

Фазово-структурні перетворення сталі 150Г7Т при охолодженні

С. В. Бобирь, доктор технічних наук

М. Ф. Євсюков, кандидат технічних наук

Г. В. Сніжної*, кандидат фізико-математичних наук

Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, Дніпропетровськ
*Запорізький національний технічний університет, Запоріжжя

Досліджено фазово-структурні перетворення у зносостійкій марганцевистій сталі 150Г7Т при охолодженні з утворенням фаз голчастої морфології та дисперсних вторинних карбідів, побудовано її термокінетичну діаграму.

Для виготовлення зносостійких виливків широко використовуються сплави системи Fe – C – Mn і Fe – C – Mn – Ti [1 – 6].

У зв'язку з цим метою роботи є дослідження фазово-структурних перетворень при охолодженні в марганцевистій сталі 150Г7Т (таблиця) та побудова її повної термокінетичної діаграми.

Хімічний склад марганцевистої сталі

Вміст елементів, % (по масі)							
C	S	P	Cr	Ni	Si	Mn	Ti
1,50	0,024	0,15	0,53	0,34	0,81	6,97	0,08

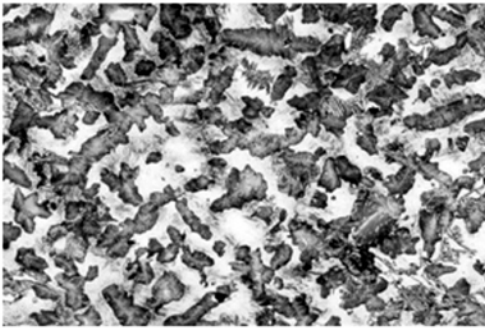
Для досліджень відливали циліндричні зразки діаметром 30 мм.

Структуру сталі сплаву (вихідну – литу і після термічної обробки, що включає аустенізацію литих зразків при температурі 900 °С протягом 20 хв із наступним охолодженням) аналізували на мікроскопах Neophot-2 і Axiovert 200 M Mat при збільшеннях 100 – 1000 крат. Фазовий склад зразків визначали рентгеноструктурним методом на установці ДРОН-4-07 у монохроматизованому Cu K_α-випромінюванні. Мікротвердість структурних складових сталі визначали за допомогою приладу ПМТ-3 за ДСТ 9450-76 (навантаження – 50 г). Твердість зразків у литому і термообробленому стані визначали методом Роквелла. Кінетику перетворення аустеніту в дослідній сталі (зразки розміром 3x3x30 мм) у процесі охолодження від температури аустенізації 900 °С вивчали за допомогою дилатометра МД-83. Структуроутворення дослідної сталі у твердому стані визначалося кристалохімічною природою компонентів і фаз, типом і ступенем завершеності фазових перетворень на стадії кристалізації.

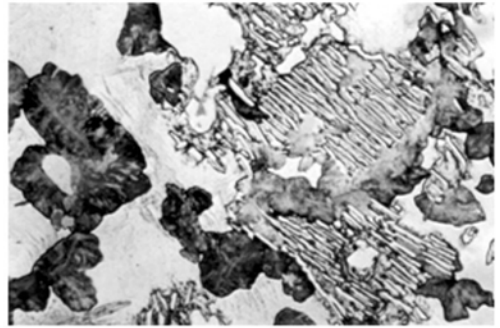
Кристалізація дослідної сталі починалася з виділення дендритів первинного аустеніту і завершувалася формуванням невеликої (5 – 8 %)

