

**Брыков М.Н.,\*****Прокопченко А.А.,\*****Ефременко В.Г.\*\***

\*Запорожский национальный технический университет,

г. Запорожье, Украина,

\*\*Приазовский государственный технический университет,

г. Мариуполь, Украина

E-mail: &lt;m@brykov.com&gt;

**ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЗАКАЛКИ  
И ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ  
НА СТРУКТУРУ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ  
ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ  
НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ**

УДК 669.017:620.178.16

Представлены результаты исследований структуры и износостойкости высокоуглеродистой низколегированной стали после закалки от различной температуры в диапазоне 760 ... 1000 °С и дальнейшей изотермической выдержки при 250 °С. Установлено, что оптимальным режимом обработки является закалка от 900 °С и изотермическая выдержка 1 - 2 суток. В результате указанной обработки формируется мартенсито-аустенито-бейнитная структура практически без карбидной фазы. Износостойкость стали после оптимальной обработки значительно превышает износостойкость мартенсита.

**Ключевые слова:** абразивное изнашивание, сталь, изотермическая обработка, бейнит, износостойкость.

**Актуальность работы и анализ состояния вопроса**

Исследования абразивного изнашивания (АИ) материалов, в частности сталей и чугунов, составляют одно из направлений науки о трении и изнашивании. АИ – наиболее интенсивный вид разрушения поверхности, протекает, как правило, по механизму малоциклового усталости. Проблема низкой износостойкости многих деталей, подверженных АИ, в настоящее время не решена. В связи с этим поиск новых износостойких сплавов и оптимизация их термической обработки являются актуальными для трибологии.

В серии работ, посвященных исследованию износостойкости нелегированных и легированных сплавов на основе железа, показано, что оптимальным материалом для работы в условиях АИ являются высокоуглеродистые низколегированные стали при суммарном содержании легирующих элементов около 3 % [1 - 3]. Такие стали после закалки из однофазной области сохраняют аустенитную структуру, но аустенит нестабилен - температура начала мартенситного превращения Мн находится в диапазоне 0 ... 20 °С. В связи с этим в поверхностном слое металла происходит  $\gamma$  -  $\alpha$  превращение при пластическом деформировании абразивными зёрнами, и структура состоит из предельно наклепанного аустенита и высокоуглеродистого мартенсита [3]. Микротвердость поверхности повышается до 12 ГПа [4, 5], что обеспечивает максимально возможную износостойкость для металлической матрицы железистых сплавов [3].

Однако нестабильный аустенит оказывает отрицательное влияние на сопротивляемость материала распространению трещин. Если в процессе эксплуатации деталь подвержена ударам, то первая же трещина способна быстро разрушить её. Стабильный аустенит, например, в стали 110Г13, обладает очень высокой ударной вязкостью благодаря пластической деформации и вязкому разрушению в вершине распространяющейся трещины. Когда же трещина образуется в нестабильном аустените, например в стали 110Г3, то в её вершине, так же как и на поверхности трения, при пластической деформации происходит  $\gamma$  -  $\alpha$  превращение с образованием хрупкого высокоуглеродистого мартенсита. Это обстоятельство определяет очень низкую, практически нулевую, ударную вязкость сталей со структурой высокоуглеродистого низколегированного нестабильного аустенита даже для образцов без надреза.

Склонность таких материалов к хрупкому разрушению может быть значительно снижена изотермической обработкой при температурах около 250 °С. Например, при изотермической обработке стали 120Г3С2 (1,2 % С; 3,5 % Мн; 2 % Si), закаленной от 1000 °С (100 % аустенита), происходит бейнитное превращение с формированием тонких длинных пластин  $\alpha$  - фазы при сохранении большого количества аустенита (рис. 1, а). Это позволяет значительно повысить прочность материала при изгибе и сохранить пластичность на том же уровне (рис. 1, б) [6]. Ударная вязкость также увеличивается, примерно до 25 Дж/см<sup>2</sup>.

Недостатком такой обработки является достаточно длительная выдержка при 250 °С. Для завершения бейнитного превращения аустенита стали указанного состава необходимо 8 суток. Однако превращение может быть ускорено, если температуру Мн повысить так, чтобы при закалке появилось некоторое количество мартенсита. Поля упругих напряжений вокруг мартенсита ускоряют диффузионное перераспределение углерода и, соответственно, бейнитное превращение [6].

