

УДК 669.017:621.78:539.4:621.771.29

О МЕХАНИЗМЕ РАЗУПРОЧНЕНИЯ ПРИ ОТПУСКЕ ЗАКАЛЕННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

ВАКУЛЕНКО И. А.^{1*}, *д. т. н., проф.*,
 ЧАЙКОВСКИЙ О. А.², *к. т. н., доц.*,
 ЕФРЕМЕНКО В. Г.³, *д. т. н., проф.*,
 БОЛОТОВА Д. М.⁴, *аспир.*

^{1*} Кафедра прикладной механики и материаловедения, Днепропетровский национальный университет железнодорожного транспорта имени академика В. Лазаряна, ул. Лазаряна, 2, Днепр, 49010, Украина, тел.+38(056)370-54-88, e-mail: dnyzt_textmat@ukr.net, ORCID 0000-0002-7353-1916

² Кафедра материаловедения и обработки материалов, Государственное высшее учебное заведение «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры», ул. Чернышевского, 24-а, Днепр, 49600, Украина, тел.+38(0562) 47-59-51, e-mail: lab120@mail.pgasa.dp.ua, ORCID 0000-0001-8284-7448

³ Кафедра физики, Государственное высшее учебное заведение «Приазовский государственный технический университет», ул. Университетская, 7, Мариуполь, 87500, Украина, тел. +38(0629)31-65-20, e-mail: vgefremenko@rambler.ru, ORCID 0000-0002-4537-6939

⁴ Кафедра прикладной механики и материаловедения, Днепропетровский национальный университет железнодорожного транспорта имени академика В. Лазаряна, ул. Лазаряна, 2, Днепр, 49010, Украина, тел.+38(056) 3705488, e-mail: dnyzt_textmat@ukr.net, ORCID 0000-0001-6947-3963

Аннотация. Постановка проблемы. При отпуске закаленной стали эффект разупрочнения превышает эффект упрочнения. Необходимо уточнение механизма разупрочнения при отпуске закаленной на мартенсит конструкционной стали. **Методика.** Образцы подвергались аустенитизации при температурах выше A_{c3} , закалке на мартенсит и отпуску при температурах 200...500 °С. Микроструктуру исследовали на электронном просвечивающем микроскопе УЭМВ-100 К при ускоряющем напряжении 100 кВ. Тонкие фольги для дифракционных электронно микроскопических исследований изготавливали методами Больмана и пинцета в хлорно-уксусном реактиве и реактиве Морриса. Искажения кристаллической решетки второго рода определяли на дифрактометре ДРОН-2.0 с использованием сцинтилляционной регистрации рентгеновских рефлексов, в монохроматическом CuK_{α} -излучении при комнатной температуре. Наклепанный слой металла снимали электролитическим растворением в хлорно-уксусном электролите. Временное сопротивление разрыву определяли из кривой растяжения образцов на машине «Инстрон», при комнатной температуре и скорости деформации 10^{-3} с^{-1} . Микротвердость измеряли на твердомере ПМТ-3 при нагрузке на индентор 0,49 Н. **Результаты.** При отпуске закаленной стали в интервале температур до 350 °С разупрочняющий эффект является результатом снижения плотности дислокаций от их перераспределения и упрочнения от формирования дополнительного количества цементитных частиц. Начиная с 400...450 °С, ускорение процессов полигонизации в мартенситных кристаллах сопровождается возникновением дополнительных субграниц и совершенствованием ранее сформированных. В целом разупрочнение за счет снижения степени пересыщения твердого раствора, уменьшения плотности дислокаций и коалесценции цементитных частиц превышает эффект упрочнения от взаимодействия дислокаций с атомами углерода, формирования дополнительных субграниц и упрочнения частицами цементита. **Практическая значимость.** Понимание механизма структурных превращений в процессе отпуска закаленной стали позволит целенаправленно разрабатывать технологию получения термически упрочненного проката с требуемым комплексом свойств.

Ключевые слова: структура; мартенсит; цементит; субграница; закалка; отпуск

ПРО МЕХАНІЗМ ЗНЕМІЦНЕННЯ ПІД ЧАС ВІДПУСКУ ЗАГАРТОВАНОЇ КОНСТРУКЦІЙНОЇ СТАЛІ

ВАКУЛЕНКО І. О.^{1*}, *д. т. н., проф.*,
 ЧАЙКОВСЬКИЙ О. О.², *к. т. н., доц.*,
 ЄФРЕМЕНКО В. Г.³, *д. т. н., проф.*,
 БОЛОТОВА Д. М.⁴, *аспірант*