Фазові перетворення

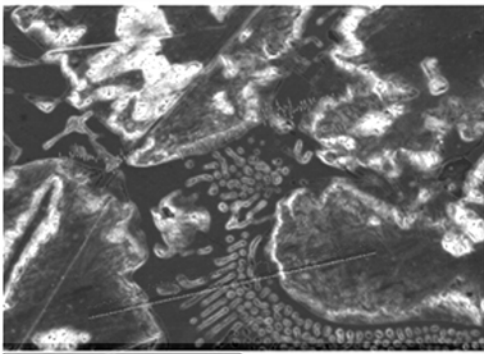
кількості евтектичних карбідів у проміжках дендритів (рис. 1, 2). Методом рентгеноструктурного аналізу ці карбіди ідентифіковані як легований цементит Me_3C . Частина карбідів виділялась у вигляді перлітоподібних колоній аустеніт – карбід (рис. 1 б). В марганцевистих сплавах розвиток таких колоній відбувається в результаті переривчастого розпаду аустеніту та кооперативного росту пластин аустеніту та цементиту за реакцією [7]: $\gamma \rightarrow \gamma' + Me_3C$.



а

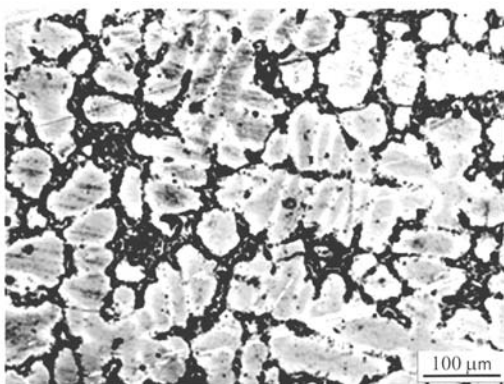


б

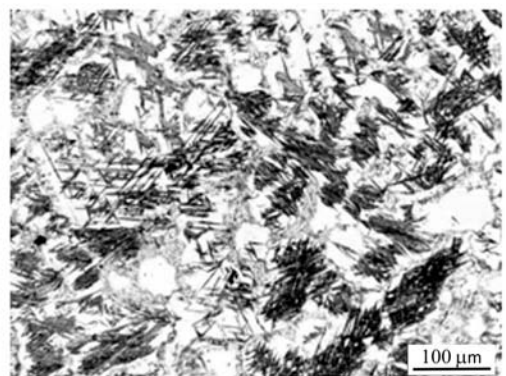


в

Рис. 1. Структура зливок зі сталі 150Г7Т (а – б), в – структура аналізованої ділянки. а – х 100; б – х 500.



а



б

Рис. 2. Структура сталі 150Г7Т після гартування від температури 900 °С (а) та наступного охолодження до –80 °С (б).

Фазові перетворення

Рідина, що залишилась в міждендритних проміжках наприкінці кристалізації, збагачувалась вуглецем та марганцем, спричиняючи стабілізацію аустеніту в цих ділянках (рис. 1 в). У процесі наступного охолодження виливків у центральних ділянках дендритів, збіднених вуглецем і марганцем, розпад переохолодженого аустеніту здійснювався за дифузійним механізмом. Присутність перліту в колоніях переривчастого розпаду також є наслідком евтектоїдного розпаду аустеніту, що раніше був присутній в аустеніто-цементитних колоніях (рис. 1 б). При нагріванні зразків до температури 900 °С в об'ємі сталі відбувається аустенізація та сфероїдизація вторинного та евтектоїдного цементиту. Наступне гартування у воді зберігає аустенітно-карбідну структуру сталі 150Г7Т (рис. 2 а), проте подальше охолодження цієї сталі до температури нижче кімнатної призводить до утворення мартенситу (рис. 2 б).

Надалі зразки сталі 150Г7Т нагрівали до температури аустенізації 900 °С, та охолоджували з різною швидкістю до кімнатної температури у дилатометрі МД-83. На основі отриманих результатів побудована термодинамічна діаграма перетворення аустеніту в сталі 150Г7Т (рис. 3).

