

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

УДК 669.182.33:669.112.227.343

©Чейлях А.П.¹, Рябікіна М.А.², Караваєва Н.Е.³

ВЛИЯНИЕ ЗАКАЛКИ НА СТРУКТУРУ, СОСТАВ МЕТАСТАБИЛЬНОГО ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА И АБРАЗИВНУЮ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЦЕМЕНТОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Приводятся результаты экспериментальных исследований влияния цементации и последующей закалки от различных температур на структуру, твердость и абразивную износостойкость сталей 25 и 50Г. Определены оптимальные технологические режимы упрочнения, которые позволяют повысить долговечность стали 25 в ~3 раза, а стали 50Г более, чем в 4 раза.

Ключевые слова: цементация, закалка, метастабильный остаточный аустенит, абразивная износостойкость, твердость.

Чейлях О.П., Рябікіна М.А., Караваєва Н.Е. Вплив загартування на структуру, склад метастабільного залишкового аустеніту та абразивну зносостійкість цементованих конструкційних сталей. Наводяться результати експериментальних досліджень впливу цементації і подальшого загартування від різних температур на структуру, твердість та абразивну зносостійкість сталей 25 і 50Г. Визначено оптимальні технологічні режими зміцнення, які дозволяють підвищити довговічність сталі 25 в ~ 3 рази, а сталі 50Г більш, ніж в 4 рази.

Ключові слова: цементация, загартування, метастабильный залишковый аустенит, абразивна зносостійкість, твердість.

O.P. Cheiliakh, M.A. Ryabikina, N.E. Karavaieva. Effect of quenching on the structure, composition of metastable retained austenite and abrasive wear resistance of cemented structural steels. The results of experimental studies of the effect of cementation and subsequent hardening of different temperatures on the structure, hardness and abrasive wear resistance of steel (0,27 %C) and steel (0,55 %C, 1 %Mn) were submitted. The optimal technological regimes of hardening that improve durability steel (0,27 %C) ~ 3 times, and steel (0,55 %C, 1 %Mn) more than 4 times were determined.

Keywords: carburizing, hardening, metastable residual austenite, abrasive wear resistance, hardness.

Постановка проблемы. В перерабатывающем оборудовании комбикормового производства АПК широко применяются режущие рабочие органы, которые обладают низкими показателями износостойкости и долговечности, что снижает производительность оборудования, ухудшает качество кормовых продуктов и удорожает их стоимость. Эта проблема может быть решена на основе создания новых технологий упрочнения рабочих органов указанного оборудования.

Анализ последних исследований и публикаций. Исследованию вопросов повышения надежности и долговечности режущих рабочих органов перерабатывающих отраслей АПК посвящены работы [1-2]. Среди методов поверхностного упрочнения режущих кромок ножей на практике применяются: обработка поверхности высокоэнергетическими пучками, закалка ТВЧ, поверхностная пластическая деформация, химико-термическая обработка и другие. Основным недостатком ХТО являются существенные затраты энергии и времени, увеличение хрупкости

¹ д-р техн. наук, профессор, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

² канд. техн. наук, доцент, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

³ аспирант, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

режущей кромки. В связи с этим вопросы разработки ресурсосберегающих технологий производства и поверхностного упрочнения режущего инструмента представляют несомненный практический интерес.

Цель статьи. Исследовать структуру и абразивную износостойкость сталей 25 и 50Г, в которых цементацией и последующей закалкой от различных температур варьировался фазовый состав, концентрация углерода в мартенсите, остаточном аустените и степень стабильности последнего.

