СЕМЕНОВА И. О., к. т. н., доц.

Кафедра материаловедения, Национальная металлургическая академия Украины, пр. Гагарина 4, Днепр, 49005, Украина, тел. +38(066) 007-45-85, e-mail: 2803semenova@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4083-0610

Аннотация. Постановка проблемы. Проведение графитизации антифрикционной никелевой стали в различных исходных состояниях, но с одинаковым фазовым составом, при различных температурах графитизирующего отжига. **Методика.** Экспериментальные образцы получали путем центробежного литья, что обеспечивало достаточную плотность образцов исследуемых сталей. Количество мартенситной составляющей измеряли с помощью ферритометра ФА-1. Количество включений графита отжига определяли с помощью стереометрического анализа путем подсчета количества частиц на квадратный миллиметр. **Результаты.** Установлено, что кинетика процесса графитизации в литых образцах и в образцах, которые прошли аустенитизацию и обработку холодом, значительно отличается, несмотря на одинаковый фазовый состав и одинаковые температуры графитизирующего отжига. **Научная новизна** заключается в установлении замедления процесса графитизации в литых никелевых сталях, содержащих различное количество никеля, при температурах 650 и 850 °С, а именно – замедление этого процесса при уменьшении содержания никеля и увеличении количества мартенсита в литой структуре этих сталей, а также в установлении неоднозначного влияния мартенситной составляющей на кинетику процесса графитизации в никелевой стали, которая прошла аустенитизацию и обработку холодом. **Практическая значимость.** Результаты работы могут быть учтены при разработке состава и режима термической обработки антифрикционных графитизированных сталей для использования их в тяжело нагруженных узлах трения – скольжения металлургических агрегатов.

Ключевые слова: никелевые стали; графитизация; мартенситное превращение; графитизация отжига; аустенитизация

ANOMALOUS INFLUENCE OF THE MARTENSITIC COMPONENT IN THE GRAFITIZATION IN CAST AND AUSTENITIC NICKEL STEELS THAT WERE PROCESSED BY THE COLD

SEMENOVA I.O., *Cand. Sc. (Tech.), Ass. Prof.*

Department of Materials Science, National Metallurgical Academy of Ukraine, 4, Gagarina ave., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38(066) 007-45-85, e-mail: 2803semenova@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4083-0610

Abstract. Problem statement. Conducting graphitization anti-friction nickel steel in different initial conditions, but with the same phase composition at different temperatures graphitic annealing. **Method.** Experimental samples were prepared by centrifugal casting, which provides a sufficient density of samples of the investigated steels. The number of martensitic component was measured using ferritometer FA-1. The number of inclusions of graphite annealing was determined using stereometrical analysis by counting the number of particles per mm^2 . **Results.** It is established that the kinetics of the graphitization process in cast samples and in samples which have been austenitization and cold processing, is significantly different, despite the same phase composition and the same temperature graphitic annealing. **The scientific novelty** lies in the definition of slowing down the process of graphitization in cast nickel steels containing different amount of nickel at the temperatures of 650 and 850 °C, namely, a slowing down of this process by reducing the content of nickel, despite the education of martensite the cast structure of these steels, as well as in determining the influence of the martensitic component on the process kinetics of graphitization in steel nickel, which has been austenitization and cold processing. **Practical significance.** The results can be considered in the development of the composition and mode of heat treatment of bearing steels for use in heavy-duty friction-slip of metallurgical units.

Keywords: nickel steel; grafitan; martensite conversion; grafitan of annealing; austenitic

Вступ

Застосування антифрикційних матеріалів – один із перспективних способів рішення проблем, що пов'язані з втратами на тертя в рухомих вузлах і особливо у важконавантажених вузлах тертя-ковзання металургійних агрегатів.

Як відомо з літературних джерел [1], одним із найкращих антифрикційних матеріалів вважається бронза як матеріал із дуже низьким коефіцієнтом тертя – ковзання. Але бронзи мають низьку зносостійкість.

Як замітник бронз можуть розглядатися високоміцні чавуни [2] та графітізовані сталі, в яких основним легуючим елементом був кремній [3; 4]. Високі антифрикційні властивості цих матеріалів забезпечуються кількістю та розподіленням у металевій матриці графіту, який отримують у них за допомогою графітуючого відпалу. Час, протягом якого йде графітізація у чавунах і сталях, – це важливий параметр процесу, і чим він коротший, тим більш рентабельним буде застосування цих матеріалів.