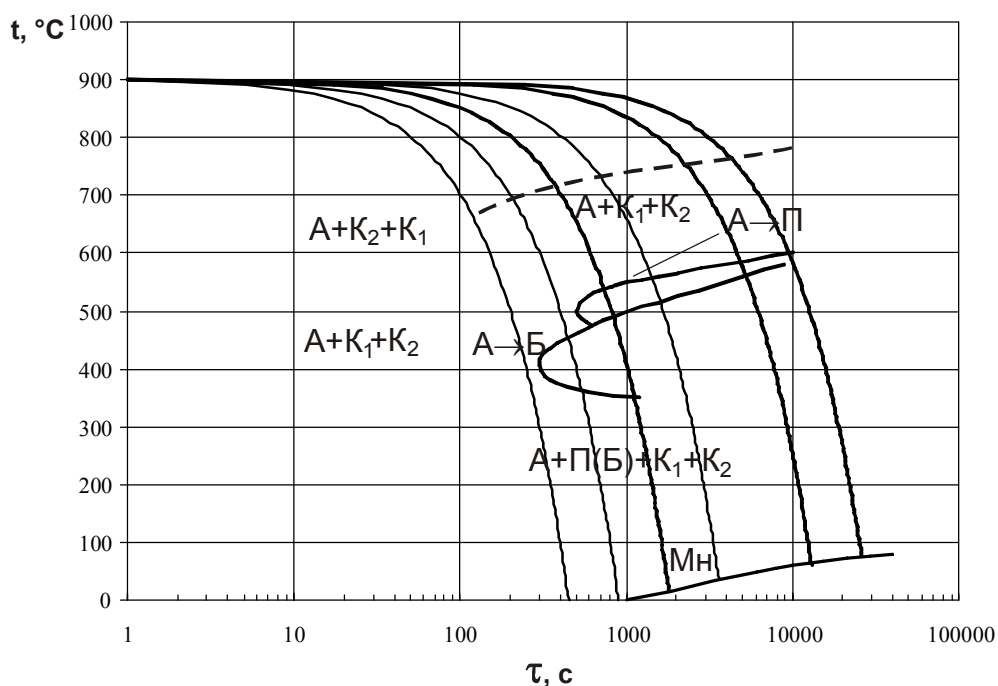


Рис. 3. Термодинамічна діаграма перетворення аустеніту в сталі 150Г7Т.

В заевтектоїдній сталі 150Г7Т при охолодженні спочатку відбувається виділення вторинних карбідів, позначене на діаграмі штриховою лінією. При швидкому охолодженні вторинні карбіди можуть виділятися у вигляді відманштеттових карбідів [8].

При охолодженні від температури аустенізації 900 °С зі швидкістю охолодження 0,25 – 0,50 °С/с фазово-структурні перетворення відбувалися в інтервалі температур 560 – 500 °С. Сформовані при охолодженні від 900 °С

продукти розпаду аустеніту представлені темно-травимим евтектоїдом та великою кількістю дрібних вторинних карбідів (рис. 4 а).

