

УДК: 621.785.5

А. П. Чейлях, Н. Е. Караваяева

ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет»

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЦЕМЕНТОВАННОЙ СТАЛИ 20ГЛ

В работе рассмотрены вопросы повышения механических свойств и износостойкости конструкционной стали, работающей в условиях изнашивания. Разработан способ комплексной поверхностной обработки, заключающийся в проведении цементации и последующего высокотемпературного термоциклирования (ВТЦО). Предложенный способ обработки позволяет повысить плотность карбидов, измельчить структуру и сделать ее более однородной. После ВТЦО и последующей закалки с разных температур в структуре образуется мартенсит, глобулярные карбиды и остаточный аустенит. Остаточный аустенит способен к деформационному мартенситному $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращению при изнашивании (ДМПИ), что повышает относительную износостойкость исследованной стали в 2-2,5 раза в зависимости от условий изнашивания.

Практическая ценность работы заключается в том, что изменением параметров поверхностных обработок можно регулировать количественное соотношение между мартенситом и аустенитом, изменять степень метастабильности аустенита, получать в поверхностных слоях дифференцированный химический состав и градиентные структуры без применения специального оборудования и без создания специальных участков в термическом цехе.

Ключевые слова: комплексная поверхностная обработка, цементация, метастабильный аустенит, термоциклирование, износостойкость.

Рис. 5. Лит. 11.

О. П. Чейлях, Н. Е. Караваяева

ВПЛИВ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОЇ ТЕРМОЦИКЛІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ЦЕМЕНТОВАНОЇ СТАЛІ 20ГЛ

В роботі розглянуті питання підвищення механічних властивостей і зносостійкості конструкційної сталі, що працює в умовах зношування. Розроблено спосіб комплексної поверхневої обробки, що полягає у проведенні цементації і подальшого високотемпературного термоциклювання (ВТЦО). Запропонований спосіб обробки дозволяє підвищити щільність карбідів, подрібнити структуру і зробити її більш однорідною. Після ВТЦО і подальшого гарту з різних температур в структурі утворюється мартенсит, глобулярні карбідів і залишковий аустеніт. Залишковий аустеніт здатний до деформаційного мартенситному $\gamma \rightarrow \alpha'$ перетворення при зношуванні (ДМПЗ), що підвищує відносну зносостійкість дослідженої сталі в 2-2,5 рази залежно від умов зношування.

Практична цінність роботи полягає в тому, що зміною параметрів поверхневих обробок можна регулювати кількісне співвідношення між мартенситом і аустенітом, змінювати ступінь метастабільності аустеніту, отримувати в поверхневих шарах диференційований хімічний склад і градієнтні структури без застосування спеціального обладнання і без створення спеціальних ділянок в термічному цеху.

Ключові слова: комплексна поверхнева обробка, цементация, метастабильний аустеніт, термоциклирование, зносостійкість

A. P. Cheiliak., N. E. Karavaieva

INFLUENCE OF HIGH THERMOCYCLIC TREATMENT ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF STEEL CARBURIZED 20Mn

The paper discusses the issues of improving the mechanical properties and wear resistance of structural steel work in conditions of wear. A method for the surface treatment of the complex, which consists in carrying out carburizing and subsequent high temperature thermal cycling (HTTC). The proposed method allows to increase processing density carbides, crushed and make its structure more uniform. After HTTC followed by hardening from different temperatures in the structure of martensite formed, globular carbides and residual austenite. The residual austenite is capable of deformation martensite $\gamma \rightarrow \alpha'$ transformation during wear (DMTW), increasing the relative wear resistance of the investigated steel 2-2.5 times depending on the conditions of wear.

The practical value of the work lies in the fact that the change of surface treatments can be adjusted quantitative relationship between martensite and austenite, to vary the degree of metastable austenite, getting into the surface layers of differentiated chemical composition and structure gradient without the use of special equipment and without creating a special plots in the thermal workshop.