Изложение основного материала. Образцы из сталей 25 и 50Г размером 25×15×3 мм по толщине соответствующих молоткам зернодробилок подвергались цементации в твердом карбюризаторе с выдержкой 10 часов при температуре 930 °С, закалке от различных температур 800-1100 °С в масле и низкому отпуску при 200 °С. Металлографические исследования выполнены с помощью оптических микроскопов «Nikon Eclipse L150» и «Neophot-21» с приставкой анализа изображения с помощью персонального компьютера при увеличениях 200-1200 раз. Проводились замеры твердости образцов до и после цементации и последующей термообработки на приборе ТК Роквелла с нагрузкой 150 кгс (шкала С) (ГОСТ 9012-59), микротвердость измерялась на приборе ПМТ-3 вдавливанием четырехгранной алмазной пирамиды с углом при вершине 136° под нагрузкой 0,2 и 0,5Н (ГОСТ 22761-77). Значения микротвердости приводились в МПа (СИ).

Относительная абразивная износостойкость определялась на установке типа Бринелля-Хаурта о незакрепленные абразивные частицы. В качестве абразива использовался корунд. Образцы изнашивались в течение 5 мин по шесть раз каждый, общее время изнашивания составило 30 минут. После каждого испытания проводилось взвешивание с точностью до ±0,0001 г. Потерю массы определяли как суммарную потерю масс после каждого испытания.

Относительная абразивная износостойкость определялась по формуле:

$$\varepsilon = \frac{\Delta P_{\text{эт}}/S_{\text{эт}}}{\Delta P_{\text{обр}}/S_{\text{обр}}},$$

где $\Delta P_{\text{эт}}/S_{\text{эт}}$ – отношение потери массы к площади эталона;

$\Delta P_{\text{обр}}/S_{\text{обр}}$ – отношение потери массы к площади испытуемого образца.

В качестве эталона служила сталь 45 в отожженном состоянии с твердостью 160-180 НВ.

На рис. 1 представлены микроструктуры исследованных сталей 25 и 50Г. После цементации, закалки от 800 °С и отпуска при 200 °С наблюдается смешанная структура мартенсита и троостита и сетка вторичного цементита (рис. 1, а), что резко увеличивает хрупкость. Недопустимы в значительном количестве и изолированные включения карбидов, так как они также снижают вязкость цементированной стали, особенно в углах и торцах деталей. После закалки от 900 °С поверхностный слой приобретает структуру мелкоигльчатого мартенсита (рис. 1, б) с небольшими изолированными участками остаточного аустенита ($A_{\text{ост}}$). С увеличением температуры закалки свыше 1000 °С сетка избыточного цементита на границах зерен исчезает, а размер мартенситных игл и количество $A_{\text{ост}}$ заметно возрастает (рис. 1, в и г). В стали 50Г при всех температурах нагрева под закалку количество $A_{\text{ост}}$ больше, чем в стали 25, что объясняется стабилизирующим аустенит влиянием марганца и большим содержанием углерода.

Изменения твердости сталей 25 и 50Г после цементации, закалки от разных температур 800-1100 °С и отпуска при 200 °С представлены на рис. 2. Образцы из стали 50Г имеют более высокую твердость после закалки от 800 °С, чем образцы из стали 25. После закалки от 900 °С, твердость сталей 25 и 50Г была максимальной и примерно одинаковой (~60 HRC), а при дальнейшем повышении температуры закалки твердость снижается, что подтверждает увеличение в структуре содержания $A_{\text{ост}}$.

Результаты испытаний на абразивное изнашивание сталей 50Г и 25 после цементации, закалки при разных температурах в интервале 800-1100 °С (отпуск при 200 °С) представлены на рис. 3.

Испытания на абразивную износостойкость показали, что максимальной относительной износостойкостью ($\varepsilon=4,16$) обладает сталь 50Г после закалки от 1000 °С и отпуска при 200 °С.

* Исследования выполнены при участии Ю.Г. Чабак в Муроранском институте технологий, г. Муроран, Япония.