Як відомо [5–7], процес графітізації є функцією багатьох змінних, як то: швидкості дифузії атомів вуглецю у металевій матриці; швидкості відведення (дифузії) атомів заліза від поверхні графіту, що росте; швидкості хімічної реакції дисоціації цементиту на вуглець та залізо; швидкості адсорбції атомів вуглецю на поверхні графіту відпалу. Перелічені складові, у свою чергу, залежать від хімічного і фазового складу та температур графітізації.

Вивченню впливу цих складових на процес графітізації присвячено багато досліджень, що

проводились на кафедрі металознавства за участю та під керівництвом видатних учених, таких як член-кореспондент АН УРСР К. П. Бунін, академік Академії наук України Ю. М. Таран, професор Е. Н. Погребний, професор Я. В. Гречний та інші [5–7].

У той же час було доведено, що високоміцні чавуни та кремністі графітізовані сталі, які мають низький опір до втоми, котрий є однією з важливих службових властивостей підшипникових матеріалів [1], не можуть використовуватися у важконавантажених вузлах тертя – ковзання металургійних агрегатів. Тому в літературі багаторазово наголошували про можливість додавання у графітізовані сталі нікелю [6; 8] як легуючої добавки до кремністих сталей, а також як основного легуючого елемента-графітізатора, що здатний забезпечити таку сукупність властивостей, яку не може надати ані один з елементів-графітізаторів [9–11]. У той же час систематичні дослідження в цьому напрямку відсутні і нині.

Тому матеріалом дослідження були зразки литих нікелевих сталей з різним умістом нікелю, що мали аустенітну та мартенситно-аустенітну структуру [12], а також зразки сталі з постійним хімічним складом, які пройшли аустенітизацію і обробку холодом у суміші петролійного ефіру та рідкого азоту, з метою одержання в них також аустенітної та аустенітно-мартенситної матриці з різною кількістю мартенситу [13], як і у литих сталях змінного складу.

Мартенсит у структурі досліджуваних сталей одержували з метою прискорення процесу графітізації [4] та збільшення кількості графітних частинок і більш рівномірного їх розташування, що

великою мірою позначається на антифрикційних властивостях.

Після одержання мартенситу в сталях їх піддавали графітуючому відпалу.

Результати досліджень та їх обговорення

За результатами проведених досліджень були побудовані криві залежності кількості графітних часток на 1 мм² від вихідної перед графітуючим відпалом структури за різних температур відпалу (рис. 1 та 2).

Вихідні, перед відпалом, зразки як у литих сталях із різним вмістом Ni, так і в сталі одного хімічного складу, аустенітизованої та обробленої холодом, мали як аустенітну структуру (рис. 1 та 2, фігуративні точки I, V та IX, XIII), так і структури з різною кількістю мартенситної складової, яка змінювалась від 25 до 90 %. На рисунку 1 це точки II, III, IV, які належать до литих сталей з різним умістом Ni, та точки VI, VII, VIII, що належать аустенітизованої, обробленої холодом, сталі. На рисунку 2 – точки X, XI, XII належать до литих сталей із різним вмістом Ni та точки XIV, XV, XVI – до зразків постійного хімічного складу, які були аустенітизовані та оброблені холодом за різних, нижче нуля, температур (-16, -39, -90 °C).

Порівняння точок на рисунку 1 стало свідченням того, що в зразках литих нікелевих сталей графітуючий відпал за 650 °C швидше всього відбувається у зразках з аустенітною структурою (рис. 1, т. I).

З появою ж у структурі литих сталей мартенситу від 25 до 90 % відбувається значне зменшення швидкості графітизації (рис. 1, т. II) при 25 % мартенситу в структурі. Зі збільшенням кількості мартенситу в литій сталі (понад 25 %) спостерігається деяке прискорення процесу. Але навіть за наявності 90 % мартенситу у структурі литої сталі графітизація йде повільніше (рис. 1, т. IV) порівняно зі зразками сталі з аустенітною вихідною перед графітуючим відпалом структурою (рис. 1, т. I).