Keywords: complex surface treatment, carburizing, metastable austenite, thermal cycling, wear resistance.

Одной из главных задач, решаемых на предприятиях, является ресурсосбережение, обусловленное постоянно растущими ценами на железорудное сырье, другие материалы и, как следствие, на металл. Повышение долговечности сменно-запасных деталей из различных марок сталей для оборудования и инструментов машиностроительных и металлургических заводах позволяет существенно сократить расход материалов.

© А. П. Чейлях, Н. Е. Караваяева

В процессе эксплуатации наиболее интенсивно подвергаются температурно-силовым воздействиям поверхностные слои деталей и инструмента, поэтому структура и свойства поверхностных слоев оказывает важное влияние на их работоспособность. Решение этой проблемы требует совершенствования существующих и создания новых методов обработки металлов. Ее решение в настоящее время связывается с интенсивным распространением наряду с другими видами термической и химико-термической обработок, термоциклической обработки (ТЦО), которая позволяет улучшить механические свойства не только по рабочей кромке, но и по всему объёму инструмента [1-4].

При ТЦО сплавов, матрица которых претерпевает фазовые превращения (например, сплавы на основе железа) возникают значительные межфазные напряжения при повторных диффузионных превращениях, а также градиенты температур между отдельными элементами матрицы, которые приводят к увеличению центров превращения и, в итоге, к измельчению зерна [5]. Установлено [6-8], что ТЦО оказывает существенное влияние на структурное состояние карбидов. Метод ТЦО позволяет получать уникальные структуры и свойства металлов [6].

В отличие от других видов термической обработки структурные и фазовые превращения при ТЦО совершаются многократно при изменяющейся температуре нагрева-охлаждения. Необходимость многократного повторения обработки при заданных температурах, как правило, обусловлено стремлением накопить изменения, которые коренным образом улучшают качество изделий и придают им свойства, недостижимые при одноразовой термической обработке [7, 8].

Много внимания уделяется изучению влияния чередующегося повторения процессов взаимного растворения – выделения между ферритокарбидной смесью и аустенитом на механические свойства углеродистых инструментальных сталей, что позволяет повысить ударную вязкость при сохранении высокой твердости и прочности. Влияние ТЦО на износостойкость сталей изучено не достаточно.

Целью данной работы является создание новых способов ТЦО для получения оптимальной микроструктуры и повышения износостойкости цементованной стали 20ГЛ.

В данной работе рассматривается влияние параметров высокотемпературной термоциклической обработки (ВТЦО) на структуру и свойства цементованной стали 20ГЛ. В стали основным легирующим элементом является марганец, относительно не дорогой и доступный в Украине.

Образцы стали 20ГЛ размерами 10x10x25 мм подвергались цементации в твердом карбюризаторе в течение 12 часов с охлаждением в коробе. После этого проводилась ВТЦО с нагревом до 950 °C ↔ 20 °C (охлаждение до комнатной температуры на воздухе), последующей закалкой на последнем цикле в воду с температур 850 °C и 1000 °C и низким отпускком при 180 °C. Число циклов составляло 5, 11 и 17 (закалка с температуры 850 °C) и 2, 8 и 14 циклов (закалка с температуры 1000 °C). Схема режимов ВТЦО приведена на рис. 1.