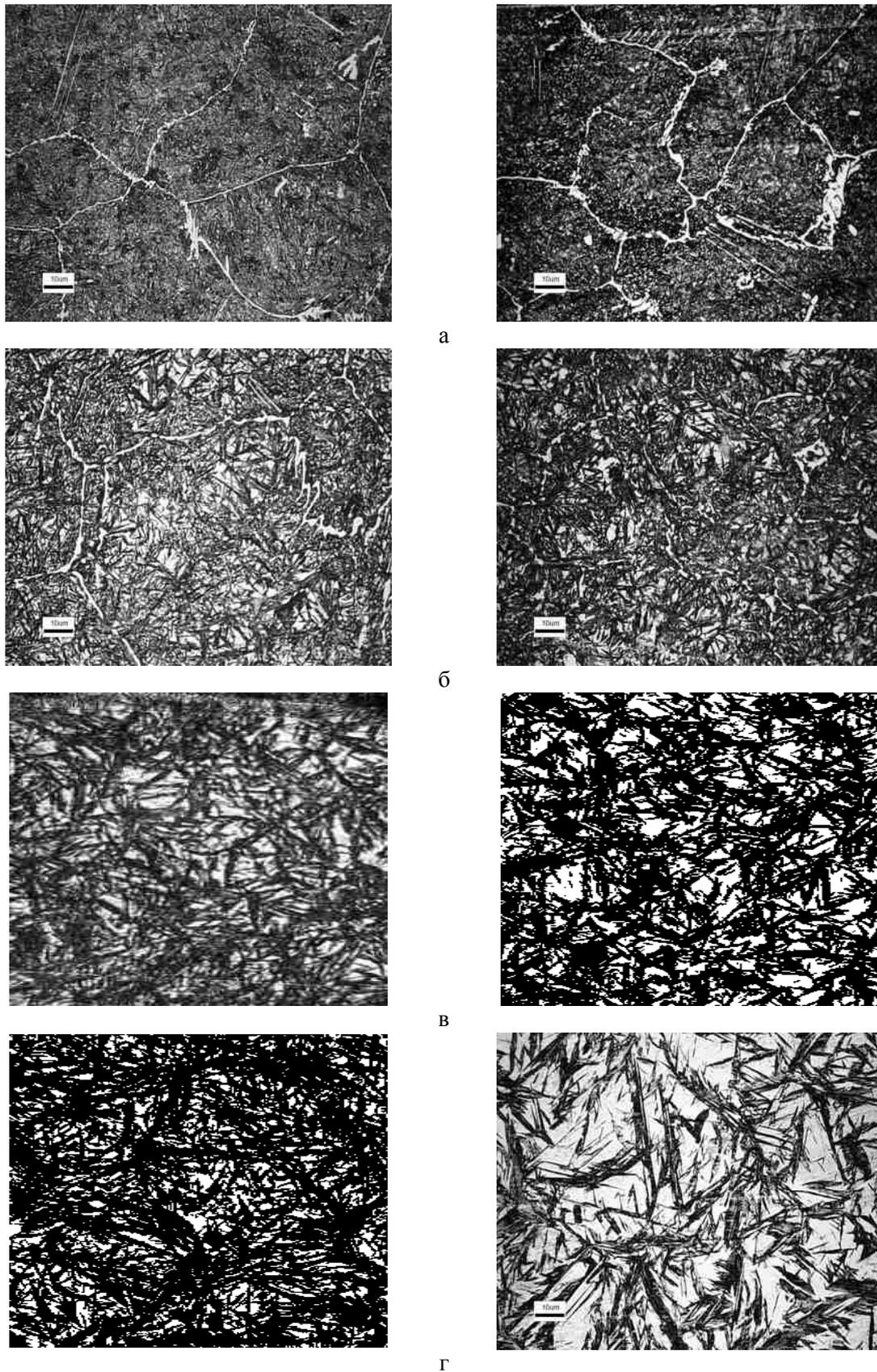


Рис. 1 – Мікроструктура сталей 25 (слева) и 50Г (справа) после цементации, закалки при температурах (отпуск 200 °С): а – 800 °С; б – 900 °С; в – 1000 °С; г – 1100 °С

