

УДК 620.186

REGULARITIES OF SPHEROIDIZATION OF CARBIDES IN HIGH-SPEED STEELS DURING ANNEALING**ЗАКОНОМІРНОСТІ СФЕРОЇДИЗАЦІЇ КАРБІДІВ ШВИДКОРІЗАЛЬНИХ СТАЛЕЙ В ПРОЦЕСІ ВІДПАЛУ****Movchan O.V. / Мовчан О.В.***c.t.s., as.prof. / к.т.н., доц.*

ORCID: 0000-0003-1613-7784

Chornoivanenko K.O. / Чорноіваненко К.О.*c.t.s., as.prof. / к.т.н., доц.*

ORCID: 0000-0003-1613-7784

*Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Lazaryana 2, 49010
Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро, Лазаряна 2, 49010*

Анотація. Мета. Встановлення закономірностей зміни структури швидкорізальної листової сталі Р9 в залежності від параметрів відпалу. Встановлення закономірностей процесів сфероїдизації та коалесценції дослідної сталі в процесі відпалу. Визначення механізмів процесів сфероїдизації та коалесценції дослідної сталі в процесі відпалу при різних параметрах.

Методика. Дослідження проводилися в лабораторних умовах шляхом відпалу зразків заданого хімічного складу при різних параметрах. Фазові та структурні перетворення, що виникають при обробці, вивчали з використанням методів оптичної металографії.

Результати. Досліджено структурні зміни при високотемпературному відпалі листової сталі Р9 з метою усунення характерної карбідної неоднорідності. Встановлено закономірності формування структури при різних температурних параметрах та тривалості. Вивчено механізм процесу сфероїдизації та коалесценції у процесі відпалу. Визначено, що сфероїдизація та коалесценція в процесі відпалу призводить до збільшення ступеня легуваності твердого розчину, що призводить до покращення теплостійкості швидкорізального інструменту.

Наукова новизна. В роботі показана можливість повного усунення карбідної неоднорідності листової швидкоріжучої сталі, використовуючи двоступеневий відпал.

Практична цінність. Показана можливість отримання листового швидкорізального інструменту з якісно вищим рівнем властивостей в поєднанні зі зниженням енергетичних ресурсів.

Ключові слова: сфероїдизація, коалесценція, карбідна неоднорідність, високотемпературний відпал, швидкорізальний інструмент

Вступ. Традиційна технологія виробництва швидкорізального інструменту, що основана на литті та гарячій деформації злитків має ряд відомих недоліків, до яких можна віднести карбідну неоднорідність та низький коефіцієнт використання матеріалу [1, 2].

Зниження карбідної неоднорідності призводить до значного збільшення стійкості та продуктивності швидкорізального інструменту. Карбідну неоднорідність можна знизити за допомогою охолодження при кристалізації, подрібнюючи литу структуру [3], використовуючи модифікування [4, 5], механічну та ультразвукову вібрацію [6], використовуючи складні об'ємні схеми деформування [7]. Авторами [8, 9] визначено, що розподіл евтектичних карбідів стає більш рівномірним, якщо пластична деформація злитка проходить після високотемпературного відпалу.



З метою подрібнення евтектичних карбідів та отримання рівномірного їх розподілу зливки швидкорізальної сталі відпалюють, проковують на пресах, прокатують на сортових станах. Для отримання листа із сталі Р9 нагріті до 1000...1050 °С зливки прокатують за 5...11 проходів до мінімальної товщини 1,4...1,7 мм. Прокатка проводиться з одним або двома проміжними нагріваннями. Після охолодження листів у стопі вони зазнають звичайного відпалу – нагрівання 12 годин та 6 годин, витримка при 880 °С або ізотермічний відпал – 2-годинна витримка при 880 °С і охолодження з піччю до 740...750 °С, витримка 4 години і охолодження на повітрі або у воді.

