

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

УДК 669.14/15:621.78

И. А. ВАКУЛЕНКО¹, С. В. ПРОЙДАК², Л. И. ВАКУЛЕНКО³, Н. А. ГРИЩЕНКО⁴

¹Каф. «Прикладная механика и материаловедение», Днепропетровский национальный университет железнодорожного транспорта имени академика В. Лазаряна, ул. Лазаряна, 2, Днипро, Украина, 49010, тел. +38 (056) 373 15 56, эл. почта dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0002-7353-1916

²Каф. «Прикладная механика и материаловедение», Днепропетровский национальный университет железнодорожного транспорта имени академика В. Лазаряна, ул. Лазаряна, 2, Днипро, Украина, 49010, тел. +38 (056) 373 15 56, эл. почта proydak.S@gmail.com, ORCID 0000-0003-2439-3657

³Управление Приднепровской железной дороги, просп. Дмитрия Яворницкого, 107, Днипро, Украина, 49054, тел. + 38 (095) 466 08 50, эл. почта dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0003-2616-740X

⁴Каф. «Прикладная механика и материаловедение», Днепропетровский национальный университет железнодорожного транспорта имени академика В. Лазаряна, ул. Лазаряна, 2, Днипро, Украина, 49010, тел. +38 (056) 373 15 56, эл. почта dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0002-0091-1387

РАЗУПРОЧНЕНИЕ ПРИ НАГРЕВЕ ЗАКАЛЕННОЙ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Цель. В работе необходимо провести уточнение механизма разупрочнения при нагреве закаленной на мартенсит углеродистой стали, что имеет важное практическое значение, особенно при разработке технологии производства проката с разным уровнем упрочнения. **Методика.** Образцы после закалки на мартенсит отпускали при температурах 300–500 °С. Микроструктуру исследовали под электронным микроскопом. Фольги изготавливали методами Больмана и Пинцета, в хлорно-уксусном растворе и реактиве Морриса. Искажения второго рода кристаллической решетки определяли по методикам рентгеновского структурного анализа, с использованием дифрактометра. Наклепанный слой металла после шлифования удаляли электролитическим растворением. Временное сопротивление разрушению определяли из диаграмм растяжения образцов при испытаниях на машине типа «Инстрон». Микротвердость измеряли с использованием прибора ПМТ-3, с нагрузкой на индентор 0,49 Н. **Результаты.** При нагреве до 300 °С закаленной стали эффект разупрочнения связан с темпом снижения накопленной в результате мартенситного превращения плотности дефектов кристаллического строения. Суммарный результат обусловлен развитием рекомбинации дислокаций и упрочнением от появления дополнительных частиц цементита при распаде мартенситных кристаллов. Начиная от температур 400 °С и выше, развитие процессов полигонизации в феррите сопровождается возникновением дополнительных субграниц, которые усиливают эффект упрочнения металла. С ростом температуры нагрева закаленной стали уровень прочностных свойств определяется прогрессирующим разупрочнением от снижения степени пресыщения атомами углерода твердого раствора, плотности дислокаций и увеличения размера частиц цементита над эффектом упрочнения от торможения подвижных дислокаций атомами углерода и возникновения дополнительных субграниц. **Научная новизна.** Для температур отпуска 300–400 °С отсутствие изменения величины искажений второго рода свидетельствует о появлении дополнительного фактора в упрочнении металла от формирования субграниц и дисперсионного упрочнения от карбидных частиц. **Практическая значимость.** Приведенное объяснение механизма структурных превращений в процессе отпуска в среднем интервале температур закаленной углеродистой стали может быть использовано для оптимизации технологии термического упрочнения проката.