Уповільнення процесу графітизації за 650 °C, з появою у вихідній структурі 90 % мартенситу, спостерігається і в зразках нікелевої сталі, яка була аустенітизована та оброблена холодом (рис. 1, т. V і VIII). Але існують значні розбіжності у впливі мартенситної складової на процес графітизації у литих нікелевих сталях та в аустенітизованих сталях, оброблених холодом. Якщо в зразках литої сталі з появою в структурі мартенситу у кількості 25 % процес графітизації значно сповільнюється (рис. 1, т. II), а з подальшим збільшенням мартенситної складової до 60 та 90 % графітизація дещо прискорюється (рис. 1, т. III і IV), то в зразках нікелевої сталі, що була аустенітизована та оброблена холодом, з появою в структурі 25 % мартенситу відбувається не уповільнення, а деяке прискорення графітизації порівняно з аустенітною матрицею (рис. 1, т. VI). Подальше ж збільшення мартенситної складової в зразках цієї сталі до 60...90 % викликає уповільнення процесу графітизації (рис. 1, т. VII і VIII).



Рис. 1. Залежність кількості графіту відпалу від вихідної структури / Fig. 1. The dependence of the amount of graphite annealing of HIV source structure:

- ▲ 0 % мартенситу – 20 % Ni т. I;
- ▲ 25 % мартенситу – 15 % Ni т. II;
- ▲ 60 % мартенситу – 10 % Ni т. III;
- ▲ 90 % мартенситу – 5 % Ni т. IV;
- 0 % мартенситу – 15 % Ni т. V аустенітизована;
- 25 % мартенситу – 15 % Ni т. VI обр. хол. – 16 °C;
- 60 % мартенситу – 15 % Ni т. VII обр. хол. – 39 °C;
- 90 % мартенситу – 15 % Ni т. VIII обр. хол. – 90 °C

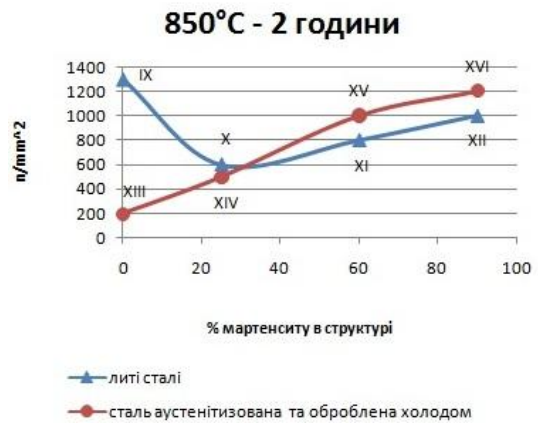


Рис. 2. Залежність кількості графіту відпалу від вихідної структури / Fig. 2. The dependence of the amount of graphite annealing of HIV source structure:

- ▲ 0 % мартенситу – 20 % Ni т. IX;
- ▲ 25 % мартенситу – 15 % Ni т. X;
- ▲ 60 % мартенситу – 10 % Ni т. XI;
- ▲ 90 % мартенситу – 5 % Ni т. XII.
- 0 % мартенситу – 15 % Ni т. XIII аустенітизована;
- 25 % мартенситу – 15 % Ni т. XIV обр. хол. – 16 °C;
- 60 % мартенситу – 15 % Ni т. XV обр. хол. – 39 °C;
- 90 % мартенситу – 15 % Ni т. XVI обр. хол. – 90 °C

Загальним ще є той факт, що як у литих нікелевих сталей з різним вмістом Ni, так і в нікелевій сталі, аустенітизованої і обробленої холодом, за наявності в структурі 90 % мартенситу графітизація уповільнюється порівняно зі зразками з аустенітною структурою (рис. 1, т. IV, VIII порівняно з т. I і V).

Підвищення температури графітизуючого відпалу до 850 °С практично не змінює закономірності ходу процесу графітизації у зразках литих сталей. Тобто як і за 650 °С, графітизація в цих зразках із появою у структурі мартенситу спочатку уповільнюється (за 25 % мартенситу) порівняно з аустенітною вихідною, перед відпалом, структурою (рис. 2, т. IX і X), а з подальшим збільшенням мартенситу, як і за 650 °С, графітизація прискорюється (рис. 2, т. XI і XII), але більш уповільнена порівняно з аустенітною структурою (рис. 2, т. IX і XII).