^{1*} Кафедра прикладної механіки і матеріалознавства, Дніпропетровський національний університет залізничного транспорту імені академіка В. Лазаряна, вул. Лазаряна, 2, Дніпро, 49010, Україна, тел. + 38 (056)370 54 88, e-mail: dnyzt_textmat@ukr.net, ORCID 0000 -0002-7353-1916

² Кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, Державний вищий навчальний заклад «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури», вул. Чернишевського, 24-а, Дніпро, 49600, Україна, тел. + 38 (0562)47-59-51, e-mail: lab120@mail.pgasa.dp.ua, ORCID 0000-0001-8284-7448

³ Кафедра фізики, Державний вищий навчальний заклад «Приазовський державний технічний університет», вул. Університетська, 7, Маріуполь, 87500, Україна. тел. +38(0629)31-65-20, e-mail: vgefremenko@rambler.ru, ORCID 0000-0002-4537-6939

⁴ Кафедра прикладної механіки і матеріалознавства, Дніпропетровський національний університет залізничного транспорту імені академіка В. Лазаряна, вул. Лазаряна, 2, Дніпро, 49010, Україна, тел. + 38 (056)370-54-88, e-mail: dnyzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0001-6947-3963

Анотація. Постановка проблеми. Під час відпуску загартованої сталі ефект знеміцнення перевищує ефект зміцнення. Необхідне уточнення механізму знеміцнення під час відпуску конструкційної сталі після гартування на мартенсит. **Методика.** Зразки піддавали аустенізації за температур вище A_{c3} , загартованню на мартенсит і відпуску за температур 200...500 °C. Мікроструктуру досліджували на електронному просвічувальному мікроскопі УЕМВ-100 К за напруги прискорення 100 кВ. Тонкі фольги для дифракційних електронно мікроскопічних досліджень виготовляли методами Больмана і пінцета в хлорно-оцтовому реактиві і реактиві Морріса. Викривлення кристалічної решітки другого роду визначали на дифрактометрі ДРОН-2.0 з використанням скінтіляційної реєстрації рентгенівських рефлексів, в монохроматичному $CuK\alpha$ -випромінюванні за кімнатної температури. Наклепаний шар металу знімали електролітичним розчиненням в хлорно-оцтовому електроліті. Тимчасовий опір розриву визначали з кривої розтягання зразків на машині «Інстрон», при кімнатній температурі і швидкості деформації 10^{-3} с^{-1} . Мікротвердість вимірювали на твердомірі ПМТ-3 при навантаженні на індентор 0,49 Н. **Результати.** У разі відпуску в інтервалі температур до 350 °C сталі після гартування ефект знеміцнення є результатом зниження густини дислокацій від їх перерозподілу і зміцнення від формування додаткової кількості частинок цементиту. Починаючи від 400...450 °C прискорення процесів полігонізації в мартенситних кристалах супроводжується виникненням додаткових субмеж і вдосконаленням сформованих раніше. У цілому знеміцнення від зниження ступеня пересичення твердого розчину, зменшення густини дислокацій і коалесценції частинок цементиту перевищує ефект зміцнення від взаємодії дислокацій з атомами вуглецю, формування додаткових субмеж і зміцнення від частинок цементиту. **Практична значимість.** Розуміння механізму структурних перетворень у процесі відпуску сталі після гартування дозволить цілеспрямовано розробляти технологію виготовлення термічно зміцненого прокату з потрібним комплексом властивостей.

Ключові слова: структура; мартенсит; цементит; субмежа; гартування; відпуск

ABOUT MECHANISM SOFTENING THE HARDENED STRUCTURAL STEEL

VAKULENKO I.A.^{1*}, *Dr. Sc. (Tech.), Prof.*,
CHAYKOVSKY O.O.², *Cand. Sc. (Tech.), Ass. of Prof.*,
EFREMENKO V.G.³, *Dr. Sc. (Tech.), Prof.*,
BOLOTOVA D. M.⁴, *Postgraduate Student*

^{1*} Department of applied mechanics and materials, Dnipropetrovsk National University of Railway Transport named after Academician V. Lazaryan, Lazaryana str., 2, Dnipro, 49010, Ukraine, tel. + 38 (056)370-54-88, e-mail: dnyzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000 -0002-7353-1916

² Department of materials science and materials processing, State Higher Education Establishment "Pridneprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture", 24-a, Chernyshevskogo str., Dnipro, 49600, Ukraine, tel. + 38(0562)47-59-51, e-mail: lab120@mail.pgasa.dp.ua, ORCID 0000-0001-8284-7448

³ Department of physics, State Higher Educational Institution "Pryazovskyi State Technical University", University str., 7, Mariupol, 87500, Ukraine, tel. +38(0629)31-65-20, e-mail: vgefremenko@rambler.ru, ORCID 0000-0002-4537-6939