Ключевые слова: микроструктура; мартенсит; цементит; субграницы; закалка; разупрочнение

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Введение

При термическом упрочнении с использованием тепла прокатного нагрева [2, 4, 10] в элементах изделий больших сечений формируется градиент структур, которым соответствуют определенные значения прочностных характеристик [1, 9, 11]. Наблюдаемая структурная неоднородность обусловлена суммарным эффектом от развития процессов фазовых превращений с различным характером влияния на свойства. Так, достигаемый уровень упрочнения металла пропорционален скорости ускоренного охлаждения, которая снижается по мере возрастания расстояния от охлаждаемой поверхности проката [5]. Одновременно с этим, температура нагрева металла при приближении к центральным объемам будет возрастать [1, 4]. Для детального анализа непрерывный характер изменения структуры по сечению проката, в зависимости от расстояния от поверхности охлаждения, может быть условно разделенным на отдельные объемы с соответствующей структурой и способностью к деформационному упрочнению [3]. На основании этого изменения в характере поведения при нагружении указанных объемов металла будут аналогичными влиянию температуры отдельного нагрева при отпуске закаленной стали [1]. Учитывая аддитивный характер влияния дисперсности и морфологии структурных составляющих на общий уровень упрочнения углеродистой стали [3], формирование определенного градиента структур по сечению проката следует рассматривать как одно из направлений оптимизации технологии термического упрочнения для достижения требуемого структурного состояния и уровня прочностных характеристик [1, 3, 5].

Цель

Целью работы является уточнение механизма разупрочнения при нагреве в среднем интервале температур закаленной среднеуглеродистой стали.

Методика

Материалом для исследования являются фрагменты железнодорожной оси колесной пары из углеродистой стали с концентрацией хи-

мических элементов: 0,41 % С, 0,36 % Si, 0,61 % Mn, 0,0022 % S, 0,015 % P. Образцами для испытаний послужили пластины толщиной 2, шириной 20 и длиной 250 мм. Образцы подвергали аустенитизации при температурах выше A_{c3} с последующим принудительным охлаждением в баке с водой. После закалки образцы были подвергнуты отпуску при температурах 300–500 °С, длительностью 1 ч. Нагрев осуществляли в электрической печи СНОЛ – 1,6.2,5.1/11-ИЗ. Температуру контролировали термопарой хромель–алюмель и потенциометром постоянного тока. Микроструктуру образцов исследовали под электронным микроскопом при ускоряющем напряжении 100 кВ. Тонкие фольги для электронных микроскопических исследований изготавливали методами Больмана и Пинцета в хлорно-уксусном электролите и реактиве Морриса. При подготовке объектов для рентгеновских исследований наклепанный слой металла после изготовления шлифов удаляли растворением в хлорно-уксусном электролите. Искажения кристаллической решетки второго рода ($\Delta a/a$), где a – параметр кристаллической решетки феррита, определяли по методикам рентгеновского структурного анализа с использованием дифрактометра ДРОН-2.0, при синхротронной регистрации рефлексов, в монохроматическом CuK_{α} излучении при комнатной температуре. Погрешность при определении $\Delta a/a$ составляла до 5%. Временное сопротивление разрушению оценивали при растяжении на машине типа «Инстрон» при комнатной температуре и скорости деформации 10^{-3} с^{-1} . В качестве характеристики прочности микрообъемов металла использовали микротвердость, которую измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке на индентор 0,49 Н.

Результаты

Уровень значений временного сопротивления разрыву исследуемой стали после закалки и отпуска при температурах 300–500 °С соответствовал известным экспериментальным данным для сталей с аналогичным химическим составом [1, 5, 7]. По мере роста температуры отпуска прогрессирующему разупрочнению

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

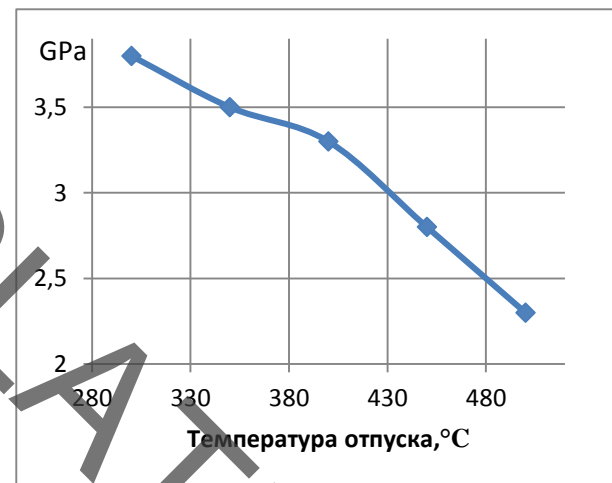
закаленного металла соответствуют вполне определенные структурные изменения [3, 9], которые обнаруживают, начиная от температур 200–250 °С. Действительно, как показано в [6, 8], для углеродистых сталей с содержанием углерода около 0,4 % температура начала мартенситного превращения составляет значения порядка 300 °С, которой должно быть достаточно для начала выделения цементитных частиц в процессе формирования самого мартенситного кристалла. Таким образом, в зависимости от температуры окончания принудительного охлаждения, различное сочетание в развитии процессов упрочнения и разупрочнения в стали определяет окончательный уровень прочностных свойств.