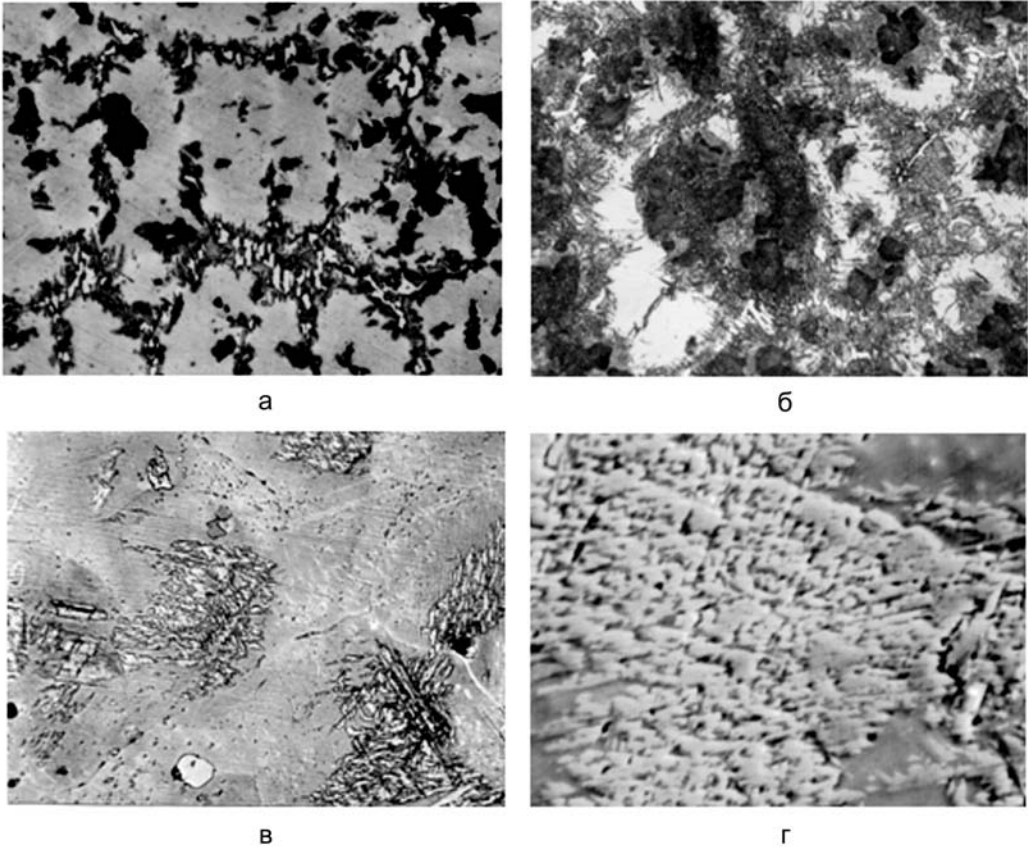


Рис. 4. Структура сталі 150Г7Т, охолодженої з різною швидкістю. а – 0,5 °С/с, б – 0,035 °С/с, в, г – 1,0 °С/с. а, б – х 500, в – х 800, г – х 3400.

При швидкості охолодження 0,035 – 0,070 °С/с спочатку утворювалась значна кількість евтектоїдних структурних складових. Потім в центральній зоні дендритних галузей, незважаючи на досить повільне охолодження виливків, відбувалося мартенситне перетворення γ -фази, про що свідчить голчаста морфологія продуктів розпаду γ -фази в цих зонах (рис. 4 б).

Таким чином, дифузійні процеси при $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворенні, перш за все, перерозподіл вуглецю та марганцю, призводили до дестабілізації залишкового аустеніту та точки його мартенситного перетворення вище 20 °С. Подібні результати були також отримані при охолодженні після кристалізації заевтектоїдних сталей в роботі [9].

В результаті охолодження зі швидкістю 0,8 – 1,0 °С/с марганцевиста сталь мала композитну структуру з матричною γ -фазою, значною кількістю (до 20 %) ділянок іншої структурної складової та великою кількістю дисперсних вторинних карбідів (рис. 4 в).

Мікротвердість аустеніту складала 3530 МПа, мікротвердість внутрішньо-дендритних виділень іншої структурної складової – 6220 МПа. Сталь містила значну кількість дисперсних карбідних включень (рис. 4 в, г).

У гілках дендритів, збіднених вуглецем та марганцем, відбувалося часткове перетворення аустеніту з утворенням колоній іншої структурної складової (рис. 4 г).

Була розглянута гіпотеза про наявність у цих ділянках виділень гексагональної ϵ -фази, що може утворюватись у високомарганцевих сплавах [10, 11]. Однак рентгенівський фазовий аналіз не підтвердив цієї гіпотези.

У процесі охолодження з γ -фази спочатку виділявся вторинний цементит у вигляді відманштеттових карбідів.

При наступному охолодженні у гілках дендритів, збіднених вуглецем та марганцем, утворювалась орієнтована структура з видовжених частинок стабілізованої α -фази та відманштеттового цементиту, що перетинались під визначеними кутами (рис. 4 г). В роботі [8] були встановлені орієнтаційні співвідношення Багаряцького між відманштеттовими карбідами та α -фазою марганцевистої сталі, що звичайно реалізуються в перліті.