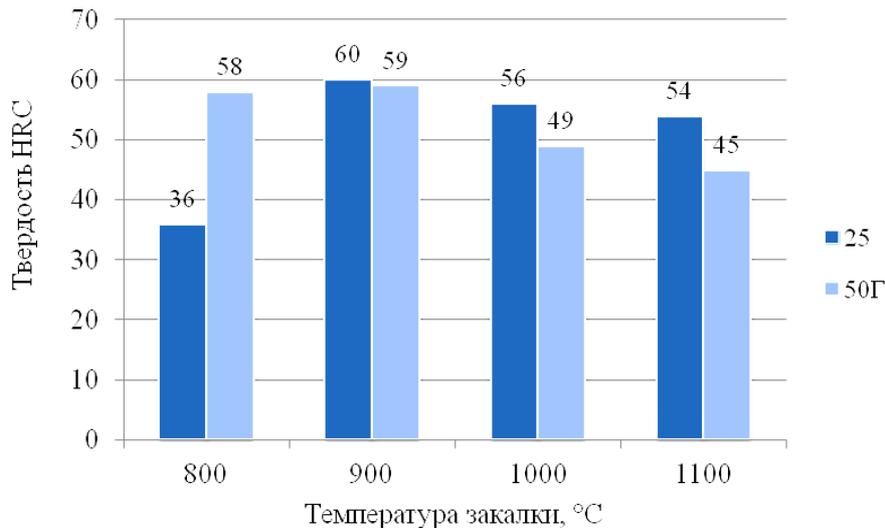


Рис. 2 – Твердость сталей после цементации и закалки от различных температур и низкого отпуска

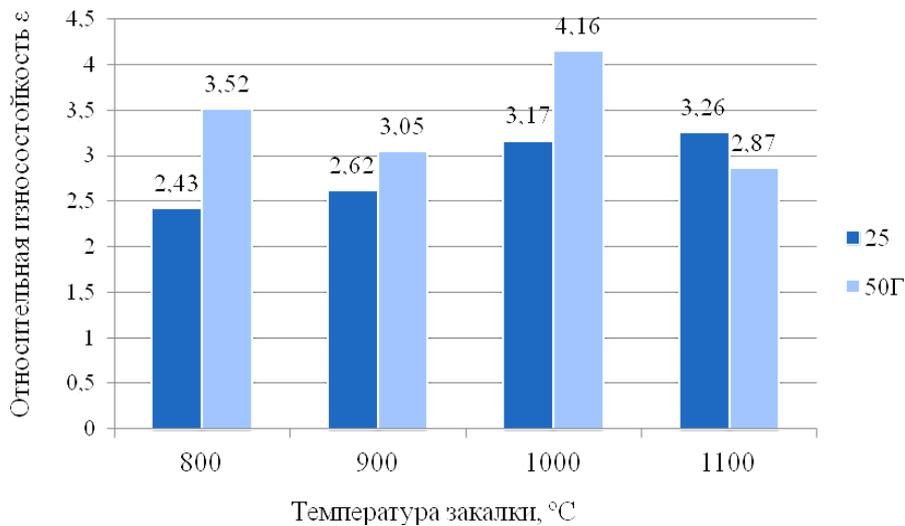
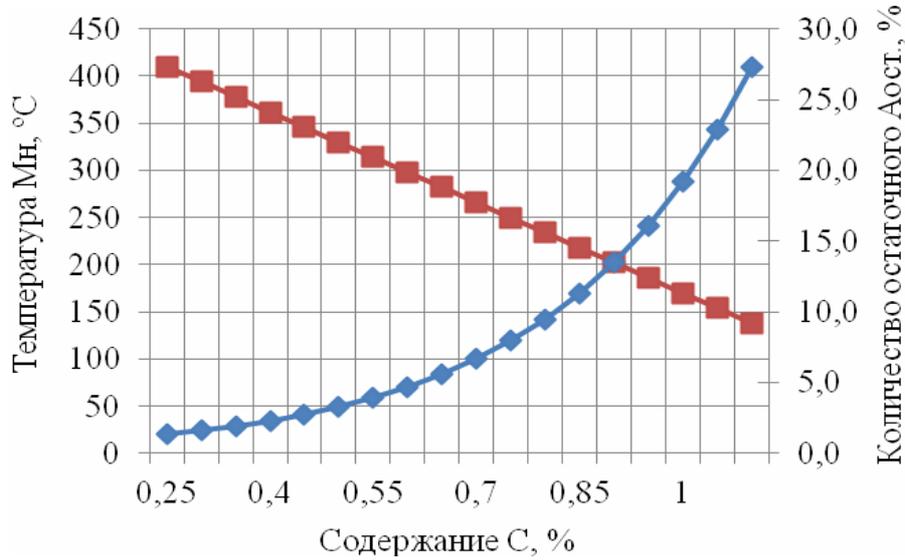


