

УДК 620.181.4:691.714

DOI: 10.30838/UJCEA.2312.270225.7.1123

ДОСЛІДЖЕННЯ ТОНКОЇ СТРУКТУРИ ПРОДУКТІВ ПРОМІЖНОГО ТА ЗСУВНОГО МЕХАНІЗМІВ ПЕРЕТВОРЕННЯ АУСТЕНІТУ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

БЕКЕТОВ О. В.^{1*}, докт. техн. наук, доц.,
ЛАУХІН Д. В.², докт. техн. наук, проф.,
ОСИПЧУК М. М.³, канд. ф.-м. наук, доц.,
ЗВАРИЧУК З. В.⁴, маг.,
НЕСТЕРКІН О. О.⁵, асп.

^{1*} Кафедра фундаментальних і природничих дисциплін, Український державний університет науки і технологій, ННІ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури», вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (050) 604-61-86, e-mail: beketov.oleksandr@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0003-0664-0327

² Кафедра конструювання, технічної естетики і дизайну, Національний технічний університет «Дніпровська політехніка», пр. Дмитра Яворницького, 19, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (050) 585-54-29, e-mail: Laukhin.D.V@nmu.one, ORCID ID: 0000-0002-9842-499X

³ Кафедра фундаментальних і природничих дисциплін, Український державний університет науки і технологій, ННІ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури», вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (097) 831-65-76, e-mail: osypchuk.mykola@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0002-1524-5479

⁴ Кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, Український державний університет науки і технологій, ННІ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури», вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, e-mail: anesterkin80@gmail.com, ORCID ID: 0009-0000-0863-2596

⁵ Кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, Український державний університет науки і технологій, ННІ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури», вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, e-mail: anesterkin80@gmail.com, ORCID ID: 0009-0000-5630-8440

Анотація. Повоєнне відновлення України буде вимагати збільшення масштабів виробництва металопрокату для будівельної індустрії. Застосування сталей високої міцності в будівельній промисловості, є основною причиною появи підвищених вимог до цих сталей. При цьому, слід зауважити, що починаючи з 80-х років минулого століття закордонними виробниками для будівельних металокопункцій виготовляється металопрокат за технологічними схемами, які містять застосування прискореного охолодження. Використання саме цієї технологічної дозволяє досягти більш високого рівня експлуатаційних властивостей (порівняно з класичною контрольованою прокаткою) за рахунок заміни у структурі металопрокату перлітної фази на дисперсну бейнітну складову. Отже, актуальною є задача дослідження морфологічних особливостей структурного стану, якій формується в низьковуглецевих низьколегованих сталях при застосування прискореного охолодження в технологічній схемі виробництва. **Мета статті** – дослідження морфології структурних складових, які формуються в низьковуглецевих низьколегованих сталях внаслідок дії проміжного та/або зсувного механізмів перетворення переохолодженого аустеніту. **Висновок.** Досліджено морфологію структурних складових, які формуються в низьковуглецевих низьколегованих сталях внаслідок дії проміжного та зсувного механізмів перетворення переохолодженого аустеніту. Встановлено, що термічна обробка в температурному інтервалі 550...450 °C з витримкою 20 хвилин призводить до формування в структурі низьковуглецевих низьколегованих сталей бейніту різної морфологічної форми (верхній бейніт та голчастий ферит) та рейкового дислокаційного мартенситу (спостерігається при температурі витримки 450 °C). З застосуванням мікродифракційного аналізу показано, що границя між двома колоніями верхнього бейніту має структуру, яка відповідає границям спеціального типу. Сумісний аналіз даних мікродифракційних та темнопольних досліджень показав, що в пакетах голчастого фериту (температура витримки 500 °C) між рейками фериту знаходиться лише залишковий аустеніт. Разом з цим, в колоніях рейкового дислокаційного мартенситу між рейками одночасно з залишковим аустенітом присутня також карбонітридна фаза. Проведений комплекс досліджень показав, що відмінності в морфології структурних складових, які формуються під час витримки в температурному інтервалі 550...450 °C обумовлені, в першу чергу, різницею в швидкостях і, як наслідок, обмеженнях протікання процесів зсуву кристалічної решітки. Чим вище температура перетворення, тим більша дифузійна активність атомів, тим менша швидкість зсувного перетворення γ -Fe в α -Fe.