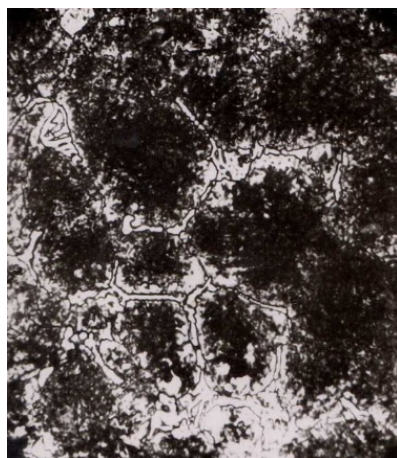
Для отримання листів мінімальної товщини 1,2...0,8 мм застосовується холодна прокатка. Потрібна товщина листа досягається холодною прокаткою за 5...8 проходів. Потім проводиться відпал листів за режимом: нагрівання до 720 °С, витримка 6 годин і повільне охолодження з піччю.

З викладеного вище видно, що виробництво тонколистової сталі марки Р9 за існуючою технологією є виключно трудомістким та малопродуктивним процесом. Тому неодноразово виникала необхідність розробити карбідну сітку лише відпалом, минаючи багаторазову прокатку. Для цього було запропоновано застосувати високотемпературний швидкісний відпал.

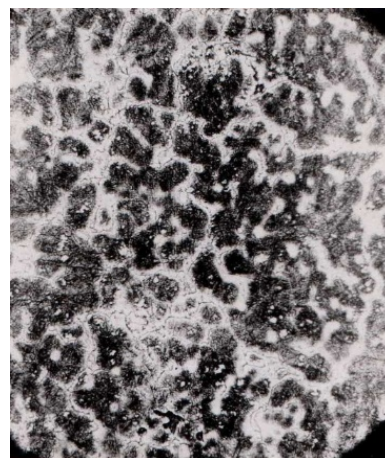
Матеріал і методика досліджень. Матеріалом для досліджень послужили зразки сталі Р9 наступного хімічного складу: 0,92% С, 9,2% W, 4,1% Cr, 2,4% V, 0,6% Mo, 0,2% Co, 0,2% Mn, 0,1% Si, 0,15% Ni, 0,01% S, 0,013% P, залишок Fe. Високотемпературний відпал зразків здійснювався при температурах 950 °С, 1000 °С, 1100 °С, 1200 °С і 1250 °С з витримками 25, 50, 75 і 100 хвилин.

Структурні перетворення, що відбуваються під час обробки, вивчали з використанням методів оптичної металографії.

Результати досліджень та їх обговорення. Структура сталі Р9 після формування листа складається з первинних дендритів аустеніту, неоднорідних за величиною, частково перетворених на мартенсит і троостит, а також тонкої карбідної або ледебуритної сітки в проміжках між ними (рисунки 1 а, б), твердість складала 500 НВ.



а



б

Рисунок 1 – Мікроструктура зразків у початковому стані: а – $\times 900$, б – $\times 500$



У всіх зразках металографічно виявлено характерну для литої структури неоднорідність по товщині листа. Від поверхні вглиб листа поширюються зони з транскристалітною будовою. Між зонами з транскристалітною будовою виявляється зона рівновісних кристалів. Розташована між первинними дендритами аустеніту сітка карбідів біля поверхні листа успадковує транскристалітну будову. У середині листа у зоні рівновісних кристалів спрямована орієнтація відсутня.

Структура, що була отримана після формування листів, характеризується більш дрібнозернистою будовою і рівномірним розподілом карбідів, ніж у злитку.

Мікроструктури зразків, відпалених при 950 °С, представлені на рисунках 2 а, б, свідчать про те, що металева матриця являє собою дендрити аустеніту, що частково перетворився на мартенсит; карбідна складова розташовується в міждендритних ділянках.

Ізотермічна витримка при температурі 950 °С сприяє частковому розчиненню карбідів. Евтектична сітка дещо потоншується і розривається (рисунок 2 а). Збільшення витримки при високотемпературному відпалі від 25 до 100 хвилин не дає помітних змін структури (рисунок 2 б). Тризонна будова із зоною стовпчастих кристалів зберігається. В результаті деякого розчинення карбідної складової ступінь легованого твердого розчину підвищується.