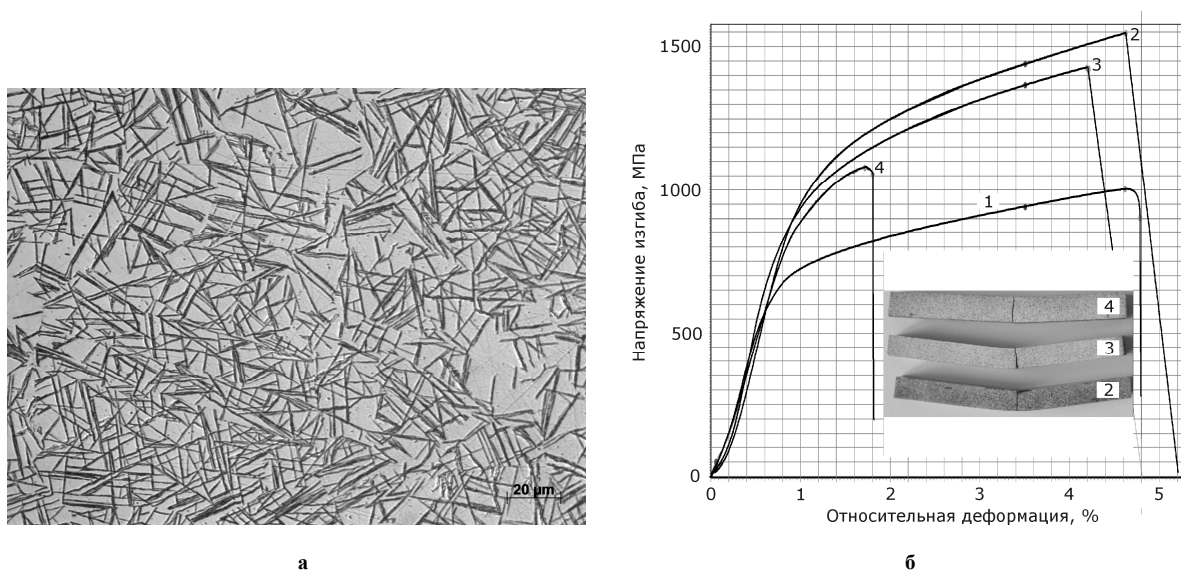


Рис. 1 – Структура (а) и прочность при статическом изгибе (б) стали 120Г3С2 (3,5 % Мп) после закалки от 1000 °С и последующего изотермического превращения при 250 °С 8 суток [6]

Температура Мн может быть повышена уменьшением содержания легирующих элементов в аустените перед закалкой. Поэтому содержание марганца в стали 120Г3С2 было уменьшено до 2,5 % при сохранении концентрации углерода и кремния на том же уровне. После закалки от 1000 °С в структуре наряду с аустенитом присутствует около 13 % мартенсита (рис. 2, а), поскольку температура Мн в этом случае повышена до 33 °С. Дальнейшая выдержка при 250 °С до 4 суток позволяет получить мартенсито-аустенито-бейнитную структуру при сохранении высокой износостойкости [6].