Ключові слова: структурний стан; прискорене охолодження; верхній бейніт; голчастий ферит; рейковий дислокаційний мартенсит; мікродифракційна картина; темнопольний режим

STUDY OF THE FINE STRUCTURE OF THE PRODUCTS OF THE INTERMEDIATE AND SHEAR MECHANISMS OF AUSTENITE TRANSFORMATION OF LOW-CARBON LOW-ALLOY STEEL

BEKETOV O.V.^{1*}, *Dr. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.*,
LAUKHIN D.V.², *Dr. Sc. (Tech.), Prof.*,
OSYPCHUK M.M.³, *Cand. Sc. (Phys. and Math.), Assoc. Prof.*,
ZVARYCHUK Z.V.⁴, *Master's degree*,
NESTERKIN O.O.⁵, *PhD Stud.*

^{1*} Department of Fundamental and Natural Sciences, Ukrainian State University of Science and Technologies, ESI "Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture", 24-a, Architect Oleh Petrov Str., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (050) 604-61-86, e-mail: beketov.oleksandr@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0003-0664-0327

² Engineering and Generative Design Department, Dnipro University of Technology, 19, Dmytro Yavornytskyi Ave., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (050) 585-54-29, e-mail: d.v.laukhin@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-9842-499X

³ Department of Fundamental and Natural Sciences, Ukrainian State University of Science and Technologies, ESI "Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture", 24-a, Architect Oleh Petrov Str., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (097) 831-65-76, e-mail: osypchuk.mykola@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0002-1524-5479

⁴ Department of Materials Science and Processing, Ukrainian State University of Science and Technologies, ESI "Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture", 24-a, Architect Oleh Petrov Str., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (050) 650-90-22, e-mail: anesterkin80@gmail.com, ORCID ID: 0009-0000-0863-2596

⁵ Department of Materials Science and Processing, Ukrainian State University of Science and Technologies, ESI "Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture", 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (050) 650-90-22, e-mail: anesterkin80@gmail.com, ORCID ID: 0009-0000-5630-8440

Abstract. The post-war recovery of Ukraine will require an increase in the scale of production of rolled metal for the construction industry. The use of high-strength steels in the construction industry is the main reason for the emergence of increased requirements for these steels. At the same time, it should be noted that since the 80s of the last century, foreign manufacturers have been producing rolled metal for building metal structures according to technological schemes that include the use of accelerated cooling. The use of this particular technology makes it possible to achieve a higher level of operational properties (compared to classical controlled rolling) by replacing the pearlite phase in the structure of the rolled metal with a dispersed bainite component. Therefore, the task of researching the morphological features of the structural state, which is formed in low-carbon, low-alloy steels when using accelerated cooling in the technological scheme of production, is relevant. **Purpose of the article.** study of the morphology of structural components that are formed in low-carbon, low-alloy steels as a result of the action of intermediate and/or shear mechanisms of transformation of supercooled austenite. **Conclusion.** The morphology of the structural components that are formed in low-carbon, low-alloy steels as a result of the action of the intermediate and shear mechanisms of transformation of supercooled austenite has been studied. It was established that heat treatment in the temperature range of 550...450 °C with a holding time of 20 minutes leads to the formation of bainite of different morphological forms (upper bainite and acicular ferrite) and rack dislocation martensite (observed at a holding temperature of 450 °C) in the structure of low-carbon, low-alloy steels. With the use of microdiffraction analysis, it is shown that the boundary between two colonies of upper bainite has a structure that corresponds to the boundaries of a special type. Combined analysis of the microdiffraction and dark-field data showed that only residual austenite is found between the ferrite rails in the acicular ferrite packets (holding temperature 500 °C). Along with this, the carbonitride phase is also present in the colonies of rail dislocation martensite between the rails simultaneously with residual austenite. The conducted set of studies showed that the differences in the morphology of the structural components, which are formed during exposure in the temperature range of 550...450 °C, are caused, first of all, by the difference in the speeds and, as a result, the limitations of the crystal lattice shift processes. The higher the transformation temperature, the greater the diffusion activity of atoms, the lower the rate of shear transformation of γ -Fe into α -Fe.