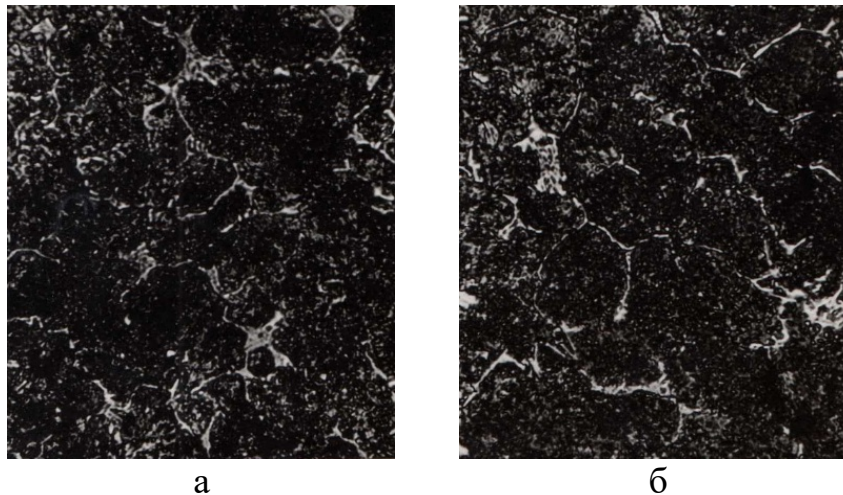


Рисунок 2 – Мікроструктура зразків, відпалені при температурі 950 °С:
а – протягом 50 хв; б – протягом 100 хв; ×900

Відпал при температурі 1000 °С з витримками від 25 до 100 хвилин також викликає часткове розчинення сітки евтектичних карбідів, які дещо сфероїдизуються, але характер їхнього розташування в зоні рівновісних кристалів зберігається (рисунок 3).

Відпал при температурі 1000 °С не знищує стовпчастості. Карбідна складова займає міждендритні ділянки, наслідуючи їх спрямоване розташування у транскристалітних зонах. В результаті високотемпературного відпалу при 1100 °С кількість евтектичних карбідів зменшується, але вони потовщуються (рисунок 3 б).



Збільшення температури відпалу до 1200 °С призводить до подальшого дроблення сітки евтектичних карбідів та їх розчинення, внаслідок чого концентрація легуючих елементів у твердому розчині підвищується.

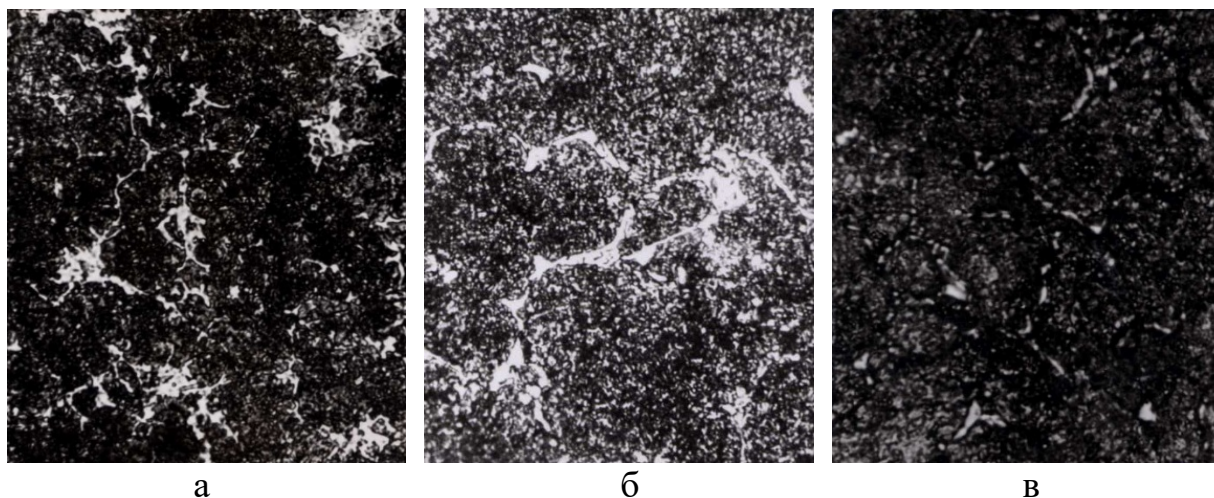


Рисунок 3 – Мікроструктура відпалених зразків: а – при температурі 1000 °С протягом 75 хв, б – при температурі 1100 °С протягом 50 хв, в – при температурі 1200 °С протягом 50 хв; $\times 900$

Відпал при температурі 1200 °С сприяє подальшій сфероїдизації карбідів. Місцями вони розташовуються у вигляді ланцюжків за межами колишніх аустенітних зерен, місцями евтектичних карбідів взагалі немає (рисунок 3 в). Така картина спостерігається при всіх ізотермічних витримках, починаючи від 25 хвилин і закінчуючи 100 хвилинами.