⁴ Department of applied mechanics and materials, Dnipropetrovsk National University of Railway Transport named after Academician V. Lazaryan, Lazaryana str., 2, Dnipro, 49010, Ukraine, tel. + 38(056)370-54-88, e-mail: dnyzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0001-6947-3963

Abstract. Statement of the problem. During tempering of hardened steel the softening exceeds work hardening effect. Need to clarify the mechanism of softening during tempering martensite in hardened structural steel. **Methods.** Samples were subjected to austenitizing at a temperature above A_{c3} , the martensite on quenching and tempered at temperatures 200...500 °C. The microstructure was investigated on an electronic transmission microscope UEMV-100 K at an accelerating voltage of 100 kV. Thin foils for the diffraction of electron microscopic studies are made by Bohlmann and tweezers in the chlor-acetic reagents and reagent Morris. The distortions of the second kind of the crystal lattice were determined on a DRON-2.0 using a scintillation registration of X-ray reflections in $CuK\alpha$ -monochromatic radiation at room temperature. Riveted metal layer removed by electrolytic dissolution in chlor-acetic electrolyte. Tensile samples were determined from stress-strain curve on a machine "Instron" at room temperature and a strain rate of 10^{-3} sec^{-1} . Microhardness was measured on a PMT-3 hardness tester with a load on the indenter 0,49 N. **Finding.** Effect of softening of quenched steel at tempering up to 350 °C results from competition between a decrease in dislocation density due to their redistribution and hardening due to formation of new cementite particles. Starting from 400...450 °C, the acceleration of polygonization processes in the martensitic crystals is accompanied by formation of additional subboundaries and perfection of before formed. On the whole, softening from the decrease in the supersaturation degree of the solid solution, smaller dislocations density and coalescence of cementite particles exceeds the work-hardening effect from the interaction between carbon atoms and dislocations, formation of additional subboundaries and hardening by cementite particles. **Originality.** For temperatures of

350...400 °C violation monotony of the softening effect of the disintegration of solid solution due to the formation of sub-boundaries and hardening of the dispersion of carbide particles. **Practical value.** Understanding the mechanism of structural transformations during tempering of hardened steel allow purposefully to develop technology for producing thermally hardened rolled to the desired set of properties.

Keywords: structure; martensite; cementite; subboundary; quenching; tempering

Введение

В процессе термического и термомеханического упрочнения конструкционной стали с использованием тепла прокатного нагрева [2] формирование градиента структур от поверхности теплоотвода обеспечивает достижение определенного комплекса свойств [1; 3]. Значительная роль в достижении уровня свойств отводится развитию процессов самоотпуска [12; 14]. Эффект основан на повторном нагреве проката от внутренних объемов после завершения этапа интенсивного охлаждения [4]. Учитывая непрерывное уменьшение скорости охлаждения металла с ростом расстояния от поверхности теплоотвода [2; 5], прокат можно представить как состоящий из отдельных слоев с соответствующей структурой и способностью к деформационному упрочнению [6; 13]. На основании этого, изменения в поведении каждого нагруженного слоя с удалением от поверхности будут аналогичны влиянию температуры отпуска на структуру и свойства металла [7; 9; 14]. Учитывая, что соотношение объемных долей структурных составляющих определяет уровень свойств проката [7; 11], формирование требуемого структурного состояния будет зависеть от скорости охлаждения и стабильности аустенита [1; 7; 15]. На основании аддитивного вклада структурных составляющих углеродистой стали в общий уровень прочностных характеристик [11], можно, изменяя их соотношение, получать требуемую структурную неоднородность проката по сечению.

Цель работы

Уточнение механизма разупрочнения при отпуске закаленной на мартенсит конструкционной стали.

Материал

Материалом для исследования являлась арматурная проволока диаметром 5,5 мм из стали с химическим составом: 0.31 % C, 0.08 % Si, 0.45 % Mn, 0.0029 % S, 0.014 % P, 0.11 % Cr.

Методика исследований

Образцы для испытаний диаметром 5,5 мм и длиной рабочей части 200 мм подвергались аустенитизации при температурах выше A_{c3} , закалке на мартенсит и отпуску в интервале температур 200...500 °C длительностью 1 час.

Термическую обработку (закалка и отпуск) осуществляли при нагреве в электрической печи СНОЛ – 1,6.2,5.1/11-ИЗ, для замера температуры использовали термопару хромель – алюмель и потенциометр постоянного тока в соответствии с ГОСТ 9245.

Микроструктуру металла исследовали на электронном просвечивающем микроскопе УЭМВ-100 К при ускоряющем напряжении 100 кВ. Тонкие фольги для дифракционных электронно-микроскопических исследований изготавливали методами Больмана и пинцета в хлорно-уксусном реактиве и реактиве Морриса. Заготовки толщиной около 0,8 мм вырезали механическим способом по поперечному сечению образцов, подвергали химическому утонению до толщин 0,1 мм.