Keywords: *structural condition; accelerated cooling; upper bainite; acicular ferrite; rail dislocation martensite; microdiffraction pattern; dark field mode*

Постановка проблеми. Повоєнне завдання підвищення якості відновлення України буде вимагати металопродукції, різкого зниження відходів збільшення масштабів виробництва металу при його виробництві й обробці. Застосування сталей високої міцності в цьому сенсі, на перший план виходить будівельній промисловості, є основною

причиною появи підвищених вимог до цих сталей.

При цьому, слід зауважити, що починаючи з 80-х років минулого століття закордонними виробниками для будівельних металоконструкцій виготовляється металопрокат за технологічними схемами, які містять застосування прискореного охолодження [1].

На рисунку 1 приведена схема залежності властивостей металопрокату для будівельних металевих конструкцій від застосування різних технологічних схем виробництва з застосуванням прискореного охолодження (див. роботу [2]).

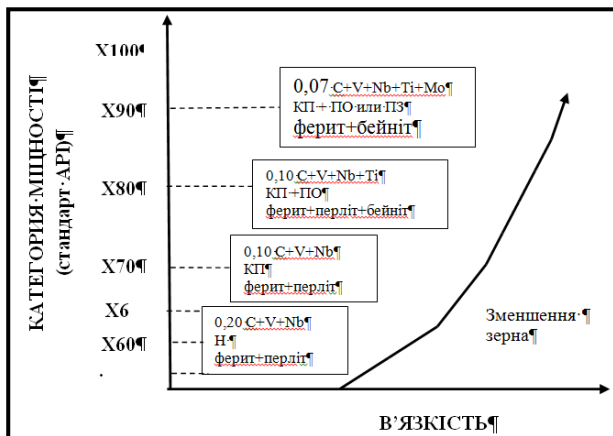


Рис. 1. Переваги технології прискореного охолодження [2]

Як свідчать наведені на рис. 1 дані, застосування технологічної схеми контрольована прокатка з наступним прискореним охолодженням володіє значними перевагами перед іншими способами збільшення міцності конструкційних листових сталей. Використання саме цієї технологічної схеми дозволяє досягти більш високого рівня експлуатаційних властивостей (порівняно з класичною контрольованою прокаткою) за рахунок заміни у структурі металопрокату перлітної фази на дисперсну бейнітну складову. Отже, актуальною є задача дослідження морфологічних особливостей структурного стану, якій формується в низьковуглецевих низьколегованих сталях при застосування прискореного охолодження в технологічній схемі виробництва.

Аналіз публікацій. Контрольована прокатка та її різновиди є одним із найпоширеніших видів термомеханічної обробки низьколегованих сталей. Технологічна схема класичної контрольованої прокатки включає контроль температури початку та завершення деформації, обтискання та швидкості охолодження на різних стадіях пластичної обробки [3]. Однією з особливостей контрольованої прокатки є прокатка металу в чистовій клітці при температурі фазових перетворень, в міжкритичному інтервалі температур. Класична технологія контрольованої прокатки передбачає чистову прокатку до заданої товщини при температурах 750...775 °С за 5...7 пропусків. Таким чином, чистова прокатка відбувається у двохфазній ($\gamma + \alpha$) області [4].

Застосовуючи прискорене охолодження від температур кінця чистової прокатки можна досягти подрібнення зерна, оскільки більш низька температура початку перетворення забезпечує більше зародків у переохоложеному аустеніті. Таким чином, в той час коли охолодження конструкційної сталі на повітрі забезпечує отримання ферито-перлітної структури, перерване прискорене охолодження попереджує перетворення γ -фази в перліт та призводить до утворення мікроструктури, яка складається з фериту та бейніту [5] (див. рис. 2).

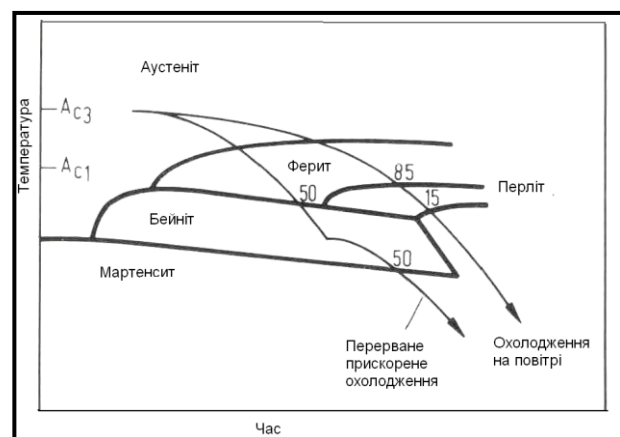


Рис. 2. Режими охолодження [5]

В умовах виробництва використовується комбінація термомеханічної прокатки з перерваним прискореним охолодженням.