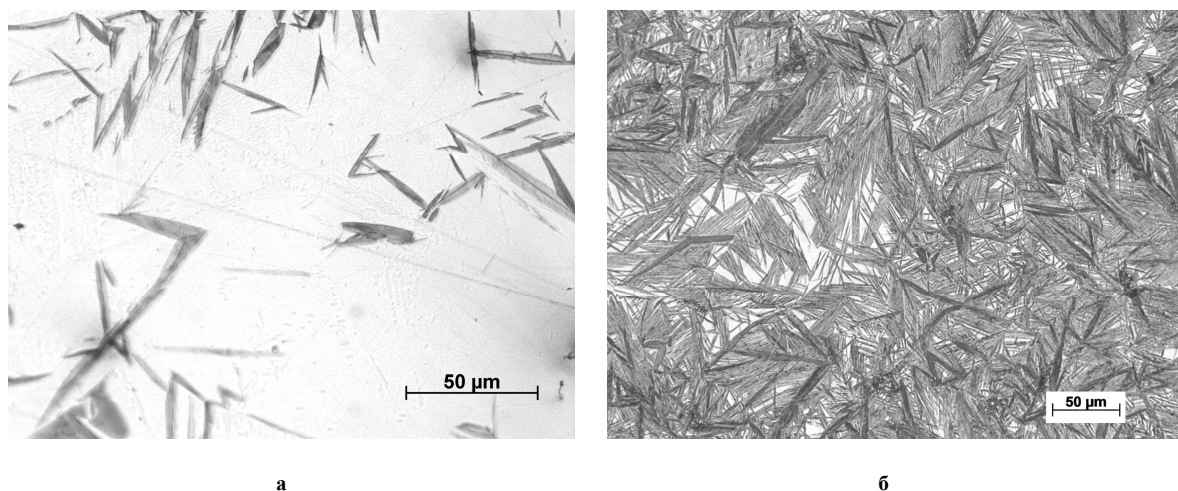


Рис. 2 – Структура стали 120Г3С2 (2,5 % Мп) после закалки от 1000 °С (а) и выдержки при 250 °С 4 суток (б) [6]

Количество мартенсита после закалки можно варьировать в очень широких пределах, изменяя температуру нагрева в диапазоне от  $A_{C1}$  до  $A_{Ct}$ . Естественно ожидать, что при различном количестве мартенсита скорость и полнота бейнитного превращения будут также различными. С практической точки зрения время превращения должно быть минимизировано при сохранении износостойкости материала на приемлемом уровне.

#### Постановка задачи

Задачей данной работы явилась оптимизация режима термической обработки стали 120Г3С2 по схеме «закалка + изотермическая выдержка».

### Методика проведения исследований

Исследования проводили на стали 120Г3С2 следующего химического состава (масс. %):

C	Mn	Si	Cr	Cu	Ni	P	S
1,22	2,58	2,03	0,16	0,44	0,06	0,029	0,009

Термообработку образцов проводили в лабораторной печи сопротивления СУОЛ 0,25.1.1/12МР-НЗ с нихромовыми нагревателями. При измерении температуры датчиком служила термопара ХА, устройством обработки сигналов - потенциометр А-565-003-02. Изотермическую выдержку при 250 °С проводили в печи сопротивления с автоматическим поддержанием температуры [7].

Испытания на АИ по ГОСТ 17367-71 проводили на электрокорундовом абразивном полотне ВСУ2 14А 6П С (ГОСТ 27181-86) по схеме «pin-on-drum» [8]. Размер зерен основной фракции составлял 63-80 мкм, максимально допустимый размер не превышал 100 мкм (ГОСТ 3647-80). Износ образцов и эталона определяли по потере массы с погрешностью 0,0002 г (весы АДВ-200).

Твердость образцов по Виккерсу измеряли с помощью твердомера ТВП-5012. Микроструктуру исследовали с помощью электронного микроскопа SUPRA 40-25-58.

### Результаты экспериментов и обсуждение

Зависимость твердости от температуры закалки стали 120Г3С2 представлена на рис. 3. Первые пробные закалки проводили от температур заведомо ниже  $A_{c1}$  для точного определения температуры фазового превращения. Это позволило установить температуру закалки на максимальную твердость (760 °С). Повышение температуры закалки приводит к увеличению содержания аустенита в структуре и, соответственно, снижению твердости стали в закаленном состоянии.

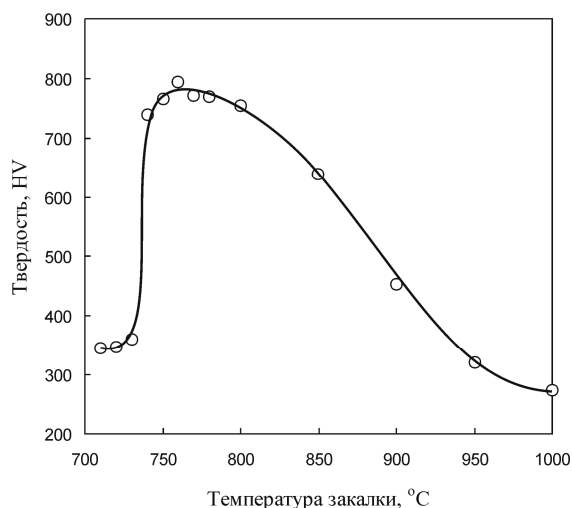


Рис. 3 – Зависимость твердости закаленной стали 120Г3С2 от температуры нагрева под закалку