Искажения кристаллической решетки второго рода определяли на дифрактометре ДРОН-2,0 с использованием сцинтилляционной регистрации рентгеновских рефлексов. Съемку осуществляли в монохроматическом CuK_α -излучении при комнатной температуре. Для снятия наклепанного слоя металла после механической обработки (шлифования), образцы для рентгеновских исследований подвергали электролитическому растворению в хлорно-уксусном электролите. Длительность электролитической обработки определялась из расчета снятия 1 мкм металла с поверхности шлифа за 1 минуту. Временное сопротивление разрыву определяли из анализа кривой растяжения образцов, полученной на машине «Инстрон», при комнатной температуре испытания и скорости деформации 10^{-3} с^{-1} . Микротвердость (H_n) структурных составляющих измеряли на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке на индентор 0,49 Н.

Результаты

Характер зависимости временного сопротивления разрыву (σ_8) от температуры отпуска закаленной стали (рис. 1) аналогичный известным данным [1; 3]. После закалки стали от температур нагрева выше A_{c3} , структура представляла реечный мартенсит с высокой плотностью дислокаций (рис. 2 а). Ширина реек не превышала 1 мкм. В отдельных мартенситных кристаллах обнаруживаются тонкие двойниковые прослойки (рис. 2 а, обозначение 1) и штриховые, случайно ориентированные выделения цементита высокой дисперсности (обозначение 2).

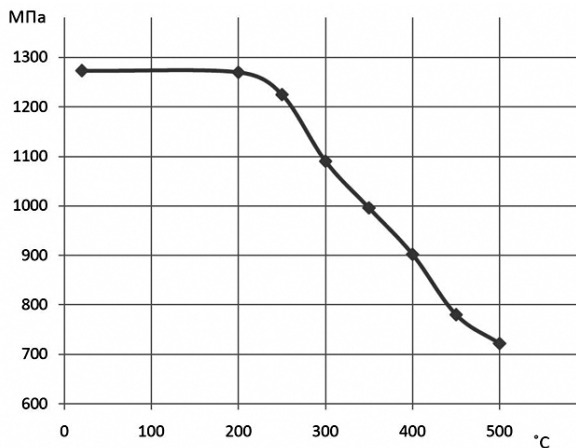


Рис. 1. Влияние температуры отпуска на временное сопротивление разрыву закаленной стали /
Fig. 1. Influence of tempering temperature on ultimate strength of the quenched steel

Из данных [2; 9] следует, что наблюдаемые выделения карбидной составляющей являются результатом развития процессов самоотпуска мартенсита, сформированного при относительно высокой температуре превращения. Учитывая, что для сталей с 0,3 % С температура начала мартенситного превращения составляет порядка 400...450 °С, можно говорить о начале выделения дисперсных цементитных частиц в процессе формирования мартенситного кристалла [12; 14].

Полагая, что суммарный эффект упрочнения при температурах отпуска до 200 °С от упорядочения атомов углерода в кристаллической решетке мартенситного кристалла [8] и закалочного старения [1] пропорциональны концентрации углерода в аустените, в исследуемой стали слабо выражен [5]. Действительно, как следует из рисунка 1, при отпуске до 200 °С прирост σ_8 практически отсутствует. По-видимому, снижение степени тетрагональности кристаллической решетки мартенсита в определенной мере компенсируется развитием процессов закалочного старения [1; 12; 14].

Далее, начиная от температур отпуска выше 200 °С монотонный характер снижения σ_8 от выделения атомов углерода из твердого раствора в процессе отпуска свидетельствует о превышении эффекта упрочнения от карбидных частиц (рис. 1). Из анализа изменения микротвердости следует, что снижение H_{μ} после отпуска 200 °С составляет примерно 4 % (от 4 700 до 4 500 МПа), а $\Delta\alpha/\alpha$ до 10 % от закаленного состояния. При повышении температуры отпуска на 50 °С (до 250 °С) наблюдаемое резкое уменьшение микротвердости металла (рис. 3 а) приводит к практически одинаковому темпу снижения H_{μ} и $\Delta\alpha/\alpha$ вплоть до температуры 300 °С (рис. 3 б). Наблюдаемая аномалия на зависимости $\Delta\alpha/\alpha$ при температуре 350 °С свидетельствует о качественных изменениях внутреннего строения металла при отпуске.