Найцікавіші результати отримані після відпалу при температурі 1250 °С. Ретельне мікродослідження зразків, що пройшли відпал протягом 25...100 хвилин, свідчить про повне завершення процесу сфероїдизації. На жодному із зразків не було виявлено залишків карбідної сітки. Евтектичні карбіди набули форми рівновісних дрібних кристалів, що рівномірно розташовуються в обсязі всього сплаву (рисунок 4). Одночасно зі сфероїдизацією відбувається і коалесценція карбідів та їх розчинення у твердому розчині, що призводить до підвищення ступеня його легуваності.

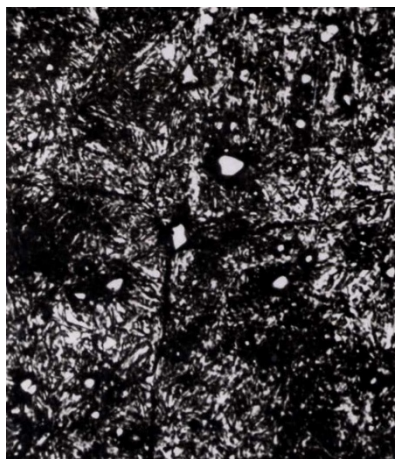


Рисунок 4 – Мікроструктура зразка, відпаленого при температурі 1250 °С протягом 25 хв; $\times 900$



Швидкорізальна сталь належить до самозагартовуваних сталей. При охолодженні від високих температур на повітрі вона набуває високої твердості (356...215 НВ). Така сталь має низьку пластичність. У зв'язку з цим усі зразки після високотемпературного відпалу піддавали низькотемпературному відпалу при температурі 750 °С. Накладення низькотемпературного відпалу від 10 до 25 годин сприяє ще більшому розвитку сфероїдації евтектичних карбідів та їх подальшій коалесценції, а також сфероїдації та коалесценції евтектоїдних карбідів. (рисунки 5 а, б, в; 6 а, б, в і 7 а, б, в).

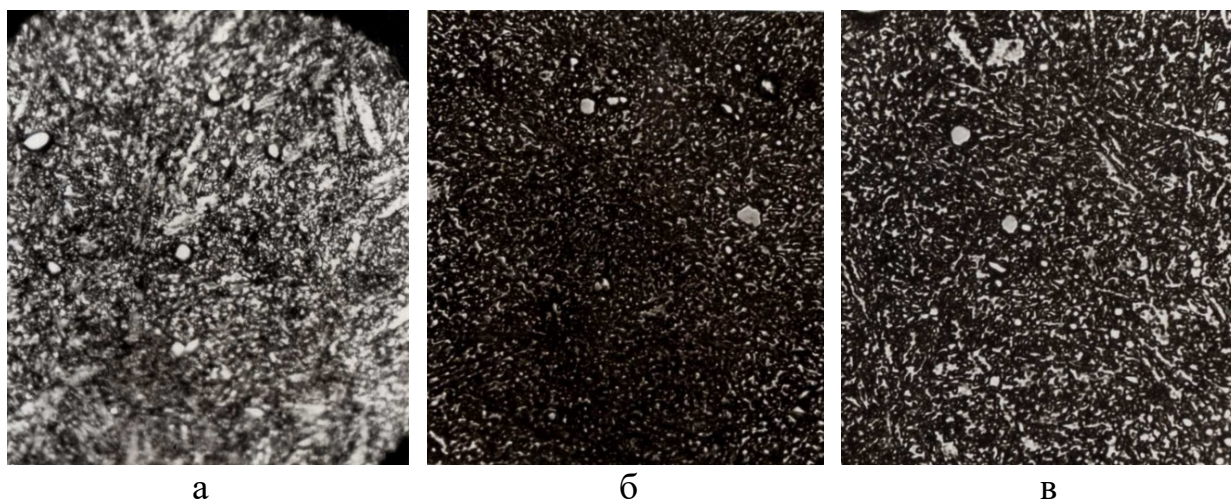


Рисунок 5 – Мікроструктура зразка, відпаленого при температурі 1250 °С протягом 25 хв з наступним низькотемпературним відпалом при температурі 750 °С:

а – протягом 10 год, б – протягом 15 год, в – протягом 25 год; ×900

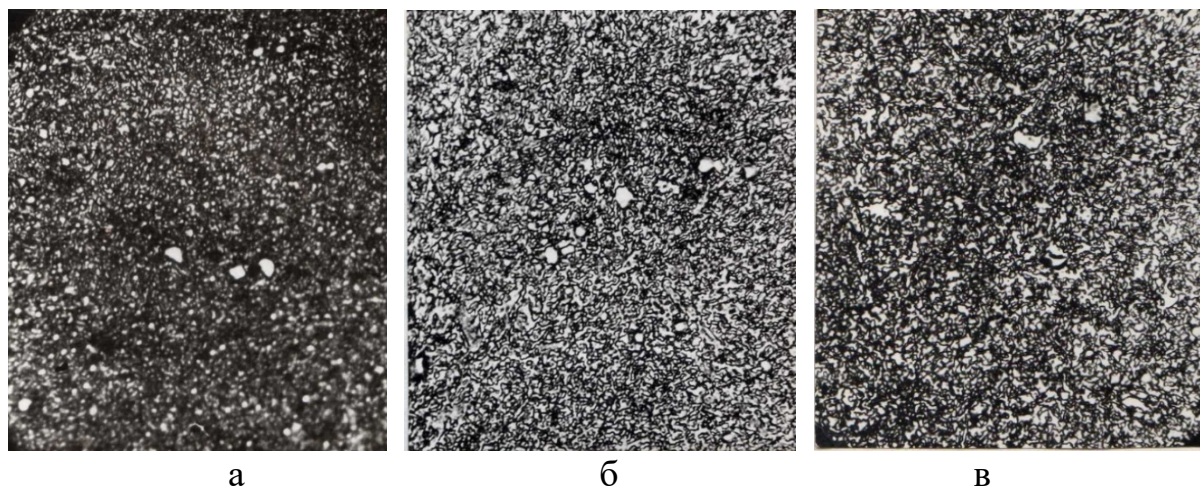


Рисунок 6 – Мікроструктура зразка, відпаленого при температурі 1250 °С протягом 50 хв з наступним низькотемпературним відпалом при температурі 750 °С:

а – протягом 10 год, б – протягом 15 год, в – протягом 25 год; ×900

Таким чином, відпал при температурах 1250 °С + 750 °С з різними витримками призводить до отримання структури сталі з рівномірним розподілом карбідів. Евтектичні карбіди у вигляді дрібних рівновісних



кристалів рівномірно розподілені в обсязі всіх зразків, нагадуючи зоряне небо (рисунок 8 а). Для порівняння наведено структуру сталі Р9, виготовленої за традиційною технологією (рисунок 8 б).