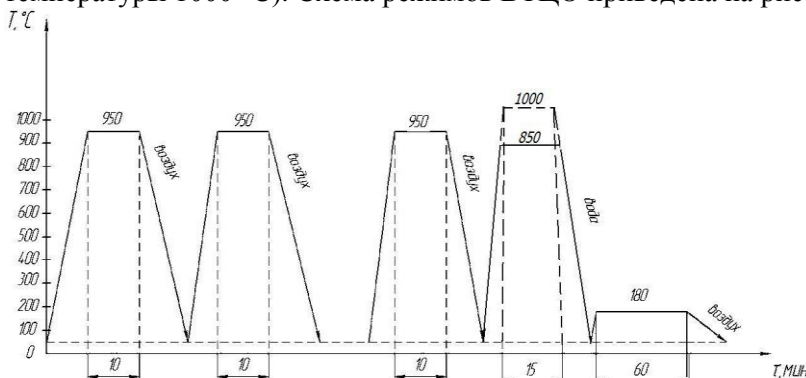
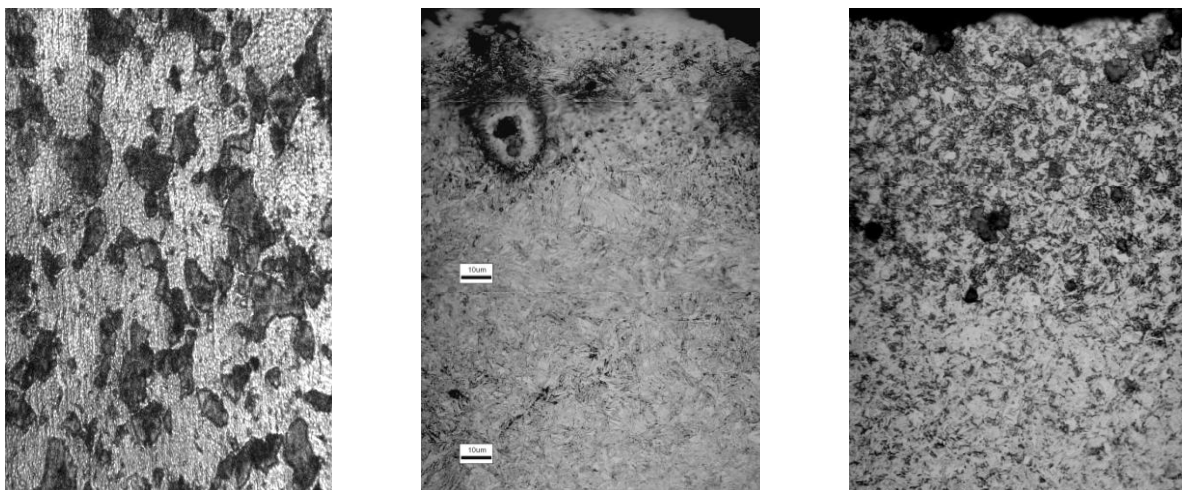


Рис. 1. Графики ВТЦО (950 ↔ 20 °C) и последующей закалки с температур 850 °C и 1000 °C цементованной стали 20ГЛ.

После стандартного режима термической обработки, применяемого на производстве (нормализация при 880-900 °C, охлаждение на воздухе), структура стали 20ГЛ состоит из 25 % перлита и 75 % феррита (рис. 2, а). После проведения цементации, а затем ВТЦО по разработанному режиму, структура стали измельчается. После 2-х циклов ВТЦО по режиму 950 ↔ 20 °C у поверхности образца наблюдается аустенитно-мартенситная структура,

встречаются отдельные довольно крупные цементитные выделения (рисунок , 2, б).



а)

б)

в)

Рис. 2. Микроструктура сталі 20ГЛ: а) после стандартного режима термической обработки (нормализация) ($\times 1200$); б) после 2-х циклов ВТЦО по режиму $950 \leftrightarrow 20$ °С; в) после 14-ти циклов ВТЦО по режиму $950 \leftrightarrow 20$ °С

Микротвердость $H_0 = 4400$ МПа подтверждает наличие в структуре высокоуглеродистого остаточного аустенита ($A_{ост}$).