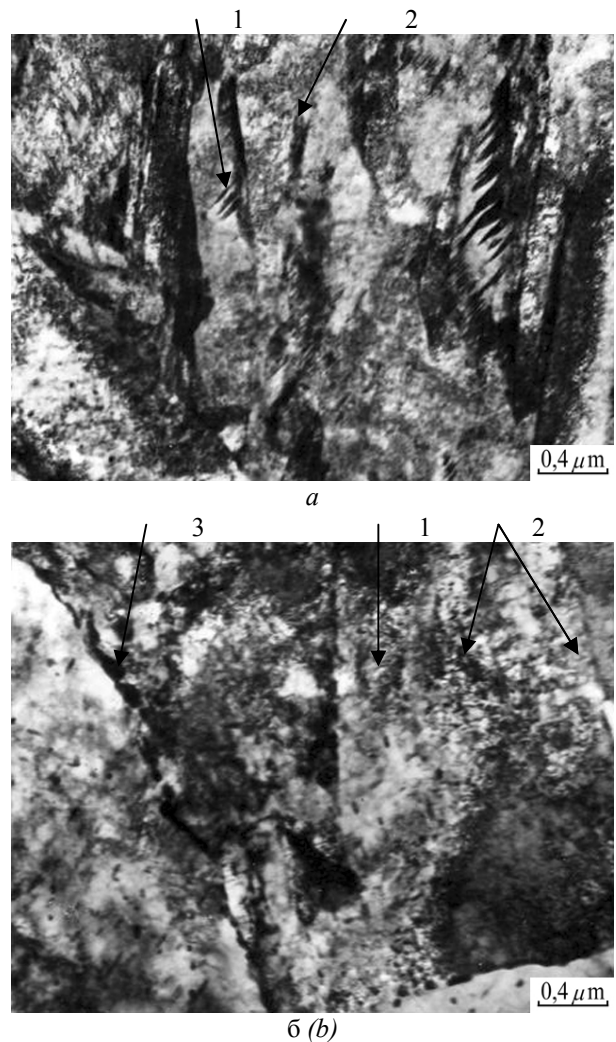


Рис. 2. Микроструктура стали после закалки (а) и отпуска при 400 °С (б) / Fig. 2. Microstructure of steel after quenching (a) and tempering at 400 °C (b)

В первом приближении немонотонность может рассматриваться как свидетельство изменения соотношения между факторами разупрочнения и упрочнения металла.

Действительно, с ростом температуры отпуска, на фоне эффекта разупрочнения от распада твердого раствора [7; 12], кроме незначительного влияния от формирования дополнительных субграниц, только возрастающая роль дисперсионного упрочнения от карбидных частиц может быть причиной возникновения указанной аномалии.

Представленное объяснение подтверждается изменениями внутреннего строения металла. Отпуск стали при температурах 350...400 °С приводит к появлению дополнительного количества дисперсных карбидных частиц, которые располагаются не только на границах раздела, но и во внутренних объемах мартенситных кристаллов и двойников (рис. 2 б, обозначение 1).

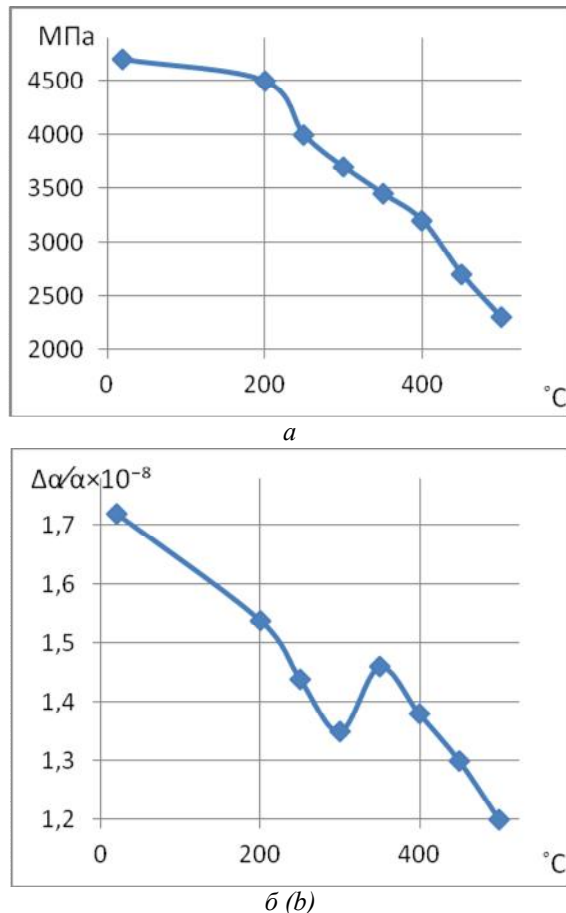


Рис. 3. Влияние температуры отпуска на микротвердость (а) и уровень искажений второго рода (б) закаленной стали / Fig. 3. Influence of tempering temperature on micro hardness (a) and micro distortions (b) of the quenched steel

Одновременно получают определенное ускорение процессы сфероидизации частиц цементита, приводя к формированию более равноосных глобул, выделение которых может иметь место уже в течение самого мартенситного превращения [8; 12]. Процессы перехода атомов углерода из твердого раствора сопровождаются снижением внутренних напряжений, о чем свидетельствуют уменьшение размытия рефлексов на микродифракционных фотографиях и уширение рентгеновских интерференций [4; 14].