Що ж стосується впливу мартенситу на графітизацію за 850 °С у сталі, аустенітизованої та обробленої холодом, у цьому випадку вплив мартенситу на графітизацію відрізняється від його впливу на цей процес за 650 °С, а саме з появою мартенситу у кількості 25 % спостерігається прискорення графітизації (рис. 2, т. XIII і XIV). Подальше ж збільшення мартенситу, на відміну від графітизації за 650 °С, також продовжує прискорювати графітизацію (рис. 2, т. XV і XVI) в той час, як за 650 °С поява мартенситу у кількості 60...90 % уповільнювала цей процес (рис. 1, т. VII і VIII).

Таким чином, з аналізу впливу кількості мартенситної складової на процес графітизації доходимо висновку, що не завжди гартування на мартенсит викликає прискорення графітизації, як це стверджували автори праць [5; 6]. Але, в той же час, і не завжди в нікелевих сталях із появою в структурах мартенситу спостерігається уповільнення графітизації, як це стверджували автори публікації [8].

Із наведених результатів випливає, що температура відпалу теж відіграє значну роль у кінетиці процесу тому, що фазовий стан сталей суттєво змінюється, як це видно з ізотермічних перерізів діаграми фазового стану Fe – Ni – C [14]. І якщо в сталях з 5 % Ni процес графітизації за 650 °С йде за присутності фериту, то в сталях з 10, 15 і 20 % Ni цей процес здійснюється за присутності аустеніту. А як відомо, в аустеніті самодифузія атомів заліза та дифузія атомів вуглецю і нікелю на декілька порядків нижча, ніж у фериті. Крім того, у багатьох джерелах [15; 16] показано, що значно впливає на процес графітизації ступінь пересиченості твердого розчину вуглецем, і чим він вищий, тим більше утворюється зародків графіту і швидше здійснюється процес графітизації.

Виходячи з останнього, можна пояснити, чому в литих зразках нікелевих сталей з аустенітною структурою як за температури графітизуючого відпалу 650 °С, так і за 850 °С, спостерігається найбільша кількість графіту відпалу. Причому за

850 °С його кількість дещо менша (рис. 2, т. IX), ніж за 650 °С (рис. 1, т. I), що закономірно, тому що і ступінь пересиченості аустеніту вуглецем за 850 °С нижчий, ніж за 650 °С.

У той же час одержання аустеніту в нікелевій сталі шляхом аустенітизуючого відпалу спричинює зменшення кількості графіту як за температури відпалу 650 °С (рис. 1, т. V), так і ще більше – за 850 °С (рис. 2, т. XIII).

Цей факт можна пояснити, по-перше, тим, що після аустенітизації структура більш стабільна внаслідок гомогенізації твердого розчину, а також тим, що кількість Ni в цих зразках теж менша. Все це створює умови для зменшення перенасиченості твердого розчину вуглецем, а, отже, і зменшення кількості графіту відпалу.

Уповільнення графітизації в литих зразках нікелевої сталі змінного складу за температури відпалу 650 °С (рис. 1, т. II, III, IV) можна спробувати пояснити впливом трьох факторів на процес графітизації. По-перше, тим, що мартенсит, який утворюється у процесі графітизації литої сталі у кількості 25 %, має більш двійникову, а не дислокаційну структуру порівняно зі зразками, в яких мартенситу від 60 до 90 %, тому що температури M_n , M_k у зразках з меншою кількістю мартенситу нижчі, ніж у зразках з більшою кількістю мартенситу. А, як відомо з літературних джерел [17], більша частина розчиненого вуглецю сегрегуються на дислокаціях. А у двійникових пластинах мартенситу набагато менше спотворень, які можуть взаємодіяти з атомами вуглецю. Тому на базі сегрегацій вуглецю, що утворюються на межах двійників і мають невисоку концентрацію, під час графітизуючого відпалу формується в мартенситних ділянках характерний для нікелевих сталей відносно стійкий X-карбід, який потім переходить у цементит (Fe_3C). Ця стійкість X-карбиду на першій стадії відпуску мартенситу може бути однією з причин уповільнення графітизації (рис. 1, т. II) порівняно з литими зразками з аустенітною вихідною, перед відпалом, структурою (рис. 1, т. I).