Вуглець, що залишав α -фазу дифузійним шляхом, насичував залишкову γ -фазу, стабілізуючи її [5, 6]. Мікротвердість аустеніту, що визначена на ділянках, вільних від колоній іншої структурної складової, дорівнювала 3530 МПа. Мікротвердість ділянок на основі α -фази досягала значень 6380 МПа, що значно перевищувало мікротвердість аустеніту та відповідало твердості бейніту.

Таким чином, структурна складова на основі α -фази подібна до бейніту, тобто містить високодисперсні частинки карбідів. Дану гіпотезу підтверджували мікрофотографії ділянок сталі, виконані з допомогою растрового електронного мікроскопу (рис. 4 г), де можна бачити карбідні включення світлого кольору розміром менш, ніж 0,1 мкм.

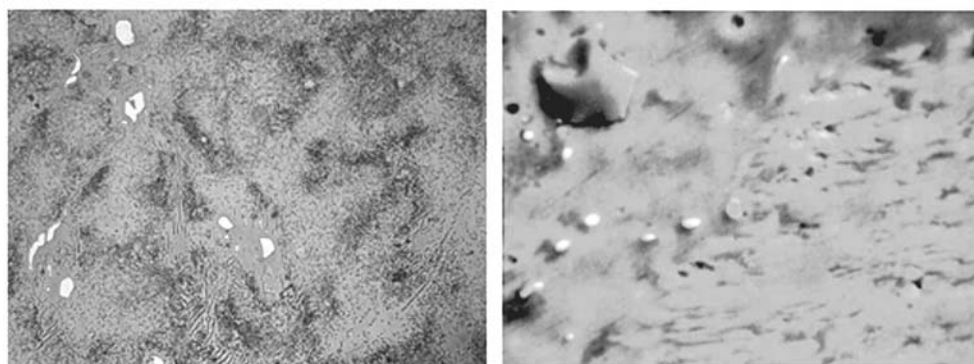
Тобто при охолодженні від 900 °С зі швидкістю 0,8 – 1,0 °С/с отримана гетерофазна структура в сталі 150Г7Т, яка складалась зі стабілізованої γ -фази, армованої рівномірно розподіленими колоніями фаз голчастої морфології та частинками дисперсних вторинних карбідів.

При охолодженні від 900 °С зі швидкістю 1,7 °С/с сталь 150Г7Т також має гетерофазну структуру, але продукти розпаду аустеніту характеризуються високою дисперсністю (рис. 5). Можна бачити, що в процесі охолодження відбувається утворення дисперсних частинок α -фази та виділення дрібних третинних карбідів (рис. 5 б). Дисперсні карбідні включення мають світле забарвлення, а α -фаза – темне.

Матрицею сталі після такого охолодження є γ -фаза заліза, кількість якої перевищує 90 %.

При охолодженні зразків сталі зі швидкістю охолодження більш, ніж 2,0 °С/с, аустеніт зберігався до кімнатної температури, помітних фазово-структурних перетворень не відбувалось.

В роботі [5] було показано, що сталь 150Г7Т має структуру, що складається з аустеніту, рівномірно розподілених фаз голчастої морфології



а

б

Рис. 5. Структура сталі 150Г7Т, охолодженої зі швидкістю 1,7 °С/с. а – х 500, б – х 5250.

та дисперсними частинками карбідів, має перевагу за зносостійкістю перед сталлю 110Г13Л з однофазною аустенітною структурою.

Більш високу зносостійкість композитної структури сталі 150Г7Т можна пояснити як принципом Шарпі [5], так і перетворенням метастабільного аустеніту в процесі зношування [12].

Таким чином встановлено, що точка початку мартенситного перетворення сталі 150Г7Т близька до 0 °С і аустеніт цієї сталі при кімнатній температурі знаходиться на межі стабільності, тому в структурі сталі при повільному охолодженні присутній мартенсит.