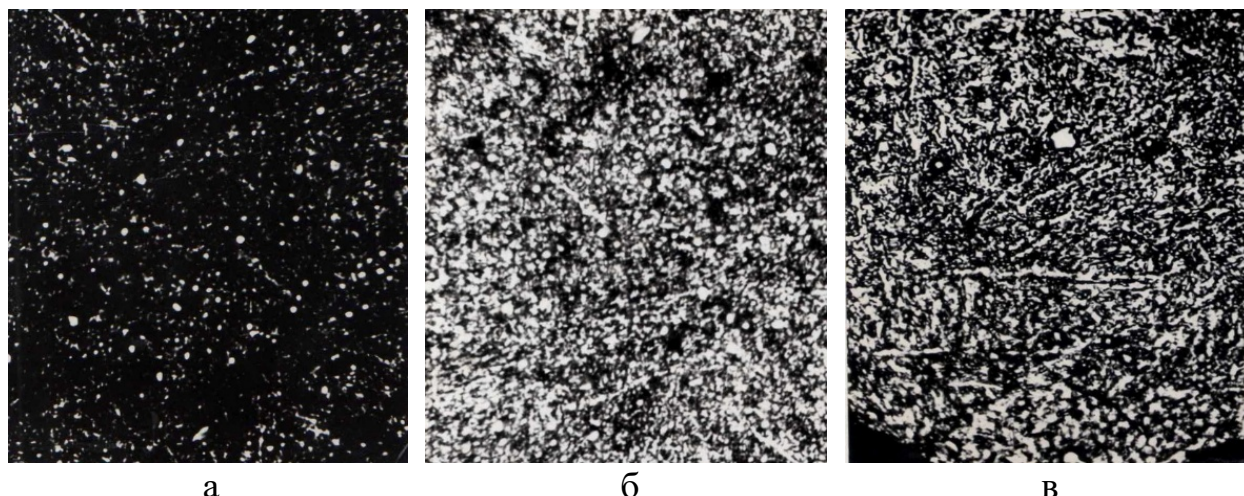


Рисунок 7 – Мікроструктура зразка, відпаленого при температурі 1250 °С протягом 100 хв з наступним низькотемпературним відпалом при температурі 750 °С:
а – протягом 10 год, б – протягом 15 год, в – протягом 25 год; ×900

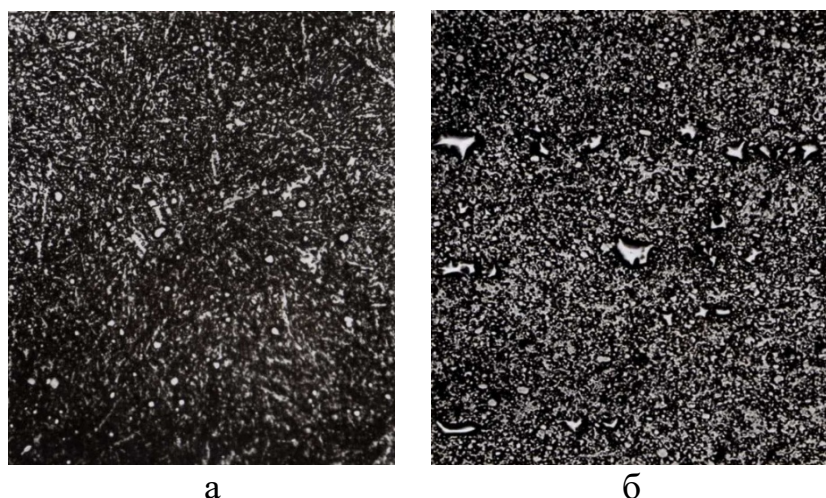


Рисунок 8 – Мікроструктура сталі Р9: *а – лита структура після відпалу при температурі 1250 °С протягом 25 хв + 750 °С 20 год, ×500; б – отримана за стандартною технологією, ×600*

Таке зіставлення призводить до висновку, що в дослідних зразках карбіди значно дрібніші, однорідніші за величиною, мають більш рівновісну форму і більш рівномірно розподілені в матриці.

Розглянемо більш детально процес сфероїдизації карбідів. Сплав, в якому кристали карбідної фази мають вигляд пластин, має, внаслідок великої міжфазової поверхні, підвищену вільну енергію. Якщо температура сплаву досить висока, то пластини поступово перетворюються на рівновісні включення. Незначна сфероїдизація, як вказувалося, спостерігається вже після відпалу при 950 °С (рисунок 2). Швидкість сфероїдизації збільшується з



підвищенням температури зазвичай настільки ж, як і швидкість дифузії компонентів у сплаві. З одного витягнутого включення може утворитися одне рівноважне включення, але може відбуватися поділ пластини на кілька частин, що спостерігається в зоні рівноважних і стовпчастих кристалів (рисунок 3).

Якщо в твердому розчині є нерівноважне включення карбідної фази, то кривизна міжфазової поверхні буде неоднаковою. Ця різниця кривизни міжфазової поверхні призводить до хімічної неоднорідності твердого розчину. Концентрація вуглецю та легуючих елементів у вістря пластини більша, ніж у плоскій границі розділу. Створюється перепад концентрацій. Досить тривала ізотермічна витримка при високих температурах призводить до дифузійного перенесення атомів вуглецю та легуючих елементів від вістря до плоскої границі. При цьому біля плоскої границі розчин збагачується вуглецем і легуючими елементами і стає пересиченим. В результаті ділянки з більшою кривизною поверхні розчинятимуться в ненасиченому розчині, а ділянки з меншою кривизною – зростатимуть за рахунок виділення карбідної фази з пересиченого твердого розчину.