Эффект упрочнения от упорядочения атомов углерода в кристаллической решетке мартенситного кристалла [6] и закалочного старения [2, 10] при отпуске 300 °С практически полностью подавляется прогрессирующим разупрочнением металла (рис. 1, а).

Действительно, для сталей со средним содержанием углерода достигаемая степень насыщения твердого раствора при закалке на мартенсит определяет ресурс сохранения повышенной прочности металла после нагрева до определенных температур. На основании этого можно с уверенностью полагать, что для исследуемой стали после закалки эффект от снижения степени тетрагональности кристаллической решетки феррита (мартенситного кристалла) при низкотемпературном отпуске в определенной мере может быть компенсирован возрастанием роли процессов закалочного старения [2, 10]. Однако уже после нагрева закаленной стали, начиная от 300 °С, монотонный характер снижения прочностных характеристик в микроробъемах металла свидетельствует об однозначном превышении эффекта разупрочнения над упрочнением (рис. 1, а). Качественно иной характер зависимости от температуры отпуска наблюдается для величины искажений второго рода (рис. 1, б). Сравнительный анализ абсолютных значений указанных характеристик в зависимости от структурного состояния металла показал, что в результате отпуска при 400 °С снижение H_{μ} достигает примерно 40–43 %, а

для $\Delta a/a$ составляет до 20 % относительно закаленного состояния. После отпуска 500 °С значения соответствующих характеристик равны 58 и 30 % соответственно. Таким образом, наблюдаемые различия в характере изменения H_{μ} и $\Delta a/a$ при отпуске до 400 °С (рис. 1) можно связать лишь с различной чувствительностью к субструктурным изменениям при отпуске закаленной стали. Можно надеяться, что анализ микроструктуры закаленной стали после отпуска 400 °С позволит объяснить характер изменения $\Delta a/a$.

а



б

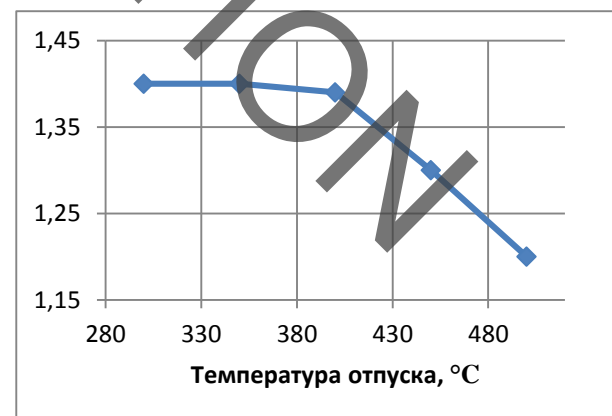


Рис. 1. Влияние температуры отпуска на микротвердость (а) и микроискажения (б) закаленной стали

Представленная на рис. 2, а микроструктура соответствует закаленному состоянию, а на рис. 2, б – после отпуска при температуре 400

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

°С. Обнаруженные участки реечного мартенсита с высокой плотностью дислокаций (рис. 2, а) свидетельствуют о развитии превращения аустенита по сдвиговому механизму. Ширина реек в основном составляет значения до 1 мкм.