Типове, прискорене охолодження припиняється при температурі ~ 500 °С і в подальшому охолодження виконується на повітрі. При вказаному режимі охолодження в мікроструктурі сталі повинно міститися порядку 50 % бейнітної складової разом з ферито-мартенситний конгломератом в різному відсотковому співвідношенні [6] (в залежності від швидкості охолодження, яку було використано в технологічному процесі).

Мета статті – дослідження морфології структурних складових, які формуються в низьковуглецевих низьколегованих сталях внаслідок дії проміжного та/або зсувного механізмів перетворення переохолодженого аустеніту.

Результати досліджень. У якості матеріалу для дослідження було обрано низьковуглецеву низьколеговану сталь 10Г2ФБ. Базуючись на встановлених температурно-часових інтервалах розпаду переохолодженого аустеніту [7] для сталі 10Г2ФБ, була проведена термічна обробка з окремого нагріву зразків сталі 10Г2ФБ за режимом, який наведено на рисунку 3.

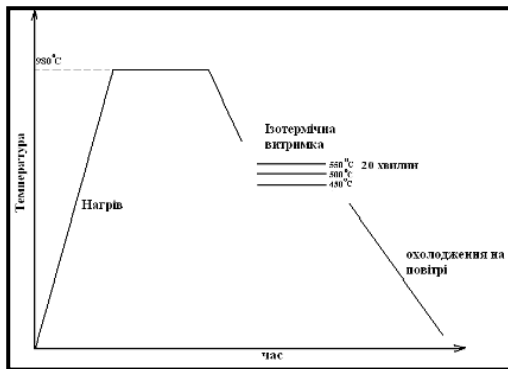


Рис. 3. Схема експериментальної обробки зразків зі сталі 10Г2ФБ

Даний режим термічної обробки включає в себе нагрів до температури аустенізації (980 °С), витримку у γ -ділянці протягом 1 хвилини на 1 мм перерізу (розчин спеціальних карбідів), прискорене охолодження (25 °С/с) до температури утворення в структурі досліджуваного металу максимальної кількості продуктів зсувного перетворення аустеніту (500 °С), витримку при даній температурі протягом 20 хвилин та наступне охолодженням на

спокійному повітрі. Для порівняння морфологічних особливостей структурного стану були проведені експериментальні обробки досліджуваного металу за аналогічними режимами в нижній частині температурного інтервалу ферито-бейнітного перетворення (550 °С) та верхній частині температурного інтервалу бейнітно-мартенситного перетворення (450°С) з витримкою 20 хв.



а ($\times 500$)



б ($\times 500$)



в ($\times 500$)

Рис. 4. Мікроструктура сталі 10Г2ФБ після витримки на протязі 20 хвилин при температурах: а – 550 °С; б – 500 °С; в – 450 °С

Проведений комплекс металографічних досліджень зразків (див. рис. 4) показав, що термічна обробка за запропонованими режимами призводить до формування в структурі сталі 10Г2ФБ різноманітних морфологічних типів бейніту та пакетного низьковуглецевого мартенситу.

Подальше дослідження тонкої структури продуктів проміжного чи зсувного перетворення здійснювали методом електронної мікроскопії на просвіт (методом тонкої фольги), згідно рекомендацій роботи [8]. Комплекс кристалографічних досліджень виконували шляхом мікродифракційного аналізу. Розрахунок відповідних мікродифракційних картин виконували згідно рекомендацій [9]. Зображення в косому освітленні (темнопольний режим роботи мікроскопу) отримували згідно рекомендацій [10].

Проведений комплекс досліджень показав, що основною структурою, яка формується при температурі 550 °С та витримці у 20 хвилин є верхній бейніт (рис. 5 а). Верхній бейніт – це структура сплавів заліза, що утворюється з переохолодженого аустеніту в верхньому інтервалі температур бейнітного перетворення.