У реальних пластинчастих кристалах є безліч місцевих дефектів (скупчення домішок, внутрішні напруги, мікротріщини і т.п.), які можуть збільшити розчинність окремих ділянок кристала, що і призводить до поділу його на окремі частини. Тобто сфероїдизація призводить до дроблення сітки евтектичних карбідів на окремі пластини і перетворення їх у рівноважні кристали округлої форми.

Підвищення температури від 950 до 1250 °C зі збільшенням часу витримки викликає прискорення сфероїдизації і, якщо при температурах 950, 1000 і 1100 °C незалежно від часу витримки спостерігається ледь помітна сфероїдизація (рисунок 2, 3), то при 1250 °C процес сфероїдизації повністю завершується за 25 хвилин витримки (рисунок 4).

Для реалізації процесу коалесценції необхідна неоднорідність у розмірах карбідної фази. Наявність карбідних частинок різної величини призводить до того, що твердий розчин, пересичений великими частинками, є ненасиченим дрібними. Внаслідок цього дрібні, до того ж ще термодинамічно менш стійкі карбідні частинки розчиняються. Створюється концентраційний градієнт, виникає дифузійний потік атомів від місць із більшою концентрацією (дрібні частки) до місць із меншою концентрацією (великі частки).

З аналізу експериментальних даних, процес коалесценції після відпалу при 950 і 1000 °C не спостерігається. В результаті високотемпературного відпалу при 1100 °C, як зазначалося вище, число евтектичних карбідів зменшується, вони потовщуються (рисунок 3 б), що може бути пояснено перебігом процесу коалесценції.

Підвищення температури сильно прискорює дифузію, отже, і коалесценцію, як дифузійний процес. Тому високотемпературний відпал при 1250 °C призводить до формування мікроструктур, наведених на рисунках 5...7.

Таким чином, «розсіпання» сітки евтектичних карбідів і отримання в кінцевому рахунку рівноважних кристалів карбідної фази, кількість якої значно зменшилася в порівнянні з вихідною, пояснюється паралельними процесами:



сфероїдизацією, розчиненням і коалесценцією.

Низькотемпературний відпал призводить до зниження твердості 195...220 НВ. Зниження твердості слід пов'язувати головним чином зі сфероїдизацією та коалесценцією евтектоїдних карбідів, а також з подальшою сфероїдизацією та коалесценцією евтектичних карбідів.

У феритно-карбідній масі, що формується в процесі розпаду аустеніту, карбідна фаза диспергована у вигляді найтонших пластинчастих кристалів, когерентно пов'язаних з решіткою твердого розчину, що призводить до великих пружних викривлень решітки. Така суміш має максимальну твердість.

Коли евтектоїдних карбідів багато і вони дрібні, то навколо них виникає викривлення кристалічної решітки, що перешкоджає руху дислокацій і сталь набуває високу твердість, навіть коли карбіди мають форму рівновісних кристалів.

При малій кількості карбідних включень пластична деформація розвивається відносно безперешкодно, і властивості матеріалу характеризуються невисокою твердістю. Тобто процес коалесценції знижує твердість. Зі збільшенням витримки низькотемпературного відпалу ступінь коалесценції евтектоїдних карбідів підвищується, а також здійснюється подальша коалесценція евтектичних карбідів (рисунок 7).

В результаті високотемпературного відпалу при 1250 °С з витримками при температурі 750 °С протягом від 10 до 25 годин отримані мікроструктури сталі Р9 (рисунки 5...7, 8 а) з рівномірним розподілом рівновісних карбідів округлої форми, причому в дослідних зразках карбіди значно дрібніше, однорідніші за величиною, мають більш округлу форму і рівномірніше розподілені в матриці, ніж в сталі, отриманої за існуючою промисловою технологією (рисунок 8 б).

Висновки. Проаналізовано структурні перетворення, що відбуваються в процесі високотемпературного відпалу при температурах 950 °С, 1000 °С, 1100 °С, 1200 °С і 1250 °С з витримками 25, 50, 75 і 100 хвилин.