По-друге, коли кількість мартенситу в литих зразках не перевищує 25 % і мартенсит утворюється під час охолодження на повітрі, в ньому відсутні мікротріщини [13], що також може сприяти уповільненню графітизації порівняно зі зразками з аустенітною структурою. Це може бути другим фактором уповільнення графітизації [18]. І, нарешті, у зразках із вихідною, перед відпалом, аустенітною структурою міститься 20 % Ni, а у зразках з 25 % мартенситу вміст Ni – 15 %, тобто елемента, що сприяє графітизації (прискорює її), в аустенітно-мартенситних зразках менший.

Збільшення ж кількості графіту відпалу у литих зразках у разі збільшення кількості мартенситу до 60...90 %, у вихідній, до відпалу, структурі, порівняно зі зразками, в яких мартенситної складової 25 %, можна пояснювати тим, що у зв'язку з підвищенням M_n і M_k в цих сталях спостерігається

збільшення дислокаційних ділянок у структурі мартенситних кристалів. Скупчення дислокацій можуть утримувати значно більшу кількість вуглецю, ніж межі двійників, яка ймовірно перевищує концентрацію, необхідну для утворення χ -карбиду. Цей надлишок вуглецю робить χ -карбід менш стійким у процесі графітуючого відпалу, що, мабуть, і сприяє прискоренню загального процесу графітазації за схемою: $M \rightarrow \chi \rightarrow \text{Ц} \rightarrow \text{Г}$.

Крім того, зі збільшенням кількості мартенситу в литих сталях в цих кристалах з'являється багато мікротріщин, які є ділянками, що полегшують утворення графітних часток, а також кількість цементитних кристалів, що утворюються під час відпуску мартенситу і які графітуються значно більше, ніж у зразках із 25 % мартенситу. Скорочення шляхів дифузійного переносу вуглецю, мабуть, і сприяє більш прискореній графітації сталей з 60...90 % мартенситу.

Аналогічний вплив мартенситу на графітацію литих нікелевих сталей спостерігається і в процесі графітації цих сталей при 850 °С (рис. 2, т. IX–XII).

Зовсім іншу закономірність впливу мартенситу на процес графітації в зразках сталі постійного складу, що були перед відпалом аустенітизовані та оброблені холодом, можна спробувати пояснити також спираючись на дані літературних джерел.

Значне зменшення кількості графіту відпалу в зразках з аустенітною, перед відпалом, структурою в сталях, оброблених холодом, порівняно з аустенітними зразками литих нікелевих сталей (рис. 1, т. I, V; рис. 2, т. IX), цілком закономірне, тому що, по-перше, аустенітизація сталі та витримка її в аустенітній області роблять твердий розчин більш стійким; по-друге, витримка в аустенітній області сприяє зменшенню дефектів як на атомному, так і на макрорівні; по-третє, ступінь перенасичення аустеніту вуглецем у цих зразках менший у зв'язку з меншою кількістю Ni (15 %) в них порівняно з іншими зразками, де Ni – 20 %.

Зменшення кількості графіту відпалу в цих сталях з аустенітною матрицею за підвищення температури графітуючого відпалу (рис. 1, т. V; рис. 2, т. VII) також пов'язане зі зниженням перенасиченості аустеніту вуглецем.

Що ж стосується впливу мартенситної складової на графітацію цих сталей, його можна пояснити спираючись на дані праць [73; 116–124], тобто враховуючи будову мартенситу, а також зниження коефіцієнта дифузії вуглецю в деформованій матриці [73; 117] та взаємодії дефектів кристалічної будови з атомами вуглецю і утворенням при цьому енергетичних бар'єрів, таких, як зони Коттрелла, які збільшують час осілого життя атомів вуглецю на дефектах кристалічної будови.