В верхньому бейніті частки карбідів розміщені по границям зерен чи по границям та всередині феритної фази бейнітної колонії. Феритна складова у верхньому бейніті наявна у вигляді рейок товщиною менш ніж 1 мкм та довжиною 5...10 мкм.

На рисунку 5 а наведено знімок на якому представлено дві колонії бейнітних рейок з різними напрямками росту та границю їх поєднання. На даному рисунку колами позначені місця дифракції електронів. Мікродифракційні картини першої (рис. 5 б) та третьої (рис. 5 в) ділянок зняті з місць безпосереднього росту двох колоній, мікродифракційна картина другої ділянки (рис. 5 г) знаходиться на границі стику бейнітних колоній.

Розрахунок отриманих дифракційних картин показав, що площа габітусу кристала

1 (011), а кристала 2 – (-112). Відповідно, границя між двома колоніями відповідає спеціальній орієнтації $\Sigma = 7$ в концепції решіток співпадаючих вузлів (див. наприклад роботу [9]).

При температурі 500 °С та витримці у 20 хвилин в структурі спостерігається структура голчастого фериту (рис. 6 а). Ця структурна складова складається з паралельних рейок бейнітного фериту об'єднаних в пакети.

Для з'ясування морфологічного типу фази, яка опинилася між рейками бейнітного фериту в колонії було виконано комплекс досліджень, який містив отримання темнопольного зображення в заданому рефлексі мікродифракційної картини (рис. 6 б). Як показав розрахунок, на мікродифракційній картині присутні рефлекси від двох фаз: об'ємноцентрованої кубічної (бейнітний ферит) та гранецентрованої кубічної (залишковий аустенит). Відповідно, темнопольне зображення було отримано в рефлексі (011) фериту (ОЦК структура, рис. 6. в) та (-200) аустеніту (ГЦК структура, рис. 6 г).

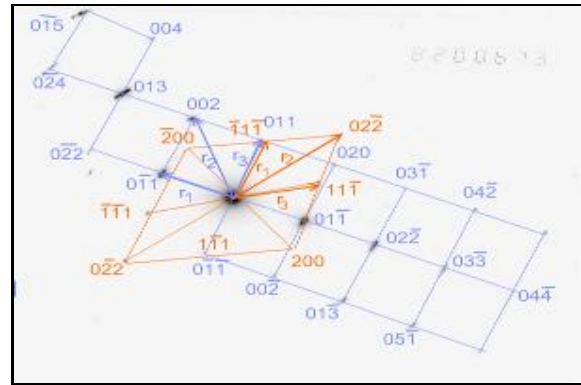
При температурі 450 °С та витримці у 20 хвилин, одночасно з бейнітом, в структурі спостерігається рейковий дислокаційний мартенсит (рис. 7 а).

Проведений мікродифракційний аналіз виявив наявність двох систем рефлексів (рис. 7 б), які відповідають двом типам кристалографічних структур заліза, що підтверджують данні подальшого аналізу структури з застосуванням методу темного поля (рис. 7 в, г).

Як показав проведений комплекс досліджень, термічна обробка по запропонованим режимам (див. рис. 3) призводить до формування у структурі кількох фаз: пересичена вуглецем α - фаза яка з'явилась зсувним шляхом; залишковий аустеніт, який утворився внаслідок стабілізації γ -фази; карбонітриди які утворилися або безпосередньо з γ -фази, або в результаті відпуску α - фази.



а ($\times 18\ 000$)



б



в ($\times 18\ 000$)



г ($\times 18\ 000$)

Рис. 7. Мікроструктура сталі 10Г2ФБ після витримки 20 хвилин при температурі 400 °С: а – тонка структура пакетів голчастого ферит рейкового дислокаційного мартенситу; б – мікродифракційна картина від пакету; в – темнопольне зображення в рефлексії (011) фериту; г – темнопольне зображення в рефлексії (0-20) аустеніту

При цьому, слід зазначити, що структурний стан, який формується при термічній обробці зразків при 550 °С (верхній бейніт) характеризується майже повною відсутністю залишкового аустеніту.

З іншого боку, відомо (див. наприклад роботу [11]), що поява залишкового аустеніту притаманна саме зсувному механізму формування структури, оскільки основною причиною стабілізації аустеніту є виникнення певного рівня внутрішніх напружень. Під час зсувного механізму перетворення аустеніту відбувається упорядкована стрибкоподібна перебудова кристалічної решітки з гранецентрованої в об'ємноцентровану решітку α -фази. При цьому переміщення сусідніх атомів не перевищують міжатомних відстаней, перетворення відбувається бездифузійним шляхом за рахунок тільки зсувів решітки.