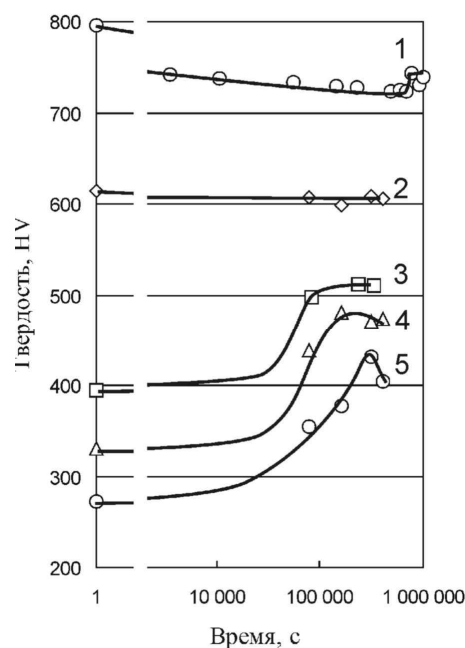


Рис. 4 – Зависимость твердости от времени выдержки при 250 °С образцов стали 120Г3С2, закаленных от различной температуры. Температура закалки: 1 – 760 °С; 2 – 850 °С; 3 – 900 °С; 4 – 950 °С; 5 – 1000 °С

Изотермическая выдержка образцов, закаленных от 760 °С и 850 °С, показала, что во всем диапазоне времени выдержки (до 11 и 5 суток соответственно) не происходит увеличения твердости (рис. 4, кривые 1, 2). Микроструктура образцов после выдержки представлена на рис. 5.

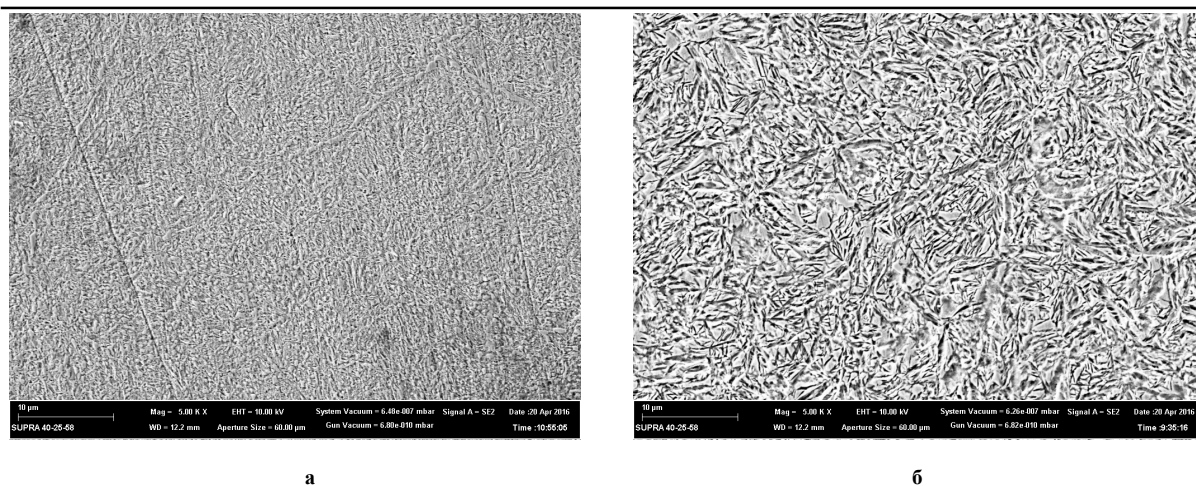


Рис. 5 – Микроструктура стали 120Г3С2 после закалки и изотермической выдержки:  
 а – закалка от 760 °С, выдержка 11 суток;  
 б – закалка от 850 °С, выдержка 5 суток

В образцах, закаленных от 900 °С, 950 °С и 1000 °С (рис. 4, кривые 3, 4, 5) повышение твердости при изотермической выдержке явно выражено, что свидетельствует о прохождении бейнитного превращения. Максимальная твердость 500 HV достигается на образце, закаленном от 900 °С, уже через одни сутки после начала выдержки.