На глубине $\approx 0,8$ мм наблюдается структура смеси мартенсита, цементита, и остаточного аустенита ($A_{ост}$). Цементитные выделения довольно крупные, а мартенсит игольчатый. На глубине примерно 1,1 мм наблюдается также структура преимущественно мартенсита и цементита. Аустенита практически не наблюдается, цементит мелкодисперсный. Микротвердость в этом участке достигает 6200 МПа (рисунок 3). На глубине 1,3-1,6 мм структура постепенно переходит в зернистый перлит, цементитные частицы увеличиваются в размере. Микротвердость мало изменяется и находится в пределах 3800-4500 МПа.

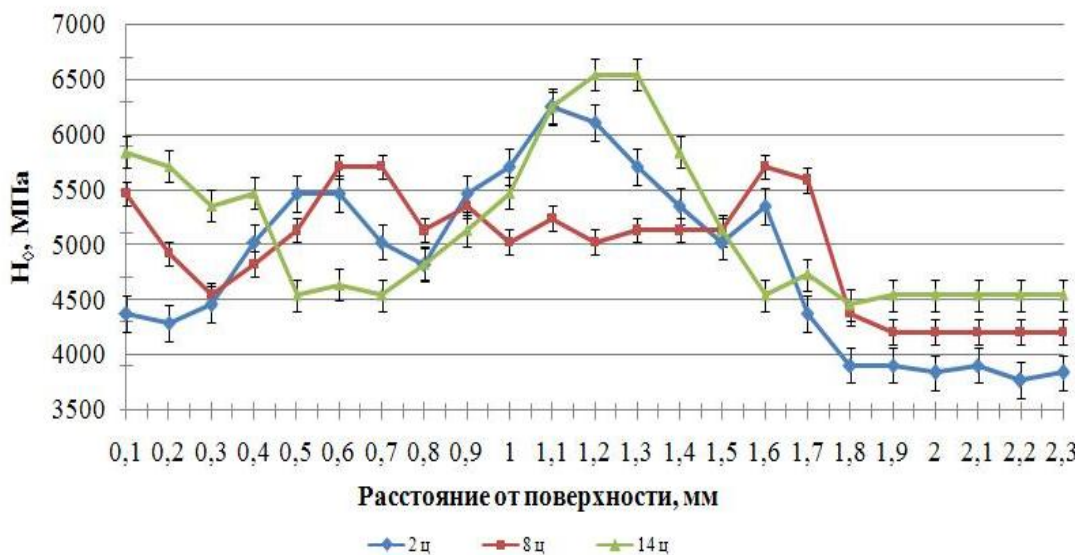


Рис. 3. Микротвердость цементованной стали 20ГЛ после ВТЦО (950 °С \leftrightarrow 20 °С), закалки от 1000 °С и отпуска при 180 °С

ТЦО, измельчая частицы карбидов и их плотность, измельчает мартенситную структуру и делает ее более однородной [9].

После 8-ми циклов ВТЦО характер изменения микроструктуры по толщине имеет такой же характер, как было описано после 2-х циклов ВТЦО. По глубине науглероженного слоя твердость изменяется неоднозначно. Мартенситные иглы наблюдаются в отдельных местах структуры на глубине 0,6-0,7 мм, а их микротвердость равна 5700 МПа. На глубине 1,8-2,3 мм наблюдается

типичная структура зернистого перлита, соответствующая исходной. Микротвердость в этих участках снижается до 4250 МПа.

С увеличением количества циклов до 14-ти циклов ВТЦО цементит преимущественно растворяется в аустените. По границам зерен выделяются цепочки карбидов, но частично они растворяются, получается обогащенный углеродом аустенит (рис. 2, в). На глубине 0,1-0,4 мм микротвердость равна 5500-6000 МПа, затем она снижается до 4500 МПа, а на глубине 1-1,5 мм снова повышается до 6500 МПа. Структура становится более однородной с мелким зерном. На больших глубинах по толщине образцов образуется структура троосто - мартенсит. Мартенситные иглы видны только в отдельных зернах. Микротвердость на глубине 1,6-2 мм снижается до 4500 МПа. Выделение цементита очень дисперсное, частицы имеют глобулярную форму.