Таким образом, при температурах отпуска в интервале 300...350 °C разупрочняющий эффект от начала развития процессов перераспределения дислокаций и снижения их плотности частично должен быть компенсирован дисперсионным упрочнением от формирования дополнительного количества частиц цементита. Подтверждает указанное положение нарушение монотонного снижения H_{μ} при температуре 400 °C (рис. 3 а). Более того, как следует из результатов [1; 5], развитие процессов полигонизации в мартенситных кристаллах начинается уже при температурах отпуска порядка 400 °C. Наблюдаемое возникновение новых субграниц (рис. 2 б, обозначение 2), с

одновременным совершенствованием ранее сформированных (рис. 2 б, обозначение 3), следует рассматривать как дополнительный фактор диспергирования структуры металла. Хотя указанные изменения субструктуры должны обладать упрочняющим эффектом, в действительности они не оказывают существенного влияния на монотонный характер снижения σ_s (рис. 1).

При дальнейшем повышении температуры отпуска наблюдаемые при 400 °C изменения субструктуры получают дополнительное ускорение. Действительно, температуры отпуска 500 °C уже достаточно для формирования практически равноосной субзеренной структуры (рис. 4 а, обозначение 1). Одновременно с этим в металле присутствуют объемы, в которых формирование субграниц только начинается (рис. 4 а, обозначение 2). На основании этого, различия в условиях протекания процессов сфероидизации и коалесценции цементитных частиц в микрообъемах металла должны привести к формированию определенной субструктурной неоднородности.

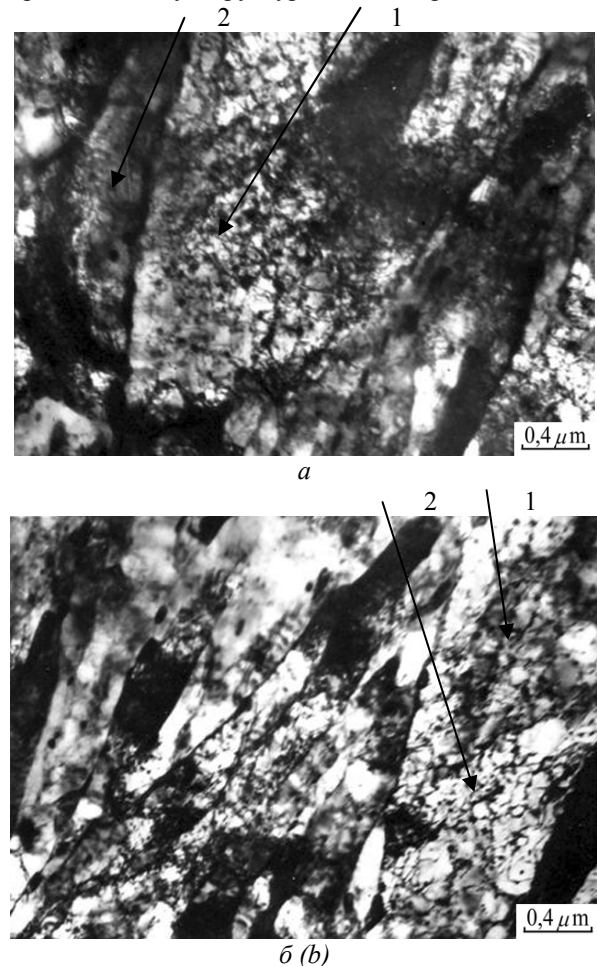


Рис. 4. Микроструктура стали после закалки и отпуска при 500 °C / Fig. 4. Microstructure of steel after quenching and tempering at 500 °C

В микрообъемах, в которых сохранилось значительное количество мелкодисперсных карбидных частиц, процессы полигонизации

существенно заторможены, о чем свидетельствует повышенная плотность дислокаций (рис. 4 б, обозначение 2).

В противоположность этому, в участках с более интенсивным развитием полигонизации, перераспределение дислокаций приводит к совершенствованию субграниц, очищению внутренних объемов фрагментированных мартенситных кристаллов от несвязанных дислокаций (рис. 4 б, обозначение 1).