Формування колонії відбувається шляхом зсуву на протилежних гранях

площин, де було розпочато перетворення (рис. 8). Сформована рейка мартенситу зміщується за допомогою зсуву частково над и частково під поверхню аустеніту. Як наслідок, горизонтальна поверхня за допомогою зсуву вихідної фази повертається або нахилиється у новому напрямі.

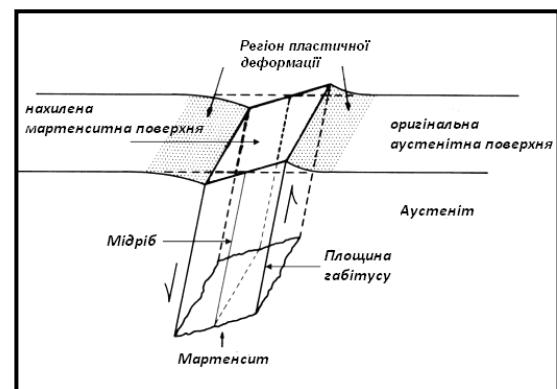


Рис. 8. Схема зсуву та поверхневого нахилу пов'язаного з утворення мартенситної пластини [11]

За рахунок різниці питомих об'ємів аустеніту та мартенситу відбувається збільшення рівня пружних напружень на ділянці когерентного спряження, що в кінцевому рахунку призводить до пластичної деформації аустеніту і забезпечує підвищення ступеня дислокацій в кінцевій структурі [12] і, як наслідок, збільшує опір зсуву.

Отриманні данні досліджень тонкої структури голчастого фериту та рейкового дислокаційного мартенситу частково підтверджують зазначений механізм (див. рис. 6, 7). З іншого боку, різниця в геометричних розмірах колоній між цими двома структурами може свідчити про деякі відмінності у параметрах протікання перебудови кристалічної решітки. У випадку формування структури голчастого фериту (температура витримки 500 °С) між рейками бейнітного фериту спостерігаються лише прошарки залишкового аустеніту. Цей факт може свідчити про те, що при цій температурі атоми вуглецю та азоту, за рахунок дифузії, встигають опинитися на фронті зростаючого кристалу голчастого фериту додатково стабілізуючи γ -фазу. На відміну від голчастого фериту, між рейками в колонії дислокаційного мартенситу (температура витримки 450 °С) окрім залишкового аустеніту також спостерігається карбонітридна фаза.

Аналогічно голчастому фериту та рейковому дислокаційному мартенситу структура верхнього бейніту формується також за зсувним механізмом, про що свідчить форма рейок бейнітного фериту. Але в цьому випадку перетворення відбувається в умовах порівняно високої рухливості атомів, тобто фронт кристалу, який зростає, ще має можливість частково прийняти термодинамічно найбільш вигідну форму. Таким чином, реакцію утворення верхнього бейніту можна розглядати як зсувне $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення, що протікає при порівняно (з температурами 500 та 450 °С) збільшеній дифузійній рухливості атомів домішок за умови певного розвитку релаксаційних процесів в аустенітній фазі.

Саме такі обмеження зсувного механізму забезпечують майже повну відсутність стабілізації γ -фази під час зсувного перетворення і, як наслідок, появи між рейками бейнітного фериту в колонії верхнього бейніту лише карбонітридної фази без прошарків залишкового аустеніту.

Висновки

1. Проведено дослідження морфології структурних складових, які формуються в низьковуглецевих низьколегованих сталях внаслідок дії проміжного та зсувного механізмів перетворення переохолодженого аустеніту.

2. Проведений комплекс досліджень показав, що термічна обробка в температурному інтервалі 550...450 °С з витримкою 20 хвилин призводить до формування в структурі низьковуглецевих низьколегованих сталей бейніту різної морфологічної форми (верхній бейніт та голчастий ферит) та рейкового дислокаційного мартенситу (спостерігається при температурі витримки 450 °С).

3. Мікродифракційний аналіз верхнього бейніту показав, що границя між двома колоніями має структуру, яка відповідає границям спеціального (низько-енергетичного) типу ($\Sigma = 7$ в концепції решіток співпадаючих вузлів).