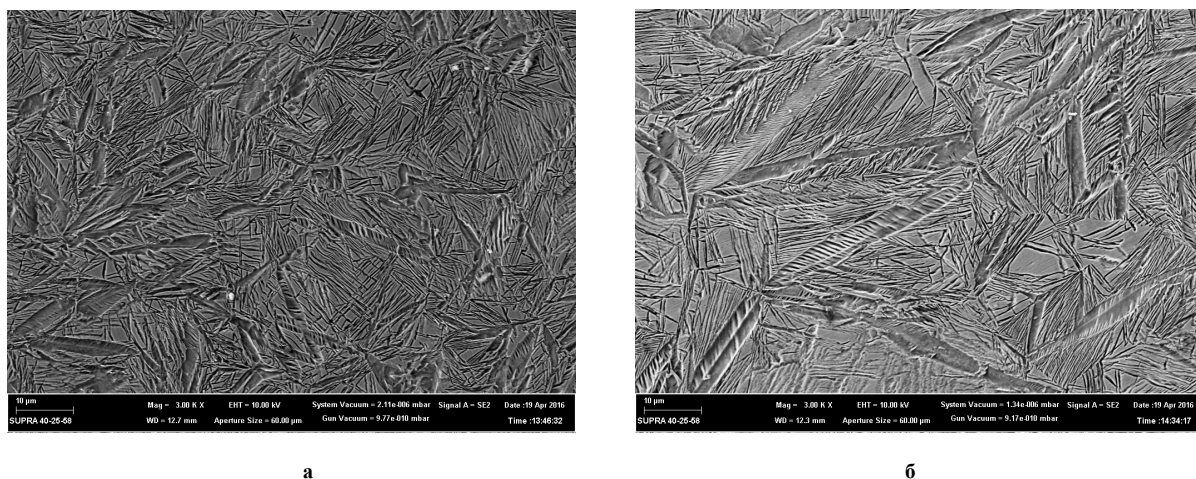


Рис. 6 – Микроструктура стали 120Г3С2 после закалки и изотермической выдержки:  
 а – закалка от 900 °С, выдержка 92 час.;  
 б – закалка от 950 °С, выдержка 114 час;  
 в – закалка от 1000 °С, выдержка 114 час

Анализ микроструктур, полученных после завершения превращения образцов, закаленных при температурах 900 °С, 950 °С и 1000 °С, показывает (рис. 6), что во всех образцах присутствует значительное количество бейнита, однако размеры структурных составляющих различаются в зависимости от температуры закалки. Наиболее дисперсная мартенсито-аустенито-бейнитная структура получена в образце, закаленном от 900 °С. Обращает на себя внимание почти полное отсутствие избыточных карбидов. В структуре различаются лишь отдельные нерастворенные остатки карбидной фазы (рис. 6, а). Примечательно, что увеличение температуры закалки всего лишь на 50 °С – с 850 °С до 900 °С – приводит к резкому уменьшению количества карбидной фазы в структуре (рис. 5, б и 6, а).

При увеличении температуры закалки до 950 °С и 1000 °С и последующей изотермической выдержке также происходит бейнитное превращение, однако структура значительно укрупняется (рис. 6, б, в). Увеличивается также время превращения, и снижается твердость материала после изотермической обработки (рис. 4, линии 3, 4, 5).

Таким образом, как с практической точки зрения, так и с точки зрения качества структуры, оптимальным режимом термообработки является закалка от 900 °С и изотермическая выдержка при 250 °С в течение 1 - 2 суток. В результате обработки достигается твердость на уровне 500 HV. Такой режим позволяет минимизировать температуру нагрева под закалку, значительно уменьшить время изотермической выдержки и получить достаточно высокую твердость, что может оказаться немаловажным во многих случаях изнашивания, когда смятие поверхности трения нежелательно или недопустимо.

Для проведения испытаний на абразивное изнашивание изготовлены новые образцы из стали 120Г3. Образцы обработаны по режимам:

- закалка от 900 °С;
- закалка от 900 °С, изотермическая выдержка при 250 °С 1 сут;
- закалка от 900 °С, изотермическая выдержка при 250 °С 2 сут.

Твердость образцов после обработки показана на рис. 7 (столбцы 6, 7, 8) в сравнении с твердостью известных материалов.

Относительная износостойкость термообработанных образцов при испытаниях на АИ показана на рис. 8 (столбцы 6, 7, 8) в сравнении с относительной износостойкостью известных материалов.