Учитывая, что дополнительное формирование субграниц и выделение частиц цементита по характеру влияния относятся к упрочнению, указанные явления должны замедлять развитие процессов разупрочнения с ростом температуры отпуска.

Из анализа полученных результатов следует, что суммарный эффект разупрочнения при отпуске закаленной стали от распада твердого раствора, уменьшения плотности дислокаций и коалесценции карбидных частиц превышает упрочнение от взаимодействия дислокаций с атомами углерода, формирования дополнительных субграниц и дисперсионного упрочнения от частиц цементита. В зависимости от содержания углерода момент ускорения процессов разупрочнения при отпуске закаленной стали может смещаться по шкале температур [10].

Научная новизна

Для температур отпуска 350...400 °С нарушение монотонности эффекта разупрочнения от распада твердого раствора обусловлена формированием субграниц и дисперсионным упрочнением от карбидных частиц.

Практическая значимость

Понимание механизма структурных превращений в процессе отпуска закаленной стали позволит целенаправленно разрабатывать технологию получения термически упрочненного проката с требуемым комплексом свойств.

Выводы

1. При отпуске закаленной стали эффект разупрочнения от распада твердого раствора, уменьшения плотности дислокаций и коалесценции карбидных частиц превышает упрочнение от взаимодействия дислокаций с атомами углерода, формирования дополнительных субграниц и дисперсионного упрочнения от частиц цементита.
2. Наблюдаемая аномалия на зависимости искажений второго рода от температуры отпуска обусловлена ускорением процессов выделения карбидных частиц.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Деформационное старение стали : монография / [В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков]. – Москва : Металлургия, 1972. – 320 с.
2. Бернштейн М. Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов : монография / М. Л. Бернштейн. – Москва : Металлургия, 1968. – 1172 с.
3. Термическая обработка строительной стали повышенной прочности : монография / [В. И. Большаков, К. Ф. Стародубов, М. А. Тылкин]. – Москва : Металлургия, 1977. – 200 с.
4. Атлас структур металлов и сплавов : монография / [В. И. Большаков, Г. Д. Сухомлин, Н. Э. Погребная]. – Днепропетровск : Gaudeamus, 2001. – 114 с.
5. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали : монография / [И. А. Вакуленко, В. И. Большаков]. – Днепропетровск : Маковецкий, 2008. – 196 с.
6. Вакуленко И. А. Структура и свойства углеродистой стали при знакопеременном деформировании : монография / И. А. Вакуленко. – Днепропетровск : Gaudeamus, 2003. – 94 с.
7. Прочность и пластичность холодно деформированной стали : монография / [В. Н. Гриднев, В. Г. Гаврилюк, Ю. Я. Мешков]. – Киев : Наукова думка, 1974. – 231 с.
8. Превращения в железе и стали : монография / [Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин]. – Москва : Металлургия, 1977. – 236 с.
9. Ефременко В. Г. Кинетика превращения аустенита в рельсовых сталях марок М74 и 75ХГСМ при непрерывном охлаждении / В. Г. Ефременко, Ф. К. Ткаченко, С. О. Кузьмин, В. Г. Казанков // Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту імені академіка В. Лазаряна. – 2009. – Вип. 29. – С. 198–201.
10. Патент на корисну модель № 103564, Україна, В21К 1/28, В21Н1/00. Спосіб виготовлення суцільнокатаного залізничного колеса / Вакуленко І. О., Перков О. М., Болотова Д. М., Пройдак С. В.; заявник і патентовласник ДНУЗТ. – № заявки у 2015 05378, В21К 1/28, В21Н1/00 від 02.08.2015; опубл. 25.12.2015, бюл. № 24.
11. Пикеринг Ф. Б. Физическое металловедение и разработка сталей : монография / Ф. Б. Пикеринг. – Москва : Металлургия, 1972. – 184 с.
12. Bhadeshia H.K.D.N. Bainite in steels / H.K.D.N. Bhadeshia. – Cambridge : TheUniversityPress, 2001. – 460 p.
13. Caballero F. G. Very Strong Bainite / F. G. Caballero, H. K. D. N. Bhadeshia // *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. – 2004. – Vol. 8. – Pp. 251–257.
14. Lonardelli I., Powder metallurgical nanostructured bainitic steel / I. Lonardelli, M. Bortolotti, W. van Beek, et al. // *Materials Science and Engineering*. – 2012. – Vol. A 555. – Pp. 139–147.

15. Vakulenko I. Influence of cooling rate on the strength of the ring of railway wheel / I. Vakulenko // Materials Science. – 2016. – Vol. 51. – № 6. – Pp. 839–842.
16. Vakulenko I. Investigation of slide mechanism of tread during operation of railway wheel / I. Vakulenko, S. Proidak, O. Perkov // Scientific Journal of Silesian University of Technology. – 2016. – Vol. 90. – Pp. 185–193.