4. Сумісний аналіз даних мікродифракційних та темнопольних досліджень показав, що в пакетах голчастого фериту (температура витримки 500 °С) між рейками фериту знаходиться лише залишковий аустеніт. Разом з цим, в колоніях рейкового дислокаційного мартенситу між рейками одночасно з залишковим аустенітом присутня також карбонітридна фаза.

5. Проведений комплекс досліджень показав, що відмінності в морфології структурних складових, які формуються під час витримки в температурному інтервалі 550...450 °С обумовлені, в першу чергу, різницею в швидкостях і, як наслідок, обмеженнях протікання процесів зсуву кристалічної решітки. Чим вище температура перетворення, тим більша

дифузійна активність атомів, тим менша α -Fe.
швидкість зсувного перетворення γ -Fe в

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. DeArdo A. J. Modern Thermomechanical Processing of Microalloyed Steel. *Microalloying '95 : Proceedings of the International Conference*. Pittsburgh, 1995. Pp. 15–35. URL: <https://www.scirp.org/reference/referencespapers?referenceid=1290575>
2. Beketov O., Laukhin D., Rott N., Schudro A. The Elaboration of Modernized Technology of Controlled Rolling Directed at the Formation of High Strengthening and Viscous Qualities in HSLA Steel. *Solid State Phenomena*. 2019. Vol. 291. Pp. 13–19. URL: <https://www.scientific.net/SSP.291.13>
3. Roberts W., Sandberg A., Siwecki T., Werlefors T. Steels Technology and Applications. ASM, Metals Park. Ohio, 1984. Pp. 67–84. URL: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF02662583>
4. Gladman T., Dulieu D., McIvor I. D. Structure – property relationships in high strength microalloyed steels. *Micro – Alloying 75 : International Conference*. Washington, 1975. Pp. 32–58. URL: https://www.researchgate.net/publication/306134928_Evolution_of_Microalloyed_Steels_Since_Microalloying_'75_with_Specific_Emphasis_on_Li_nepipe_and_Plate
5. Tamura L., Ouchi C., Tanaka T., Seikine H. Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels. Bodmin: Robert Hartnoll Ltd., 1988. 248 p. URL: chrome-extension://efaidnbmnnnibpcajpcglclefindmkaj/http://dl.iran-mavad.com/pdf95/Thermomechanical%20Processing%20of%20HSLA_iran-mavad.com.pdf
6. Krauss G. Steels. Processing, Structure and Performance. ASM International. 2006. 593 p. URL: https://books.google.com.ua/books/about/Steels.html?id=59yWLw0HlzMC&redir_esc=y
7. Бекетов О. В. Особливості процесів структуроутворення і розробка параметрів зміцнення сталі 10Г2ФБ: автореферат дис. канд. техн. наук.: 05.02.01. Дніпропетровськ, 2004. 22 с. URL: chrome-extension://efaidnbmnnnibpcajpcglclefindmkaj/http://ukrbook.net/litopys/avtoreferat/2005/La_1_05.pdf
8. Buseck P. R., Lijima S. High resolution electron microscopy of enstatite. *Amer. Mineral*. 1975. Vol. 60. Pp. 758–780. URL: <chrome-extension://efaidnbmnnnibpcajpcglclefindmkaj>; https://ruff.geo.arizona.edu/doclib/am/vol60/AM60_758.pdf
9. Manua R., Ciupina V., Prodan G. Comparative analysis of electron diffraction pattern obtained without and with precession system. *Journal of Ovonic Research*. 2020. Vol. 16. Pp. 189–196. URL: <chrome-extension://efaidnbmnnnibpcajpcglclefindmkaj>; https://www.chalcogen.ro/189_ManuaR.pdf
10. Cowley J. M. Crystal structure determination by electron diffraction. *Progr. Mater. Sci.* 1967. Vol. 13. Pp. 267–321. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/0079642568900236>
11. Ohtani H., Okaguchi S., Fujitiro Y., Ohmori Y. Morphology and propitious of Low-carbon bainite. *Metallurgical transactions*. 1990. Vol. 21A. Pp. 877–888. URL: <https://ui.adsabs.harvard.edu/abs/1990MTA....21..877O/abstract>
12. DeArdo A. J., Ratz G. A., Wray P. J. Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite. *Metallurgical Society of AIME*. 1982. 682 p. URL: https://books.google.com.ua/books/about/Thermomechanical_Processing_of_Microallo.html?id=DesDAQAIAAJ&redir_esc=y