Виявлено зміну фазового складу сталі 150Г7Т в залежності від швидкості охолодження. При охолодженні від 900 °С зі швидкістю 0,8 – 1,7 °С/с сталь 150Г7Т має гетерофазну структуру, яка складається зі стабілізованої γ -фази, армованої рівномірно розподіленими колоніями фаз голчастої морфології та частинками дисперсних вторинних карбідів.

Побудовано термокінетичну діаграму сталі 150Г7Т, що враховує утворення фаз голчастої морфології в структурі цієї сталі.

Література

1. Богачев И.Н., Еголаев В.Ф. Структура и свойства железомарганцевых сплавов. – М.: Металлургия, 1973. – 296 с.
2. Соколов О.Г., Кацов К.Б. Железомарганцевые сплавы. – Киев: Наук. думка, 1982. – 212 с.
3. Малинов Л.С., Солидор Н.А. Влияние термической обработки на структурные изменения и износостойкость высокоуглеродистых сталей, содержащих 7 – 10 % Mn // Строительство, материаловедение, машиностроение. – 2006. – 36, 2. – С. 26 – 32.
4. Ефременко В.Г., Ткаченко Ф.К., Еременко Г.Л. Влияние фазового и структурного состояния сплавов на основе железа на износостойкость в условиях помола высокоабразивного материала // Вестник Приазовского ГТУ. – 2003. – 13. – С. 113 – 117.
5. Бобырь С.В., Левченко Г.В., Нестеренко А.М. Особенности структурообразования экономнолегированного марганцовистого сплава // Строительство, материаловедение, машиностроение. – 2007. – 41, 2. – С. 65 – 72.

6. Левченко Г.В., Бобырь С.В., Евсюков М.Ф. Особенности фазовых превращений в железомарганцевых сплавах при охлаждении // Теория и практика металлургии. – 2009. – 1/2. – С. 56 – 61.
7. Федорова С.А., Сидоренко О.Г., Гольдштейн Т.И. Превращение аустенита в ковких высокомарганцевых чугунах // МиТОМ. – 1972. – 3. – С. 50 – 51.
8. Счастливец В.М., Яковлева И.Л., Харькина Л.Е. Ориентационные соотношения между аустенитом, видманштеттовыми карбидами и мартенситом в высокоуглеродистой стали 150Г4 // МиТОМ. – 2007. – 5. – С. 7–12.
9. Евсюков М.Ф., Лошкарев Д.В. Фазовые превращения в заэвтектоидных сталях при кристаллизации // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – Киев: Наук. думка. – 2010. – 22. – С. 190 – 198.
10. Сильман Г.И. Диаграмма состояния Fe – С – Mn и некоторые структурные эффекты в этой системе. Политермические разрезы и проекции диаграммы // МиТОМ. – 2005. – 9. – С. 3 – 7.
11. Сильман Г.И. Сплавы системы Fe – С – Mn. Особенности структурообразования в марганцевых и высокомарганцевых сталях // МиТОМ. – 2006. – 91. – С. 3 – 8.
12. Бобырь С.В., Веселова С.И., Синицына Ю.П. Фазово-структурные превращения в марганцовистом чугуне при ударно-абразивном воздействии // Теория и практика металлургии. – 2008. – 5/6. – С. 67 – 72.

Одержано 10.12.13

С. В. Бобырь, М. Ф. Евсюков, Г. В. Снежной

Фазово-структурные превращения в стали 150Г7Т при охлаждении

Резюме

Исследованы фазово-структурные превращения в износостойкой стали 150Г7Т при охлаждении, приводящие к образованию фаз игольчатой морфологии и дисперсных вторичных карбидов, построена ее термокинетическая диаграмма.

S. V. Bobyr, M. F. Evsjukov, G. V. Snizhnoj

Phase-structure transformations in steel 150Г7Т at cooling

Summary

The phase-structural transformations in wear-resistant steel 150G7T leading to the formation of needle-shaped morphology phases and dispersed secondary carbides at cooling have been researched. The thermokinetic diagram of steel has been designed.