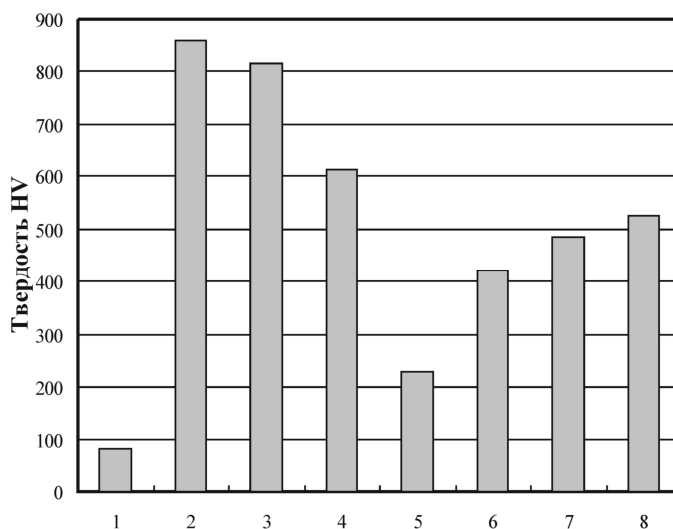
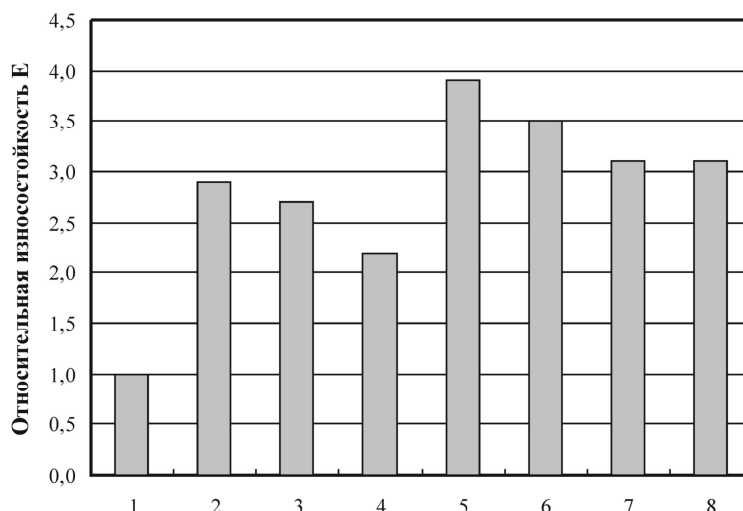


Рис. 7 – Твердость HV различных материалов после различной обработки:

- 1 – армко-железо отожженное;
- 2, 3, 4 – сталь У8, закалка без отпуска, отпуск при 150 °С, отпуск при 300 °С соответственно [3];
- 5 – 120Г3С2, закалка от 1000 °С [6];
- 6 – 120Г3С2 закалка от 900 °С;
- 7, 8 – 120Г3С2, изотермическая выдержка при 250 °С 1 сут. и 2 сут. соответственно

Столбец 1 на рис. 7, 8 соответствует армко-железу в отожженном состоянии. Его относительная износостойкость равна единице, поскольку этот материал используется в качестве эталонного.

Столбцы 2, 3, 4 соответствуют стали У8 после закалки от 800 °С и отпуска при 150 °С и 300 °С. Необходимо отметить, что после закалки износостойкость стали У8 достаточно высока, но практически использовать такой материал затруднительно в связи с очень высокой хрупкостью. Отпуск же заметно снижает износостойкость, поэтому практически достижимым уровнем износостойкости для сталей со структурой мартенсита является износостойкость стали У8 после закалки и низкого отпуска.



**Рис. 8 – Относительная износостойкость при АИ по ГОСТ 17367-71 различных материалов после различной обработки:**

1 – армко-железо отожженное;

2, 3, 4 – сталь У8, закалка без отпуска, отпуск при 150 °С, отпуск при 300 °С соответственно [3];

5 – 120Г3С2, закалка от 1000 °С [6];

6 – 120Г3С2 закалка от 900 °С;

7, 8 – 120Г3С2, изотермическая выдержка при 250 °С 1 сут. и 2 сут. соответственно

Столбец 5 на рис. 7, 8 соответствует стали 120Г3С2 после закалки от 1000 °С. Необходимо отметить, что твердость данной стали после закалки может изменяться в пределах 220 ... 280 HV из-за возможных колебаний содержания марганца. Например, при закалке стали с содержанием марганца 2,5 % (точка Мн ~ 30 °С [6]) твердость оказывается выше (рис. 3, 4) в связи с наличием мартенсита в структуре (см. рис. 2, а).

Износостойкость стали 120Г3С2 после закалки от 1000 °С находится практически на верхнем пределе для металлической матрицы нелегированных и легированных сплавов на основе железа [3]. Однако, как было сказано выше, использование такого материала в некоторых случаях может быть затруднено.

Обработка стали 120Г3С2 по режиму «закалка от 900 °С + изотермическая выдержка при 250 °С» обладает несколькими преимуществами.