Рис. 3 – Относительная абразивная износостойкость сталей 50Г и 25 после цементации, закалки от различных температур и отпуска при 200 °C

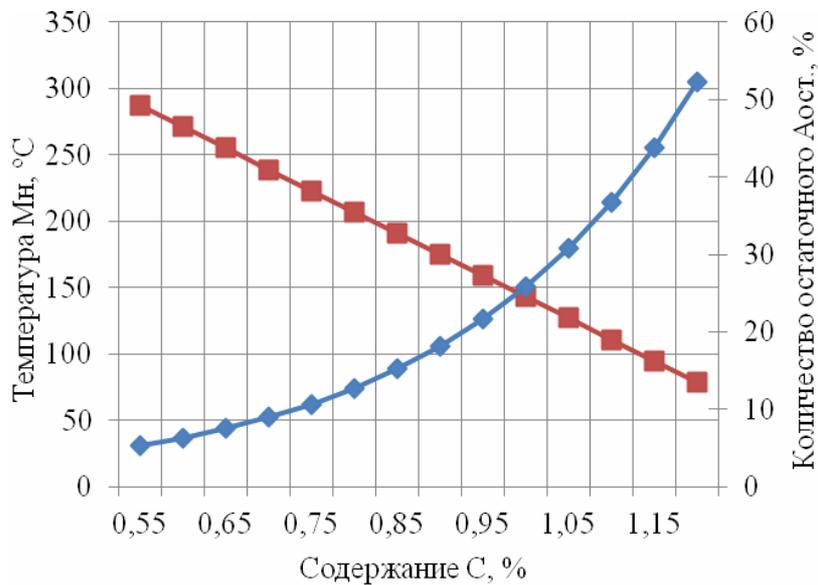
Максимальная износостойкость стали 25 ($\epsilon=3,26$) достигается после закалки от 1100 °C и отпуска при 200 °C. Закалка от 1000 °C также дает близкий результат: $\epsilon=3,17$. Для всех температур нагрева под закалку сопротивление изнашиванию стали 50Г выше, чем стали 25, что можно объяснить присутствием большого количества $A_{ост} \approx 30-50\%$. Установлено, что он претерпевает $\gamma_{ост} \rightarrow \alpha'$ деформационное мартенситное превращение в процессе изнашивания (ДМПИ), что вызывает дополнительное самоупрочнение и способствует повышению износостойкости.

Известно, что с повышением температуры нагрева, вследствие более полного растворения углерода в аустените, температура M_n снижается, а количество остаточного аустенита в структуре закаленной стали возрастает. Присутствие марганца в стали 50Г дополнительно снижает M_n на ~ 50 °C/%Mn. Согласно данным работы [3], зависимость количества остаточного аустенита в структуре закаленной стали от положения мартенситной точки M_n и температуры T_o , до которой сталь охлаждается в процессе закалки, может быть представлена в виде форму-

лы: $\gamma = e^{-0.011(M_n - T_0)}$. Используя указанную зависимость, а также зависимость температуры M_n от содержания углерода и легирующих элементов в твердом растворе $M_n = 520 - 320\%C - 50\%Mn - 30\%Cr - 20(\%Ni + \%Mo) - 5(\%Cu + \%Si)$ [3], строили зависимости содержания остаточного аустенита в структуре закаленных сталей 25 и 50Г от концентрации углерода в твердом растворе, которые приведены на рис. 4.