а



б

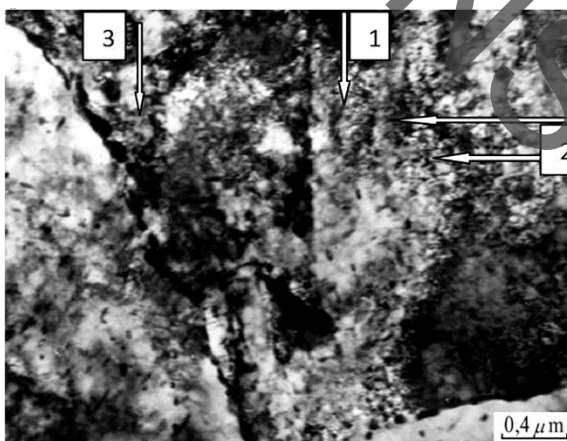


Рис. 2. Микроструктура стали после закалки (а) и отпуска при 400 °С (б)

При достаточно внимательном исследовании в отдельных мартенситных кристаллах одновременно с тонкими двойниками (обозначение 1) обнаруживаются штриховые, случайно ориентированные выделения цементита высокой дисперсности (обозначение 2), рис. 2, а. Анализ результатов [2, 8] указывает, что появление наблюдаемых выделений карбидной фазы в действительности обусловлено развитием процессов распада мартенситных кристаллов, которые формируются при относительно высокой температуре превращения.

По сравнению с H_{μ} отсутствие снижения $\Delta a/a$ свидетельствует о сложном изменении соотношения в развитии процессов разупрочнения и упрочнения металла. В первом приближении эффект упрочнения обеспечивается одновременным влиянием от формирования дополнительных границ раздела в феррите (субграниц) и дисперсионным упрочнением от выделяющихся карбидных частиц (рис. 2, б). Рассматривая отдельно влияние частиц цементита на эффект упрочнения, следует отметить, что дополнительно к сформированным карбидным частицам при закалке стали должно добавляться влияние от выделяющихся частиц уже при отпуске. Как следует из [6, 8], одновременно с появлением дисперсных частиц при отпуске получают определенное ускорение процессы сфероидизации и коалесценции частиц, которые сформированы при мартенситном превращении. Таким образом, ожидаемый суммарный упрочняющий эффект от дисперсных частиц цементита, которые сформированы в результате отпуска, должен быть частично снижен. Однако, в действительности на основе сравнительного анализа микроструктуры (рис. 2) не обнаружены свидетельства о существовании карбидных частиц с заметно увеличенными размерами. При достаточно внимательном исследовании структуры частицы цементита, расположенные на субграницах (сформированные при отпуске) и во внутренних объемах бывших мартенситных кристаллов (выделение при закалке) (рис. 2, б, обозначение 1), имеют практически одинаковые диаметры. На основе известных результатов исследования неизменность размеров частиц объясняется циклическим характером смены этапов роста частиц, при расположении их на границах зерен за счет растворяющихся частиц, расположенных внутри зерна. Таким образом, несмотря на то, что при нагреве до 400 °С практически завершается процесс ухода атомов углерода из тетрагональных позиций внедрения, о чем свидетельствуют уменьшение размытия рефлексов на микродифракционных фотографиях и уширение рентгеновских интерференций [2, 6]. Недостаточное ускорение коалесценции цементита является одной из причин некоторого снижения темпа

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

разупрочнения стали. Подтверждает указанные положения присутствие незначительной аномалия на монотонном ходе кривой H_{μ} (рис. 1, *a*).

При дальнейшем повышении температуры отпуска наблюдаемые при 400 °С субструктурные изменения получают дополнительное ускорение. Как следует из анализа микроструктуры (рис. 3), нагрева до 500 °С уже достаточно для начала формирования в закаленной стали участков с практически равноосными субзернами (рис. 3, *a*, обозначение 1). Одновременно с этим, в металле присутствуют объемы, в которых формирование субграниц только начинается (рис. 3, *a*, обозначение 2).