1. Снижается температура нагрева под закалку с 1000 °С до 900 °С. Это позволяет снизить расход электроэнергии на термообработку, а также продлить ресурс оборудования, поскольку температура 1000 °С является предельной для длительной работы печей с нихромовыми нагревателями.

2. Структура содержит отпущенный мартенсит и нестабильный аустенит в соизмеримом соотношении. Это позволяет значительно расширить возможную область применения данного материала, поскольку не всегда при изнашивании абразивом полностью аустенитная структура оказывается наиболее износостойкой [9]. Несмотря на несколько меньшую износостойкость по сравнению с полностью аустенитной структурой в стандартизованных условиях испытаний (рис. 8, столбцы 5, 6), сталь 120Г3С2 после закалки от 900 °С может оказаться более износостойкой в других условиях, например, условиях смешанного многоциклового и малоциклового изнашивания.

3. После дополнительной изотермической выдержки износостойкость стали 120Г3С2, закаленной от 900 °С, хотя и снижается (рис. 8, столбцы 7, 8), но остается существенно выше износостойкости отпущенного мартенсита (см. рис. 8, столбцы 3, 4) при гораздо меньшей хрупкости.

Таким образом, определен оптимальный режим термической обработки стали 120Г3С2 по схеме «закалка+изотермическая выдержка». Закалку необходимо проводить от 900 °С, изотермическую выдержку при температуре 250 °С в течение 1 - 2 суток. Точное время изотермической выдержки может быть скорректировано для конкретных условий эксплуатации детали.

## Выводы

Исследованы структура, твердость и износостойкость при АИ стали 120Г3С2 после закалки от различной температуры в диапазоне 760 ... 1000 °С и последующей изотермической выдержки при 250 °С. Установлено, что после закалки от 900 °С скорость превращения при изотермической выдержке максимальна. Уже через 1 сутки твердость образцов выходит на уровень 500 HV и в дальнейшем изменяется незначительно.

Износостойкость стали после закалки от 900 °С, а также после закалки и изотермической выдержки 1 - 2 суток значительно превышает износостойкость отпущенного мартенсита.

Дальнейшие исследования могут быть направлены на изучение механических свойств материала после данной обработки, а также возможных вариантов его практического использования.

Также представляют интерес испытания стали 120Г3С2 после аналогичной обработки в смешанных условиях абразивного изнашивания при совместном прохождении малоциклового и многоциклового процессов разрушения поверхности трения.

### Литература

1. Ефременко В.Г. Влияние фазового и структурного состояния сплавов на основе железа на износостойкость в условиях помола высокоабразивного материала / В.Г. Ефременко, Ф. К. Ткаченко, Т. А. Ерёмченко // Вестник Приазовского гос. техн. ун-та. – 2003. – № 13. – С. 113-117.
2. Коваль А.Д. Принципы создания мелюзих тел повышенной износостойкости. Часть 1. Износостойкость сплавов на основе железа при абразивном изнашивании / А.Д. Коваль, В.Г. Ефременко, М.Н. Брыков, М.И. Андрущенко, Р.А. Куликовский, А.В. Ефременко // Трение и износ. – Т.33. – №1. – С. 52-61.
3. Брыков М.Н. Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании : Научное издание / М.Н. Брыков, В.Г. Ефременко, А.В. Ефременко. – Херсон : Гринь Д.С., 2014. – 364 с.
4. Брыков М. Н. Механизм упрочнения нестабильного аустенита при пластической деформации / М.Н. Брыков, В.Е. Ольшанецкий // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2009. – № 2. – С. 23-26.
5. Hesse O. Zur Festigkeit niedriglegierter Stähle mit erhöhtem Kohlenstoffgehalt gegen abrasiven Verschleiß / O. Hesse, J. Merker, M. Brykov, V. Efremenko // Tribologie + Schmierungstechnik. – 2013. - № 6. – S.37-43.
6. Hesse O. Bait in Stählen mit hohem Widerstand gegen Abrasivverschleiß / O. Hesse, J. Liefeth, M. Kunert, A. Kapustyan, M. Brykov, V. Efremenko // Tribologie + Schmierungstechnik. – 2016. - № 2. – S.5-13.
7. Коваль А.Д. Исследование кинетики образования нижнего бейнита в структуре высокоуглеродистой низколегированной стали / А.Д. Коваль, М.Н. Брыков, А.Е. Капустян, Д.Н. Тимофеенко // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2011. – № 1. – С. 17-21.
8. Брыков М. Н. Оптимальная схема стандартных испытаний металлических материалов на изнашивание закрепленным абразивом / М.Н. Брыков // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2003. – № 1. – С. 86-89.
9. Брыков Н. Н. Определение типа сплава и его оптимального структурного состояния для различных заданных условий изнашивания / Н.Н. Брыков, М.Н. Брыков // Problems of Tribology. – 2004. – № 1. – С. 46-53.