REFERENCES

1. DeArdo A.J. Modern Thermomechanical Processing of Microalloyed Steel. *Microalloying '95 : Proceedings of the International Conference*. Pittsburgh, 1995, pp. 15–35. URL: <https://www.scirp.org/reference/referencespapers?referenceid=1290575>
2. Beketov O., Laukhin D., Rott N. and Schudro A. The Elaboration of Modernized Technology of Controlled Rolling Directed at the Formation of High Strengthening and Viscous Qualities in HSLA Steel. *Solid State Phenomena*. 2019, vol. 291, pp. 13–19. URL: <https://www.scientific.net/SSP.291.13>
3. Roberts W., Sandberg A., Siwecki T. and Werlefors T. Steels Technology and Applications. ASM, Metals Park. Ohio, 1984, pp. 67–84. URL: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF02662583>
4. Gladman T., Dulieu D. and McIvor I.D. Structure – property relationships in high strength microalloyed steels. *Micro – Alloying 75 : International Conference*. Washington, 1975, pp. 32–58. URL: https://www.researchgate.net/publication/306134928_Evolution_of_Microalloyed_Steels_Since_Microalloying_'75_with_Specific_Emphasis_on_Li_nepipe_and_Plate
5. Tamura L., Ouchi C., Tanaka T. and Seikine H. Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels. Bodmin : Robert Hartnoll Ltd., 1988, 248 p. URL: chrome-extension://efaidnbmnnnibpcajpcglclefindmkaj/http://dl.iran-mavad.com/pdf95/Thermomechanical%20Processing%20of%20HSLA_iran-mavad.com.pdf
6. Krauss G. Steels. Processing, Structure and Performance. ASM International. 2006, 593 p. URL: https://books.google.com.ua/books/about/Steels.html?id=59yWLw0HlzMC&redir_esc=y

7. Beketov O.V. *Osoblyvosti protsesiv strukturoutvorennia i rozrobka parametriv zmitsnennia stali 10H2FB : avtoreferat dys. kand. tekhn. nauk.: 05.02.01* [Peculiarities of the processes of structure formation and the development of strengthening parameters of steel 10G2FB]. Dnipropetrovsk, 2004, 22 p. URL: chrome-extension://efaidnbmnnnibpcajpcgclefindmkaj/http://ukrbook.net/litopys/avtoreferat/2005/La_1_05.pdf (in Ukrainian).
8. Buseck P.R. and Lijima S. High resolution electron microscopy of enstatite. *Amer. Mineral.* 1975, vol. 60, pp. 758–780. URL: <chrome-extension://efaidnbmnnnibpcajpcgclefindmkaj/>; https://ruff.geo.arizona.edu/doclib/am/vol60/AM60_758.pdf
9. Manua R., Ciupina V. and Prodan G. Comparative analysis of electron diffraction pattern obtained without and with precession system. *Journal of Ovonic Research.* 2020, vol. 16, pp. 189–196. URL: chrome-extension://efaidnbmnnnibpcajpcgclefindmkaj;https://www.chalcogen.ro/189_ManuR.pdf
10. Cowley J.M. Crystal structure determination by electron diffraction. *Progr. Mater. Sci.* 1967, vol. 13, pp. 267–321. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/0079642568900236>
11. Ohtani H., Okaguchi S., Fujitiro Y. and Ohmori Y. Morphology and propitious of Low-carbon bainite. *Metallurgical Transactions.* 1990, vol. 21A, pp. 877–888. URL: <https://ui.adsabs.harvard.edu/abs/1990MTA....21..877O/abstract>
12. DeArdo A.J., Ratz G.A. and Wray P.J. Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite. *Metallurgical Society of AIME.* 1982, 682 p. URL: [https://books.google.com.ua/books/about/Thermomechanical Processing of Microallo.html?id=DesDAQAIAAJ&redir_esc=y](https://books.google.com.ua/books/about/Thermomechanical%20Processing%20of%20Microallo.html?id=DesDAQAIAAJ&redir_esc=y)

Надійшла до редакції: 20.11.2024.