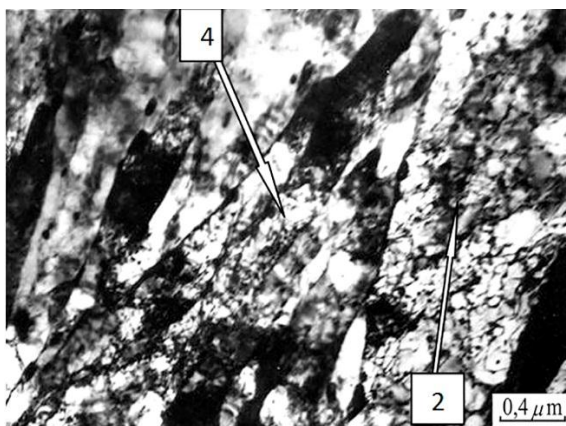
a*b*

Рис. 3. Микроструктура стали после закалки и отпуска при 500 °С

Следовательно, различия в условиях начала протекания процессов сфероидизации и коалесценции цементитных частиц в микрообъемах металла являются одной из причин форми-

рования определенной субструктурной неоднородности. В микрообъемах, в которых сохранилось значительное количество мелкодисперсных карбидных частиц, процессы полигонизации существенно заторможены, о чем свидетельствует повышенная плотность дислокаций (рис. 3, *a*, обозначение 3). Противоположно этому в участках с более интенсивным развитием полигонизации перераспределение дислокаций приводит к совершенствованию субграниц, очищению внутренних объемов фрагментированных мартенситных кристаллов от несвязанных дислокаций (рис. 3, *b*, обозначение 4). Учитывая, что дополнительное формирование субграниц и выделение частиц цементита по характеру своего 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 упрочнения от частиц цементита различной дисперсности.

Научная новизна и практическая значимость

В процессе исследования установлено, что для температур отпуска 300–400 °С отсутствие изменения искажений второго рода свидетельствует о появлении дополнительного фактора в упрочнении металла от формирования субграниц и дисперсионного упрочнения от карбидных частиц.

Приведенное объяснение механизма структурных превращений в процессе отпуска в среднем интервале температур закаленной углеродистой стали может быть использовано для оптимизации технологии термического упрочнения проката.

Выводы

1. При отпуске закаленной стали в интервале температур 300–500 °С эффект разупрочнения от распада твердого раствора, уменьшения

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

плотности дислокаций и коалесценции карбидных частиц превышает упрочнение от взаимодействия дислокаций с атомами углерода, формирования дополнительных субграниц и дисперсионного упрочнения от частиц цементита.

2. Зависимость величины искажения второго рода свидетельствует о развитии при отпуске 300–400 °С в закаленной стали сложных структурных изменений с противоположным характером влияния на прочностные свойства.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Бабаченко, А. И. Надежность и долговечность железнодорожных колес и бандажей. – Днепропетровск : Приднепров. гос. акад. стр-ва и архитектуры, 2015. – 350 с.
2. Большаков, В. И. Атлас структур металлов и сплавов / В. И. Большаков, Г. Д. Сухомлин, Н. Э. Погребная. – Днепропетровск : Gaudeamus, 2001. – 114 с.
3. Гриднев, В. Н. Прочность и пластичность холодно деформированной стали / В. Н. Гриднев, В. Г. Гаврилюк, Ю. Я. Мешков. – Киев : Наукова думка, 1974. – 231 с.
4. Кинетика превращения аустенита в рельсовых сталях марок М74 и 75ХГСМ при непрерывном охлаждении / Ф. К. Ткаченко, С. О. Кузьмин, В. Г. Ефременко, В. Г. Казанков // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2009. – Вип. 29. – С. 198–201.
5. Совершенствование химического состава стали для железнодорожных колес, обеспечивающего повышение их стойкости к образованию дефектов на поверхности катания / А. И. Бабаченко, П. Л. Литвиненко, А. В. Кныш, Ж. А. Деметьева, А. Н. Хулин, Е. А. Шпак // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии : сб. науч. тр. – Днепропетровск, 2011. – Вып. 23. – С. 226–233.
6. Bhadeshia, H. K. D. H. Bainite in steels: Transformations, Microstructure and Properties / H. K. D. H. Bhadeshia. – Cambridge : The University Press, 2001. – 478 p.
7. Effect of morphologies of martensite–austenite constituents on impact toughness in inter critically reheated coarse-grained heat-affected zone of HSLA steel / Xiang Luo, Xiaohua Chen, Tao Wang, Shiwei Pan, Zidong Wang // Materials Science and Engineering: A. – 2018. – Vol. 710. – P. 192–199. doi: 10.1016/j.msea.2017.10.079
8. Powder metallurgical nanostructured medium carbon bainitic steel: Kinetics, structure, and in situ thermal stability studies / I. Lonardelli, M. Bortolotti, W. van Beek [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2012. – Vol. 555. – P. 139–147. doi: 10.1016/j.msea.2012.06.043
9. Structure and properties of the steel railway wheel disc after forced cooling / I. Vakulenko, N. Grisichenko, L. Vakulenko, V. Efremenko, S. Proiydak, O. Perkov // Scientific Journal of Silesian University of Technology. Series Transport. – 2018. – Vol. 98. – P. 173–180. doi: 10.20858/sjsutst.2018.98.16
10. Vakulenko, I. Influence of cooling rate on the strength of the ring of railway wheel / I. Vakulenko // Materials Science. – 2016. – Vol. 51. – Iss. 6. – P. 839–842. doi: 10.1007/s11003-016-9910-8
11. Vakulenko, I. Investigation of slide mechanism of tread during operation of railway wheel / I. Vakulenko, S. Proiydak, O. Perkov // Scientific Journal of Silesian University of Technology. Series Transport. – 2016. – Vol. 90. – P. 185–193. doi: 10.20858/sjsutst.2016.90.16