Примечательно, что с увеличением числа циклов ВТЦО с 2-х до 14-ти, микротвердость поверхности образцов возрастает с 4300 МПа до 5500 МПа, что можно объяснить измельчением структуры и обогащением аустенита углеродом.

Анализ изменения структуры по толщине образцов после различных режимов ВТЦО показал, что она является весьма целесообразной для измельчения структуры и получения дисперсных выделений цементитной фазы. При проведении ТЦО изменяется структура, размеры и морфология карбидов; одновременно снижается уровень внутренних напряжений. [2, 10, 11].

После термоциклирования по режиму $950\text{ }^{\circ}\text{C} \leftrightarrow 20\text{ }^{\circ}\text{C}$, с последующей закалкой с температуры $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ и низким отпускком при $180\text{ }^{\circ}\text{C}$ (количество термоциклов 5, 11 и 17) в структуре наблюдается мартенсит, остаточный аустенит и цементит. С увеличением количества циклов структура, так же как и в предыдущем случае, измельчается. После 5 циклов ВТЦО на глубине 0,9-1,7 мм наблюдается структура мартенсит, глобулярный цементит и $A_{\text{ост}}$ (рис 4).

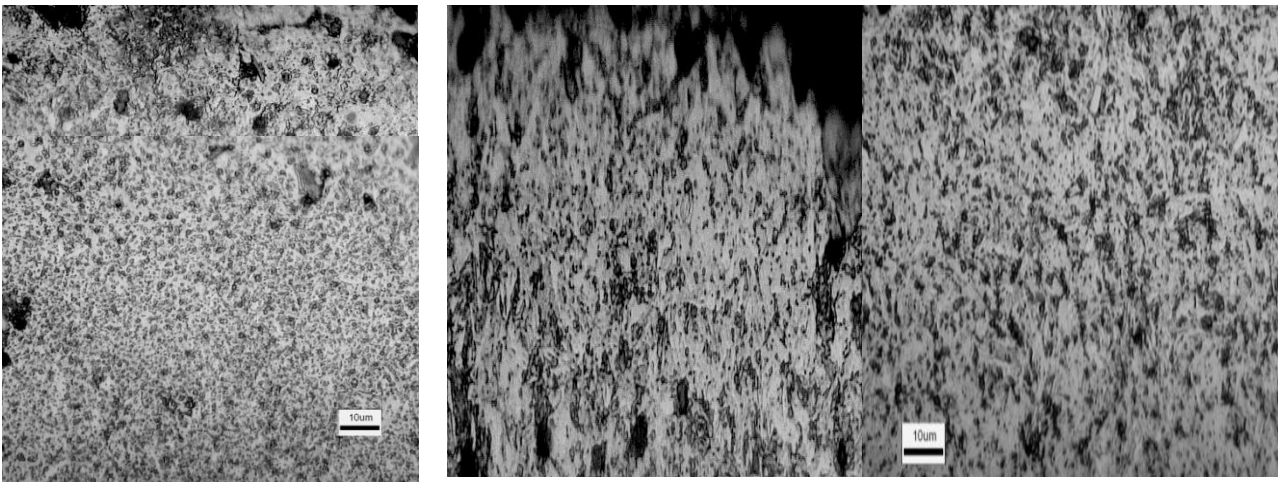


Рис. 4. Микроструктура цементованной стали 20 ГЛ, после ВТЦО ($950\text{ }^{\circ}\text{C} \leftrightarrow 20\text{ }^{\circ}\text{C}$), закалки от $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ и отпуска при $180\text{ }^{\circ}\text{C}$: а) 5 циклов; б) 11 циклов

Микротвердость до глубины 0,7 мм находится в пределах 4500 МПа, затем повышается до 6500 МПа и на глубине 1,7 мм снова снижается, что объясняется уменьшением содержания $A_{\text{ост}}$ и увеличением содержания мартенсита. Затем по глубине микроструктура постепенно трансформируется в структуру сердцевины - глобулярный сорбит.