Високотемпературний відпал при температурі 950 °С сприяє частковому розчиненню евтектичних карбідів. Збільшення витримки до 100 хвилин не дає помітних структурних змін. Відпал при температурі 1000 °С також викликає часткове розчинення сітки евтектичних карбідів в процесі сфероїдизації. Збільшення температури відпалу до 1200 °С призводить до подальшого дроблення сітки евтектичних карбідів та їх розчинення. Відпал при температурі 1250 °С призводить до повного усунення карбідної неоднорідності.

Наступний низькотемпературний відпал при температурі 750 °С сприяє ще більшому розвитку сфероїдизації карбідів та їх подальшої коалесценції. Відпал при температурах 1250 °С + 750 °С призводить до отримання структури сталі з рівномірним розподілом карбідів.

Рушійною силою сфероїдизації є градієнт концентрації легуючих компонентів на вістрії та плоскій границі карбідних включень. Біля плоскої границі розчин збагачується вуглецем і легуючими елементами стає пересиченим. Ділянки з більшою кривизною поверхні розчинятимуться в ненасиченому розчині, а ділянки з меншою кривизною – зростатимуть за рахунок виділення карбідної фази з пересиченого твердого розчину.



Відпал, що викликає сфероїзацію та розчинення карбідів, призводить до збільшення ступеня легованості твердого розчину, що також має поліпшити теплостійкість швидкорізального інструменту.

Література:

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали // Москва: Металлургия, 1975. – 584 с.
2. Ревис И.А., Лебедев Т.А. Структура и свойства литого режущего инструмента // Ленинград: Машиностроение, 1972. – 128 с.
3. Fredriksson H. The mechanism of the peritectic reaction in iron-base alloys // Metal Science. – 1976. – Vol. 10. – P. 77-86.
4. Таран Ю.Н., Нижниковская П.Ф., Снаговский Л.М. Эвтектика в вольфраммолибденовой быстрорежущей стали // МиТОМ. – 1979. – №10. – С. 46-49.
5. Чаус А.С. Использование модификаторов на базе РЗМ для улучшения структуры и свойств литых вольфраммолибденовых быстрорежущих сталей // МиТОМ. – 2004. – №10. – С. 12-17.
6. Халлач И.С., Гончаров В.М. Влияние частоты следования импульсов при лучевой обработке на стойкость инструмента из быстрорежущей стали // Новые материалы и технологии термической обработки металлов. – Киев, 1985. – С. 31-32.
7. Гегузин Я.Е. Диффузионная зона // Москва: Наука, 1979. – 344 с.
8. Мошкевич Л.Д., Курасов А.Н., Евлампиева Н.Е. Изменение состава и строения эвтектических карбидов при нагреве быстрорежущих сталей // МиТОМ. – 1979. – №6. – С. 41-44.
9. Таран Ю.Н., Нижниковская П.Ф., Гришина О.Н., Демченко Г.Ф. Карбидное превращение в литой стали Р6М5 при высокотемпературной обработке // МиТОМ. – 1976. – №11. – С. 37-40.

Abstract. Purpose. Establishing patterns of changes in the structure of the high-speed sheet steel depending on the annealing parameters. Establishing regularities of the processes of spheroidization and coalescence of the research steel in the annealing process. Determination of the mechanisms of spheroidization and coalescence of research steel during annealing at different parameters.

Methodology. The study was carried out in laboratory conditions by annealing of samples of a given chemical composition at various parameters. The phase and structural transformations that occur during processing were studied using optical metallography.

Findings. Structural changes during high-temperature annealing of sheet steel P9 were studied in order to eliminate the characteristic carbide heterogeneity. The regularities of the formation of the structure under different temperature parameters and duration have been established. The mechanism of the spheroidization and coalescence processes during the annealing was studied. It was determined that the spheroidization and dissolution of carbides in the process of high-temperature annealing leads to an increase in the degree of alloying of the solid solution, which leads to an improvement in the heat resistance of the high-speed cutting tool.

Scientific novelty. The possibility of complete elimination of carbide inhomogeneity of sheet high-speed steel using two-stage annealing has been shown.

Originality. The possibility of obtaining a sheet high-speed cutting tool with a qualitatively higher level of properties in combination with a reduction in energy resources has



been shown.

Key words: *spheroidization, coalescence, carbide heterogeneity, high-temperature annealing, high-speed cutting tool*

Стаття відправлена: 15.02.2023 р.
© Чорноіваненко К.О.