REFERENCES

1. Babich V.K., Gulj, Yu.P. and Dolzhenkov I.E. *Deformacionnoe starenie stali* [Strain aging steel]. Moscow : Metallurgiya, 1972, 320 p. (in Russian).
2. Bernshteyn M.L. *Termomekhanicheskaya obrabotka metallov i splavov* [Thermo-mechanical treatment of metals and alloys]. Moscow : Metallurgiya, 1968, 1172 p. (in Russian).
3. Boljshakov V.I., Starodubov K.F. and Tyhlkin M.A. *Termicheskaya obrabotka stroitel'nykh stali povyshennoy prochnosti* [Heat treatment of high-strength steel construction]. Moscow : Metallurgiya, 1977, 200 p. (in Russian).
4. Boljshakov V.I., Sukhomlin G.D. and Pogrebnaya N.Eh. *Atlas struktur metallov i splavov* [Atlas of metal structures and alloys]. Dnipropetrovsk : Gaudeamus, 2001, 114 p. (in Russian).
5. Vakulenko I.A. and Boljshakov V.I. *Morfologiya struktur i deformacionnoe uprochnenie stali* [The morphology of the structure and work hardening steel].- Dnipropetrovsk : Makoveckiy, 2008, 196 p. (in Russian).
6. Vakulenko I.A. *Struktura i svoystva uglerodistoy stali pri znakooperemennom deformirovanii* [The structure and properties of carbon steel at alternating deformation]. Dnipropetrovsk : Gaudeamus, 2003, 94 p. (in Russian).
7. Gridnev V.N., Gavriyuk V.G. and Meshkov Yu.Ya. *Prochnost i plastichnost kholodno-deformirovannoy stali* [The strength and ductility of the cold-deformed steel]. Kyiv : Naukova dumka, 1974, 231 p. (in Russian).
8. Kurdyumov G.V., Utevskiy L.M. and Ehntin R.I. *Prevratneniya v zheleze i stali* [Transformations in the iron and steel]. Moscow : Metallurgiya, 1977, 236 p. (in Russian).
9. Efremenko V.G., Tkachenko F.K., Kuzmin S.O. and Kazankov V.G. *Kinetika prevratneniya austenita v rel'sovikh stalyakh marok M74 i 75KhGSM pri neprerivnom okhlazhdenii* [Kinetics of austenite transformation in the rail steel grades and M74 75HGSM under continuous cooling]. *Visnyk Dnipropetrovs'kogo natsional'nogo universitetu zaliznychnogo transportu imeni akademika V. Lazaryana* [Bulletin of Dnipropetrovsk national University of railway transport named after academician V. Lazaryan]. 2009, vol. 29, pp. 198–201. (in Russian).
10. Patent na korisnu model' no. 103564, Ukraïna, V21K 1/28, V21N1/00. *Sposib vivotovlennya suchil'nykh zaliznychnykh koles* [A method of manufacturing Solid-rolled railway wheels]. Vakulenko I.O., Perkov O.M., Bolotova D.M., Proydak S.V.; zayavnik i patentovlasnik DNUZT. No. zayavki u 2015 05378, V21K 1/28, V21N1/00 vid 02.08.2015; opubl. 25.12.2015, byul. no. 24. (in Ukrainian).
11. Pikerin F.B. *Fizicheskoe metallovedenie i razrabotka staley*. [Physical metallurgy of steels and development]. Moscow : Metallurgiya, 1972, 184 p. (in Russian).
12. Bhadeshia H.K.D.H. *Bainite in steels*. Cambridge : The University Press, 2001, 460 p.
13. Caballero F.G. and Bhadeshia H.K.D.H. Very Strong Bainite. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. 2004, vol. 8, pp. 251–257.
14. Lonardelli I., Bortolotti M., van Beek W., Girardini L., Zarda M. and Bhadeshia H.K.D.H. Powder metallurgical nanostructured bainitic steel. *Materials Science and Engineering*. 2012, vol. A 555, pp.139–147.
15. Vakulenko I. Influence of cooling rate on the strength of the ring of railway wheel. *Materials Science*. 2016, vol. 5, no. 6, pp. 839–842.
16. Vakulenko I., Proidak S. and Perkov O. Investigation of slide mechanism of tread during operation of railway wheel. *Scientific Journal of Silesian University of Technology*. 2016, vol. 90, pp. 185–193.

Стаття рекомендована к публікації д-ром техн. наук, проф. В. А. Заблудовским (Україна), д-ром техн. наук, проф. І. П. Волчком (Україна)

Поступила в редакцію 13.02.2017

Принята в печать 17.02.2017