а



б

Рис. 4 – Изменение расчетного положения точки M_n и количества $A_{ост.}$ от содержания углерода по глубине цементованного слоя образцов из сталей 25(а) и 50Г (б)

Чем выше температура нагрева под закалку, тем больше углерода переходит в γ -твердый раствор, вследствие растворения цементита, следовательно, температура M_n понижается, а количество остаточного аустенита в структуре стали возрастает. Так, при закалке образцов из сталей 25 и 50Г от 1000 и 1100 °С, цементированный слой которых характеризуется наибольшей степенью насыщения углеродом, наблюдается образование максимального (согласно рас-

четах, до ~30 об. % в стали 25 и до ~50 об. % в стали 50Г) количества остаточного аустенита. Остаточный аустенит, присутствующий в количестве 30-50 %, отнюдь не снижает, как это принято считать, а напротив, повышает абразивную износостойкость цементованных сталей. Остаточный аустенит, образующийся в цементованной стали при последующей закалке, является метастабильным, так как в процессе абразивного воздействия претерпевает мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращение. На это указывают данные работ [4-6] и др. Это превращение вызывает дополнительное самоупрочнение поверхностного рабочего слоя в виду образования более дисперсного и более твердого мартенсита деформации. Само превращение сопровождается релаксацией микронапряжений. К тому же на развитие этого ДМПИ затрачивается дополнительная энергия абразивного воздействия, т.к. оно служит механизмом перераспределения энергетических затрат, увеличивая затраты на пластическую микродеформацию и разрушение [6, 7].

Вероятно указанные количества $A_{ост} \approx 30$ и $\approx 50\%$, соответственно, в науглероженных слоях сталей 25 и 50Г после закалки при 1000 и 1100 °С можно считать оптимальным для наиболее эффективной реализации $\gamma_{ост} \rightarrow \alpha'$ ДМПИ и эффекта деформационного самоупрочнения.

Выводы

1. С увеличением температуры нагрева под закалку от 800 до 1100 °С предварительно цементованных сталей 25 и 50Г количество остаточного аустенита возрастает, а мартенсита и карбидов уменьшается.
2. Присутствие 30-50 об. % метастабильного остаточного аустенита в структуре конструкционных цементованных сталей положительно влияет на их абразивную износостойкость, это обусловлено превращением остаточного аустенита в мартенсит деформации в процессе абразивного изнашивания.
3. Предложен оптимальный режим упрочнения, состоящий из цементации (сквозной) и закалки при повышенных температурах 1000-1100 °С, позволяющий получить достаточно высокие значения абразивной износостойкости конструкционных цементованных сталей 25 и 50Г.

Список использованных источников:

1. Макаров А.В. Структура и износостойкость цементированной стали 20ХН3А, подвергнутой электронно-лучевой и лазерной обработкам / А.В. Макаров и др. // ФММ. – 1989. – Т. 68, № 1. – С. 126-132.
2. Gajda B. A study of microstructure and phase transformations of CMnAlSi TRIP steel / B. Gajda, A.K. Lis // J. Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2008. – N. 31. – P. 646-653.
3. Koistinen D.P. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels / D.P. Koistinen, R.E. Marburger // Acta Metallurgica. – 1959. – V. 7, № 1. – P. 59-60.
4. Малинов Л.С. Повышение абразивной износостойкости цементированных сталей 18ХГТ и 12ХН3А за счет получения метастабильного аустенита / Л.С. Малинов, Е.Л. Малинова, Е.Я. Харланова // Металлы. – 1993. – № 2. – С. 108-111.
5. Геллер А.Л. Остаточный аустенит и износостойкость легированных цементованных сталей / А.Л. Геллер, В.Н. Юрко // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 1991. – №6. – С. 66-69.
6. Попов В.С. Структурные изменения в нестабильно аустенитных сталях при абразивном изнашивании / В.С. Попов, Н.Н. Брыков // МиТОМ. – 1971. – № 9. – С. 54-55.
7. Чейлях А.П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии / А.П. Чейлях. – Мариуполь : издательство ПГТУ. – 2009. – 483 с.