І. О. ВАКУЛЕНКО¹, С. В. ПРОЙДАК², Л. І. ВАКУЛЕНКО³, М. А. ГРИЩЕНКО⁴

¹Каф. «Прикладна механіка і матеріалознавство», Дніпровський національний університет залізничного транспорту імені академіка В. Лазаряна, вул. Лазаряна, 2, Дніпро, Україна, 49010, тел. +38 (056) 373 15 56, ел. пошта dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0002-7353-1916

²Каф. «Прикладна механіка і матеріалознавство», Дніпровський національний університет залізничного транспорту імені академіка В. Лазаряна, вул. Лазаряна, 2, Дніпро, Україна, 49010, тел. +38 (056) 373 15 56, ел. пошта proiydak.S@gmail.com, ORCID 0000-0003-2439-3657

³Управління Придніпровської залізниці, просп. Дмитра Яворницького, 107, Дніпро, Україна, 49054, тел. + 38 (095) 466 08 50, ел. пошта dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0003-2616-740X

⁴Каф. «Прикладна механіка і матеріалознавство», Дніпровський національний університет залізничного транспорту імені академіка В. Лазаряна, вул. Лазаряна, 2, Дніпро, Україна, 49010, тел. +38 (056) 373 15 56, ел. пошта dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0002-0091-1387