Так, збільшення кількості графіту, за температури графітації 650 та 850 °С порівняно з аустенітними вихідними структурами (рис. 1, т. V, VI; рис. 2, т. XIII, XIV) в цих сталях із 25 % мартенситу у вихідній, перед відпалом, структурі пов'язане, по-

перше, з тим, що у мартенситі, який був отриманий шляхом обробки сталі холодом, спостерігаються мікротріщини [15], на відміну від литих зразків з тією ж кількістю мартенситу. Наявність мікротріщин полегшує зародження та зростання графіту відпалу, що може бути однією з причин прискорення графітації. Крім того, в зразках із 25 % мартенситу в структурі графіт відпалу зароджується як у ділянках мартенситу, так і в ділянках аустеніту, якого в цих зразках доволі багато. Тому за температури графітуючого відпалу 650 °С перенасиченість аустеніту вуглецем більша, ніж за 850 °С, спостерігаємо і більшу кількість графіту відпалу (рис. 1, т. VI; рис. 2, т. X).

Подальші розбіжності впливу мартенситної складової на графітацію оброблених холодом сталей можна пояснювати виходячи з того, що мартенсит у даному випадку утворюється за більш низьких температур (–39 °С, –90 °С), і тому його субструктура складається більше з двійникованих, а не дислокаційних ділянок [19]. Як уже зазначалось [17], у двійникованому мартенситі сегрегації вуглецю, що утворюються на межах двійників, мають незначну концентрацію і за графітуючого відпалу на їх базі формується характерний для нікелевих сталей відносно стійкий χ -карбід, який потім переходить у цементит, що графітуються. Стійкість χ -карбиду і є одним із факторів, що сповільнюють графітацію. Ще одним фактором, який зменшує швидкість графітації за 650 °С, коли кількість мартенситу збільшується до 60...90 % (рис. 1, т. VII і VIII), є зниження коефіцієнта дифузії вуглецю в загартованій матриці [20], що і може бути ланкою, яка лімітує процес графітації.

Що ж до збільшення графіту відпалу в оброблених холодом сталях за підвищення кількості мартенситу до 60...90 % у випадку графітуючого відпалу за 850 °С (рис. 2, т. XV і XVI), то, як відомо [21], з підвищенням температури відпалу вплив дефектності матриці на рухомість атомів вуглецю слабшає, а за деякої температури (яка залежить від складу сталі) – зовсім зникає. Може навіть спостерігатися збільшення коефіцієнта дифузії вуглецю в деформованій матриці за високих температур [18], що, імовірно, і відбувається у даному випадку.

Висновки

1. Установлено, що гартування нікелевих сталей на мартенсит не завжди прискорює процес графітації. За певної кількості мартенситу та деякої температури відпалу може навіть спостерігатись його уповільнення.
2. На швидкість процесу графітації в нікелевих сталях великий вплив здійснює структура мартенситу.
3. Ефективність впливу гартування на процес графітації в нікелевих сталях зростає з підвищенням температури відпалу.

4. У сталях з аустенітною матрицею швидкість перенасичення твердого розчину вуглецем. процесу графітизації залежить від ступеня