Bibliography:

1. Makarov A.V. The structure and durability cementing steel bath 20HN3A subjected to electron-beam and laser processing / A.V. Makarov etc // FMM. – 1989. – V. 68. – N 1. – P. 126-132. (Rus.)
2. Gajda B. A study of microstructure and phase transformations of CMnAlSi TRIP steel / B. Gajda, A.K. Lis // J. Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2008. – N. 31. – P. 646-653.

3. Koistinen D.P. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels / D.P. Koistinen, R.E. Marburger // Acta Metallurgica. – 1959. – V. 7, № 1. – P. 59-60.
4. Malinov L.S. More abrasive wear resistance and hardened steels 18KhGT 12KhNZA by obtaining metastable austenite / L.S. Malinov, E.L. Malinova, E.Ya. Harlanova // Metals. – 1993. – N. 2. – P. 108-111. (Rus.)
5. Geller A.L. Retained austenite and wear resistance of carburized alloy steels / A.L. Geller, V.N. Yurko // News of Universities. Iron and steel. – 1991. – N. 6. – P. 66-69. (Rus.)
6. Popov V.S. Structural changes in the unstable austenitic steels for abrasive wear / V.S. Popov, V.N. Brykov // Mitom. – 1971. – N. 9. – P. 54-55. (Rus.)
7. Cheiliakh A.P. Economically metastable alloys and strengthening technologies / A.P. Cheiliakh. – Mariupol : publishing house PSTU. – 2009. – 483 p. (Rus.)

Рецензент: В.Г. Ефременко
д-р техн. наук, проф. ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 25.10.2012

УДК 621.771.294.64:621.785.55

©Вакуленко І.О.¹, Пройдак С.В.², Надеждин Ю.Л.³

ОЦІНКА СТУПЕНЯ ЗНИЖЕННЯ ТВЕРДОСТІ ХОЛОДНО ДЕФОРМОВАНОЇ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ ПІСЛЯ ЕЛЕКТРИЧНОЇ ІМПУЛЬСНОЇ ОБРОБКИ

Вакуленко І.О., Пройдак С.В., Надеждин Ю.Л. Оцінка ступеня зниження твердості холодно деформованої вуглецевої сталі після електричної імпульсної обробки. Розглянуті питання оцінки ступеня зниження твердості вуглецевої сталі залізничного колеса після електричної імпульсної обробки. Показано, що в результаті електричної імпульсної обробки холодно деформованої вуглецевої сталі ефект пом'якшення обумовлений змінами параметрів тонкої кристалічної будови.
Ключові слова: сталь, залізничне колесо, твердість, електрична імпульсна обробка, дислокація.

Вакуленко И.А., Пройдак С.В., Надеждин Ю.Л. Оценка степени разупрочнения холодно деформированной углеродистой стали после электроимпульсной обработки. Рассмотрены вопросы оценки степени снижения твердости углеродистой стали железнодорожного колеса после электрической импульсной обработки. Показано, что в результате электрической импульсной обработки холоднодеформированной углеродистой стали, эффект разупрочнения обусловлен изменениями параметров тонкокристаллического строения.
Ключевые слова: сталь, железнодорожное колесо, твердость, электрическая импульсная обработка, дислокация.

I.O. Vakulenko, S.V. Proiydak, Y.L. Nadegdin. The estimating of hardness decreasing degree in cold worked carbon steel after electrical impulse treatment. The questions of estimating of hardness decreasing degree in carbon steel rail wheel after electrical impulse treatment are observed. It is shown that the effect of hardness decreasing of cold

¹ д-р техн. наук, професор, ДВНЗ «Дніпропетровський національний університет залізничного транспорту ім. академіка В. Лазаряна», м. Дніпропетровськ

² канд. техн. наук, доцент, ДВНЗ «Дніпропетровський національний університет залізничного транспорту ім. академіка В. Лазаряна», м. Дніпропетровськ

³ інженер, ДВНЗ «Дніпропетровський національний університет залізничного транспорту ім. академіка В. Лазаряна», м. Дніпропетровськ