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

ЗНЕМЦЕННЯ ПІД ЧАС НАГРІВАННЯ ЗАГАРТОВАНОЇ СЕРЕДНЬОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ

Мета. У роботі необхідно провести уточнення механізму пом'якшення при нагріві загартованої на мартенсит вуглецевої сталі, що має важливе практичне значення, особливо при розробці технології виробництва прокату з різним рівнем зміцнення. **Методика.** Зразки після гартування на мартенсит відпускали при температурах 300–500 °С. Мікроструктуру досліджували під електронним мікроскопом. Фольги виготовляли методами Больмана і Пінцету, в хлорно-оцтовому розчині й реактиві Морріса. Викривлення другого роду кристалічної решітки визначали за методиками рентгенівського структурного аналізу з використанням дифрактометра. Наклепаний шар металу після шліфування видаляли електролітичним розчиненням. Тимчасовий опір руйнуванню визначали з діаграм розтягання зразків на машині типу «Інстрон». Мікротвердість вимірювали з використанням приладу ПМТ-3, з навантаженням на індентор 0,49 Н. **Результати.** При нагріванні до температури 300 °С загартованої сталі ефект пом'якшення пов'язаний з темпом зниження накопиченої в результаті мартенситного перетворення щільності дефектів кристалічної будови. Сумарний результат обумовлений розвитком рекомбінації дислокацій та пом'якшенням від появи додаткових частинок цементиту при розпаді мартенситних кристалів. Починаючи від температур нагріву 400 °С і вище, розвиток процесів полігонізації у фериті супроводжується виникненням додаткових субмеж, які підсилюють ефект зміцнення металу. З підвищенням температури нагріву загартованої сталі рівень міцності властивостей визначається прогресуючим пом'якшенням від зниження ступеня пересичення атомами вуглецю твердого розчину, густини дислокацій і збільшення розміру частинок цементиту над ефектом зміцнення від гальмування рухомих дислокацій атомами вуглецю та виникнення додаткових субмеж. **Наукова новизна.** Для температур відпуску 300–400 °С відсутність зміни спотворень другого роду свідчить про появу додаткового фактора в зміцненні металу від формування субмеж і дисперсійного зміцнення від карбідних частинок. **Практична значимість.** Наведене пояснення механізму структурних перетворень в процесі відпуску в середньому інтервалі температур загартованої вуглецевої сталі може бути використано для оптимізації технології термічного зміцнення прокату.

Ключові слова: мікроструктура; мартенсит; цементит; субмежі; гартування; пом'якшення

I. O. VAKULENKO,¹ S. V. PROIDAK,² L. I. VAKULENKO,³ N. A. GRISCHENKO⁴

¹Dep. «Applied Mechanics and Materials Science», Dnipropetrovsk National University of Railway Transport named after Academician V. Lazaryan, Lazaryan St., 2, Dnipro, Ukraine, 49010, tel. + 38 (056) 373 15 56, e-mail dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0002-7353-1916

²Dep. «Applied Mechanics and Materials Science», Dnipropetrovsk National University of Railway Transport named after Academician V. Lazaryan, Lazaryan St., 2, Dnipro, Ukraine, 49010, tel. + 38 (056) 373 15 56, e-mail proidak.S@gmail.com, ORCID 0000-0003-2439-3657

³Management of Prydniprovsk Railway, Yavornytskyi Av., 107, Dnipro, Ukraine, 49054, tel. 0954660850, e-mail dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0003-2616-740X

⁴Dep. «Applied Mechanics and Materials Science», Dnipropetrovsk National University of Railway Transport named after Academician V. Lazaryan, Lazaryan St., 2, Dnipro, Ukraine, 49010, tel. + 38 (056) 373 15 56, e-mail grichenko@live.ru, ORCID 0000-0002-0091-1387

SOFTENING OF HARDENED MEDIUM-CARBON STEEL DURING HEATING

Purpose. The work is aimed to clarify the softening mechanism during the heating of martensite hardened carbon steel, which is of practical importance, especially in the development of the production technology of rolled products with different levels of hardening. **Methodology.** The samples after martensite hardening were tempered at the temperatures of 300–500 °С. The microstructure was investigated under the electron microscope. Thin foils were made using the Bolman and Pincer methods in chlorous-acetic solution and Morris reagent. Phase distortions of crystalline lattice were determined by the methods of X-ray structural analysis, using the diffractometer. The cold-worked layer of metal after grinding was removed by electrolytic dissolution. Tensile strength brake of the metal was determined using the tensile diagrams of samples using the Instron type machine. Microhardness was measured using the PMT-3 device with indentation load 0.49 N. **Findings.** When heating the hardened steel to a temperature