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Материаловедение : учебник для вузов / Под ред. Б. Н. Арзамасова, Г. Г. Мухина. – Москва : Издательство МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2001. – 647 с.
2. Горушкина Л. П. Структура и свойства магниевого чугуна : монография / Л. П. Горушкина. – Харьков : Вища школа, 1980. – 160 с.
3. Hamazaki A. The development of a new graphitized steel rolls for rolling / A. Hamazaki, T. Nishimura, Y. Matsumoto, T. Mukai, T. Kunitake, K. Hirakawa, H. Tagashira // Sumitomo Metals. – Сумитомо киндзоку, 1977. – 29, № 2. – Pp. 277–286.
4. Тодоров Р. А. Графитизированные железоуглеродистые сплавы : монография / Р. А. Тодоров. – Москва : Металлургия, 1981. – 320 с.
5. Графитизированные стали : монография [К. П. Бунин, А. А. Баранов, Э. Н. Погребной]. – Киев : изд-во АН УССР, 1961. – 345 с.
6. Баранов А. А. О зарождении графита при отжиге чугуна и стали / А. А. Баранов, К. П. Бунин, В. И. Мовчан // В кн.: Термодинамика и физическая кинетика структурообразования в стали и чугуне. – Тула : Приокское издательство, 1967. – С. 77–85.
7. Гречный Я. В. Особенности графитизации белого чугуна в атмосфере водорода / Я. В. Гречный, В. И. Шаповалов // Известия вузов. Черная металлургия. – 1971. – № 12. – С. 124–125.
8. Богачев И. Н. Аномальное влияние предварительной закалки на графитизацию никелевых сталей / И. Н. Богачев, С. Б. Рожков // В кн.: Вопросы термодинамики и физической кинетики структурообразования в чугуне и стали. – Тула, 1964. – С. 30–34.
9. Гудремон Э. Специальные стали : монография / Э. Гудремон. – Т. I., 2-е изд. – Москва : Металлургия, 1966. – 736 с.
10. Качанов Н. Н. Прокаливаемость стали / Н. Н. Качанов. – Москва : Металлургия, 1978. – 191 с.
11. Heimrik G. Nickel und Seine Bedeutung für einige wichtige werk / G. Heimrik. – Stoffgruppen-Oberflächentechnik, 1975. – № 11. – Pp. 303–305.
12. Семенова И. О. Влияние структурных особенностей на графитизацию литых никелевых сталей / И. О. Семенова // Металлургия и машиностроение. – 2007. – № 1. – С. 29–30.
13. Семенова И. О. Особенности процесса графитизации в никелевых сталях / И. О. Семенова // МиТОМ. – №1. – 2011. – С. 260–265.
14. Romig A.D. Determination of the Fe-Rich portion of the Fe – Ni – C phase diagram / A.D. Romig, Z.I. Goldstein // Met. Trans. – 1978. – A9. – № 11. – Pp. 1599–1609.
15. Строение чугуна : монография / [К. П. Бунин, Ю. Н. Таран]. – Москва : Металлургия, 1972. – 160 с.
16. Баранов А. А. Исследование процесса выделения графита в твердых растворах никеля и кобальта с углеродом / А. А. Баранов, В. И. Мовчан // В кн.: Кристаллизация и фазовые превращения. – Минск : Наука и техника, 1971. – С. 172–177.
17. Kalish D. On distribution of carbon in martensite / D. Kalish, E.M. Roberts // Met. Trans. – 1971. – Vol. 2. – Pp. 2783–2790.
18. Бокштейн С. З. Диффузия и структура металлов : монография / С. З. Бокштейн. – Москва : Металлургия, 1973. – 208 с.
19. Георгиева И. Я. Об особенностях микроструктуры сталей с аномальной тетрагональностью решетки мартенсита / И. Я. Георгиева // ФММ. – 1975. – Т. 39, № 3. – С. 665–668.
20. Криштал М. А. Диффузионные процессы в железных сплавах : монография / М. А. Криштал. – Москва : Металлургиздат, 1963. – 278 с.
21. Грачев С. В. Влияние температуры закалки на процессы, протекающие при отпуске углеродистой стали / С. В. Грачев, В. А. Кораблев, А. П. Школенко // ФММ. – 1983. – Т. 56, № 6. – С. 1220–1222.

REFERENCES

1. Edited by Arzamasova B.N. and Mukhina G.G. *Materialovedenie: uchebnik dlya vuzov* [Materials science: textbook for universities]. Moscow : Publishing house of MG TU named after N.E. Bauman, 2001, 647 p. (in Russian)
2. Gorushkina L.P. *Struktura i svojstva magnievogo chuguna* [Structure and properties of magnesium cast iron]. Kharkov : High School, 1980, 160 p. (in Russian)
3. Hamazaki Atsushi, Nishimura Toshikazu, Matsumoto Yoshiro, Mukai Tetsuya, Kunitake Tatsuro, Hirakawa Kenji and Tagashira Hajime. The development of a new graphitized steel rolls for rolling. Sumitomo Metals. Sumitomo kinzoku, 1977, 29, no. 2, pp. 277–286.
4. Todorov R.A. *Grafitizirovannye zhelezouglerodistyje splavy* [Graphitized iron-carbonic alloys]. Moscow : Metallurgy, 1981, 320 p. (in Russian)
5. Bunin K.P., Baranov A.A. and Pogrebnoy E.N. *Grafitizirovannye stali* [Graphitized steel]. Kyiv : Publishing house of ANOSR, 1961, 345 p. (in Russian)
6. Baranov A.A., Bunin K.P. and Movchan V.I. *O zarozhdenii grafita pri otzhige chuguna i stali* [About the origin of graphite in the annealing of cast iron and steel]. *Termodinamika i fizicheskaya kinetika strukturoobrazovaniya v stali i chugune* [Thermodynamics and physical kinetics of structure formation in steel and cast iron]. Tula : Prioksk publisher, 1967, pp. 77–85. (in Russian)
7. Greshnyi Yu.V. and Shapovalov V.I. *Osobennosti grafitizacii belogo chuguna v atmosfere vodoroda* [Features of graphitization of white cast iron in a hydrogen atmosphere]. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya* [News of the universities. Black metallurgy]. 1971, no. 12, pp. 124–125. (in Russian)