Поступила в редакцію 03.10.2016

**Brykov M.N., Prokopchenko A.A., Efremenko V.G. Effect of quenching and isothermal processing conditions on the structure and wear resistance of high-carbon low-alloy steel.**

The aim of the research presented was the heat treatment optimization of 120Mn3Si2 steel on a "quenching + isothermal holding" process. Investigated are the structure, hardness and wear resistance of this steel after quenching from different temperatures in the range 760 ... 1000 ° C followed by isothermal holding at 250 ° C. It is found that after quenching from 900 °C the rate of bainite transformation is maximal. Hardness of samples reaches the level of 500 HV within 1 day during isothermal holding, and changed insignificantly at subsequent treatment. As a result of this treatment the martensite-austenite-bainite structure with little or no carbide phase is formed. Attention is drawn to the almost complete absence of excess carbides. Only a few remnants of undissolved carbide phase are visible in the structure. The wear resistance of steel after optimal treatment is much higher than the wear resistance of the martensite.

Further work may be aimed at the study of the mechanical properties of 120Mn3Si2 steel after this treatment, as well as ways for its practical use. Also of interest are the tests of 120G3S2 after a similar treatment in the mixed conditions of abrasive wear with the simultaneous impact of low-cycle and high-cycle fatigue of the friction surface.

**Keywords:** abrasive wear, steel, isothermal treatment, bainite, wear resistance.

**References**

1. Efremenko V.G., Tkachenko F.K., Eremenko T.A. Vliyaniye fazovogo i strukturnogo sostoyaniya splavov na osnove zheleza na iznosostojkost' v usloviyah pomola vysokoabrazivnogo materiala, Vestnik Priazovskogo gos. tekhn. un-ta, 2003, No 13, pp.113-117.
2. Koval A.D., Efremenko V.G., Brykov M.N., Andrushchenko M.I., Kulikovskii R.A., Efremenko A.V. Principles for developing grinding media with increased wear resistance. Part 1. Abrasive Wear Resistance of iron-based alloys, Journal of friction and wear, 2012, V.33, No 1, pp. 39-46.
3. Brykov M.N., Efremenko V.G., Efremenko A.V. Iznosostojkost' stalej i chugunov pri abrazivnom iznashivanii, Herson : Grin' D.S., 2014, 364 p.
4. Brykov M.N. Mekhanizm uprochneniya nestabil'nogo austenita pri plasticheskoy deformacii, Novi materialy i tekhnologii v metalurgii ta mashinobuduvanni, 2009, No 2, pp.23-26.
5. Hesse O. Zur Festigkeit niedriglegierter Stähle mit erhöhtem Kohlenstoffgehalt gegen abrasiven Verschleiß / O. Hesse, J. Merker, M. Brykov, V. Efremenko // Tribologie + Schmierungstechnik. – 2013. - № 6. – S.37-43.
6. Hesse O. Bainit in Stählen mit hohem Widerstand gegen Abrasivverschleiß / O. Hesse, J. Liefeth, M. Kunert, A. Kapustyan, M. Brykov, V. Efremenko // Tribologie + Schmierungstechnik. – 2016. - № 2. – S.5-13.
7. Koval A.D., Brykov M.N., A. Kapustyan A.E., Timofeenko D.N. Issledovanie kinetiki obrazovaniya nizhnego bejnita v strukture vysokouglerodistoj nizkolegированной stali, Novi materialy i tekhnologii v metalurgii ta mashinobuduvanni, 2011, No 1, pp.17-21.
8. Brykov M.N., Optimal'naya skhema standartnyh ispytaniy metallicheskih materialov na iznashivanie zakreplennym abrazivom, Novi materialy i tekhnologii v metalurgii ta mashinobuduvanni, 2003, No 1, pp.86-89.
9. Brykov M.N., Brykov N.N. Opredelenie tipa splava i ego optimal'nogo strukturnogo sostoyaniya dlya razlichnyh zadannyh uslovij iznashivaniya, Problemy trybologii (Problems of tribology). Khmel'nyts'kyi, KhNU, 2004, No 1, pp.46-53.