Наиболее высокие показатели относительной износостойкости при сухом трении скольжения металла по металлу наблюдаются после 2-х циклов ВТЦО (закалка с температуры $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$) ($\epsilon=2,5$) и после 11-ти циклов ВТЦО (закалка с $850\text{ }^{\circ}\text{C}$) ($\epsilon \approx 3$) (рис. 5, а, б). В этих условиях целесообразно получение в структуре наряду с мартенситом и карбидами метастабильного $A_{\text{ост}}$. Выделение цементита, в свою очередь, дестабилизируют остаточный аустенит и способствуют его дальнейшему ДМПИ.

При абразивном изнашивании в среде электрокорунда образцы после 2-х циклов ВТЦО (закалка с температуры $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$), после 5-ти и 11-ти циклов ВТЦО (закалка с температуры $850\text{ }^{\circ}\text{C}$) обладают высокими и близкими значениями относительной износостойкости ($\epsilon_{\text{абр}} \approx 2,5$) (рис. 5, а, б).

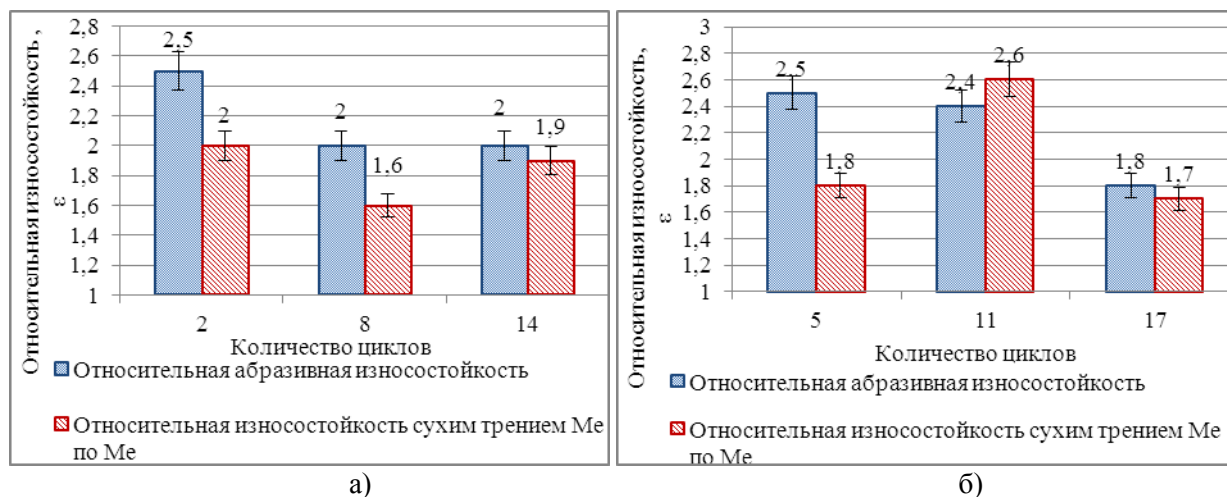


Рис. 5. Относительная абразивная износостойкость и износостойкость в условиях сухого трения скольжения металл по металлу цементованной стали 20ГЛ после ВТЦО с различным количеством циклов и закалки от: а) 1000 °С; б) 850 °С (отпуск при 180 °С)

Это можно объяснить тем, что при абразивном изнашивании идет более интенсивное воздействие абразива на поверхность образца. Структура, с повышенным содержанием метастабильного $A_{ост}$, является для этого вида изнашивания оптимальной.

В целом, повышение относительной износостойкости можно объяснить получением оптимальной структуры - мартенсита, карбидов и $A_{ост}$, способного к ДМПИ. Так же образование под твердым цементованным и закаленным поверхностным слоем более мягкого, чем обычно, слоя (с пониженным содержанием углерода) тормозит распространение трещин, возникающих в поверхностном закаленном слое.