8. Bogachev I.N. and Rozhkov S.B. *Anomal'noe vliyanie predvaritel'noj zakalki na grafitizaciyu nikel'nykh stalej* [Anomalous effect of preliminary quenching on graphitization of Nickel steels]. *Voprosy termodinamiki i fizicheskoy kinetiki strukturoobrazovaniya v chugune i stali* [Questions of thermodynamics and physical kinetics of structure formation in cast iron and steel]. Tula, 1964, pp.30–34. (in Russian)
9. Gudremon E. *Special'nye stali* [Special steel]. Vol. 1. Moscow : Metallurgy, 1966, 736 p. (in Russian)
10. Kachanov N.N. *Prokalivaemost' stali* [Hardenability of steel]. Moscow : Metallurgy, 1978, 191 p. (in Russian)
11. Heimrik G. Nickel und Seine Bedeutung für einige wichtige werk. Stoffgruppen-Oberflächentechnik, 1975, 52, no. 11, pp. 303–305.
12. Semenova I.O. *Vliyanie strukturnykh osobennostej na grafitizaciyu litykh nikel'nykh stalej* [Influence of structural features on the graphitization of cast Nickel steels]. *Metallurgiya i mashinostroenie* [Metallurgy of machinery building]. No. 1, Moscow, 2007, pp. 29–30. (in Russian)
13. Semenova I.O. *Osobennosti processa grafitizacii v nikel'nykh stalyah* [Features of the process of Nickel graphitization in steels]. *MiTOM* [MS&TTM]. No. 1, 2011, pp. 260–265. (in Russian)
14. Romig A.D. and Goldstein Z.I. Determination of the Fe-Rich portion of the Fe – Ni – C phase diagram. *Met. Trans.*, 1978, A9, no. 11, pp. 1599–1609.
15. Bunin K.P. and Taran Yu.N. *Stroenie chuguna* [The structure of cast iron]. Moscow : Metallurgy, 1972, 160 p. (in Russian)
16. Baranov A.A. and Movchan V.I. *Issledovanie processa vydeleniya grafita v tverdykh rastvorah nikelyai kobal'ta s uglerodom* [Research of process of separating graphite in solid solutions of Nickel and cobalt with carbon]. *Kristallizaciya i fazovye prevrascheniya* [Crystallization and phase transformation]. Minsk : Science and technology, 1971, pp. 172–177. (in Russian)
17. Kalish D. and Roberts E.M. On distribution of carbon in martensit. *Met. Trans.*, 1971, vol. 2, pp. 2783–2790.
18. Bokshstein S.Z. *Diffuziya i struktura metallov* [Diffusion and structure of metals]. Moscow : Metallurgy, 1973, 208 p. (in Russian)
19. Georgiev I.Yu. *Ob osobennostyakh mikrostruktury stalej s anomal'noj tetragonal'nost'yu reshetki martensita* [On the microstructure of steels with abnormal tetragonality lattice of martensite]. *FMM* [FMM]. 1975, vol. 39, no. 3. pp. 665–668. (in Russian)
20. Krishtal M.A. *Diffuzionnye processy v zheleznykh splavah* [Diffusion processes in iron alloys]. Moscow : Metallurgizdat, 1963, 278 p. (in Russian)
21. Grachev S.V., Korablev V.A. and Shumsky A.P. *Vliyanie temperatury zakalki na processy, protekayuschie pri otpuske uglerodistoj stali* [Influence of quenching temperature on the processes occurring during tempering of carbon steel]. *FMM* [FMM]. 1983, vol. 56, no. 6, pp. 1220–1222. (in Russian)

Стаття рекомендована до публікації д-ром техн. наук, проф. Т. М. Мироновою (Україна), д-ром техн. наук, проф. В. Ю. Карповим (Україна).

Надійшла до редколегії 17.03.2017

Прийнята до друку 25.03.2017