Creative Commons Attribution 4.0 International

doi: 10.15802/stp2019/160163

© И. А. Вакуленко, С. В. Пройдак, Л. И. Вакуленко, Н. А. Грищенко, 2019

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

of 300°C, the softening effect is mainly related to the rate of reduction of the accumulated as a result of martensitic transformation, density of the crystalline structure defects. The total result is caused by the development of dislocations recombination and strengthening because of the emergence of additional number of cementite particles during the martensitic crystals decomposition. Starting from the heating temperatures of 400°C and above, the development of polygonization processes in the ferrite is accompanied by the emergence of additional sub-boundaries, which enhance the effect of metal strengthening. With increase in the heating temperature of the hardened steel, the level of strength properties is determined by the progressive softening from the decrease in carbon atoms saturation degree of the solid solution, dislocations density and increase in the size of cementite particles over the effect of strengthening from hindering of mobile dislocations by carbon atoms and the emergence of additional sub-boundaries. **Originality.** For the tempering temperature of 300-400°C, the absence of the phase distortion change indicates the emergence of additional factor in strengthening the metal from the formation of sub-boundaries and the dispersion strengthening from the carbide particles. **Practical value.** The given explanation of the mechanism of structural transformations in the process of tempering in the average temperature range of the hardened carbon steel can be used to optimize the technology of thermal strengthening of rolled metal.

Keywords: microstructure; martensite; cementite; sub-boundaries; hardening; softening

REFERENCES

1. Babachenko, A. I. (2015). *Nadezhnost i dolgovechnost zheleznodorozhnykh koles i bandazhey*. Dnepropetrovsk: Pridneprovskaya gosudarstvennaya akademiya stroitelstva i arkhitektury. (in Russian)
2. Bolshakov, V. I., Sukhomlin, G. D., & Pogrebnyaya, N. E. (2001). *Atlas struktur metallov i splavov*. Dnepropetrovsk: Gaudeamus. (in Russian)
3. Gridnev, V. N., Gavrilyuk, V. G., & Meshkov, Y. Y. (1974). *Prochnost i plastichnost kholodno deformirovannoy stali*. Kiev: Naukova dumka. (in Russian)
4. Tkachenko, F. K., Kuzmin, S. O., Yefremenko, V. H., & Kazankov, V. H. (2009). The kinetics of austenite transformation in the rail steel grades m74 and 75 xrcm during continuous cooling. *Bulletin of Dnipropetrovsk National University of Railway Transport*, 29, 198–201. (in Russian)
5. Babachenko, A. I., Litvinenko, P. L., Knysh, A. V., Dementeva, Zh. A., Khulin, A. N., & Shpak, Y. A. (2011). Improving chemical composition of steel railway wheels, ensure their enhanced resistance to surface defects skating. *Fundamentalnye i prikladnye problemy chernoy metallurgii*, 23, 226–233. (in Russian)
6. Bhadeshia, H. K. D. H. (2001). *Bainite in steels: Transformations, Microstructure and Properties*. Cambridge: The University Press. (in English)
7. Luo, Xiang, Chen, Xiaohua, Wang, Tao, Pan, Shiwei & Wang, Zidong (2018). Effect of morphologies of martensite–austenite constituents on impact toughness in inter critically reheated coarse-grained heat-affected zone of HSLA steel. *Materials Science and Engineering: A*, 710, 192–199. doi: 10.1016/j.msea.2017.10.079 (in English)
8. Lonardelli, I., Bortolotti, M., van Beek, W., Girardini, L., Zadra, M., & Bhadeshia, H. K. D. H. (2012). Powder metallurgical nanostructured medium carbon bainitic steel: Kinetics, structure, and in situ thermal stability studies. *Materials Science and Engineering: A*, 555, 139–147. doi: 10.1016/j.msea.2012.06.043 (in English)
9. Vakulenko, I., Grischenko, N., Vakulenko, L., Efremenko, V., Proiydak, S., & Perkov, O. (2018). Structure and properties of the steel railway wheel disc after forced cooling. *Scientific Journal of Silesian University of Technology. Series Transport*, 98, 173–180. doi: 10.20858/sjsutst.2018.98.16 (in English)
10. Vakulenko, I. O. (2016). Influence of Cooling Rate on the Strength of the Rims of Railway Wheel. *Materials Science*, 51(6), 839–842. doi: 10.1007/s11003-016-9910-8 (in English)
11. Vakulenko, I., Proiydak, S., & Perkov, O. (2016). Investigation of slide mechanism of tread during operation of railway wheel. *Scientific Journal of Silesian University of Technology. Series Transport*, 90, 185–193. doi: 10.20858/sjsutst.2016.90.16 (in English)

Поступила в редколлегию: 03.09.2018

Принята к печати: 03.01.2019