Практическая ценность работы заключается в том, что изменением параметров ТЦО можно регулировать количественное соотношение между аустенитом и мартенситом, изменять степень метастабильности аустенита, получать в поверхностных слоях различный химический состав и структуры. Разработанные технологии ТЦО после ХТО позволят реализовывать их на традиционном оборудовании (соляные ванны, камерные и шахтные печи) термического цеха без использования дополнительных приспособлений и создания специализированных участков.

Выводы:

1. Проведение термоциклической обработки цементованной стали 20ГЛ позволяет измельчать микроструктуру, эффективно регулировать соотношение фаз: мартенсита закалки, цементита и остаточного аустенита, а так же степень его метастабильности.

2. Уровень механических и эксплуатационных свойств стали 20ГЛ можно в широких пределах изменять с помощью химико-термической и последующей термоциклической обработок, позволяющих регулировать как фазовый состав, так и степень метастабильности аустенита.

3. После оптимальных режимов ВТЦО и последующей закалки цементованной стали 20ГЛ удается существенно повысить ее износостойкость.

4. Существенное повышение износостойкости происходит за счет оптимальных режимов ВТЦО и формирования благоприятной рекристаллизованной микроструктуры диспергированной карбидами. Дополнительный вклад в повышение износостойкости цементованной стали 20ГЛ вносит оптимальное развитие $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения ДМПИ в поверхностном рабочем слое, вызывающее дополнительное самоупрочнение.

5. Оптимальные режимы ВТЦО могут быть рекомендованы для восстановления ряда изношенных деталей металлургического оборудования работающего в условиях изнашивания и одновременно термоциклирования.

1. Власова О.А. Повышение эксплуатационных свойств инструментальных сталей методами термоциклической обработки: Дисс. канд. техн. наук. - 2001г. - 186 С.
2. Термоциклическое и химико-термоциклическое упрочнение сталей А.М. Гурьев, Л.Г. Ворошнин, Ю.П. Хараев, Б.Д. Лыгденов, С.А. Земляков, О.А. Гурьева, А.А. Колядин, О.В. Попова // Ползуновский вестник №2 (ч. 2) 2005 36
3. Рейнага Мартинес Марселино Разработка литой микролегированной быстрорежущей стали Р6М5 на основе структурных исследований: Дисс. канд. техн. наук. - Минск. 1985. - 214 с.
4. А. С. 1102815 СССР. МКИ С 21 Д 9/ 22, 1/78. Способ термической обработки заэвтектоидной стали / В.С. Биронт.

5. Гурьев А.М., Ворошнин Л.Г. и др. Способ термоциклической обработки инструментальных сталей // Патент №2078440, РФ, кл. С 21 Д 1/78 от 27.14.97.
6. Федюкин В.К. Метод термоциклической обработки металлических материалов. ЛДНТП, 1979 24 с.
7. Федюкин В.К., Смагоринский М.Е. Термоциклическая обработка металлов и деталей машин. – Л.: Машиностроение. Ленинград. отд-ние. 1989. – 255 с.
8. Термоциклическая обработка сталей, сплавов и композиционных материалов/ А.С. Тихонов, И.Г. Леушин и др. - М.: Наука, 1984. – 186 с.
9. Ивашенко В.Ю. Использование термоциклирования для обработки штамповых сталей / В.Ю. Ивашенко, А.П. Чейлях // Вестник приазовского государственного технического университета, 2011. – Серия: Технические науки, Вып. 22.
10. Федюкин В.К. Метод термоциклической обработки металлов / В.К. Федюкин // Л.: Издательство ЛГУ, 1984. – 192 с.
11. Гурьев А.М. Исследование процессов диффузии в стали при циклическом тепловом воздействии / А.М. Гурьев [и др.] // Барнаул: Ползуновский вестник, 2003.– № 1.– С. 45 – 49.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.