

УДК 669.141:539.374

О. Хессе¹, А. Е. Капустян², д-р техн. наук В. Г. Ефременко³,
канд. техн. наук С. П. Бережный², д-р техн. наук М. Н. Брыков²

¹ Эрнст Аббе Фаххохшуде, Йена, Германия

² Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

³ Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь

ИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОГО КРЕМНИЙСОДЕРЖАЩЕГО АУСТЕНИТА

Предложен способ упрочнения высокоуглеродистого низколегированного аустенита с сохранением пластических свойств. Образцы стали состава 1,2 % С, 3 % Мн, 2 % Si после закалки от 1000 °С (аустенит, 220 НВ) подвергали изотермической выдержке при температуре 250 °С. В результате бейнитного превращения через 8 сут. в структуре присутствует 5 % α-фазы. При этом твердость повышается до 300 НВ, сопротивление статическому изгибу увеличивается в 1,5 раза при относительной деформации на уровне 4%.

Ключевые слова: высокоуглеродистый низколегированный аустенит, кремний, изотермическая обработка, бейнит, прочность, пластичность, твердость.

Актуальность и цель работы

Среди материалов, износостойких при абразивном изнашивании, новой группой являются высокоуглеродистые низколегированные стали. Их структура после закалки из однофазной области (950–1000 °С) представляет собой чистый аустенит. Температура начала мартенситного превращения находится на уровне 20 °С, аустенит крайне нестабилен и способен к фазовым превращениям при пластической деформации поверхности трения абразивными зёрнами. В сочетании с высоким содержанием углерода это обеспечивает максимально возможную износостойкость, на которую способна металлическая матрица железуглеродистых сплавов [1].

В процессе работы возможно охлаждение деталей до температур порядка -80 °С, что неизбежно приведет к появлению некоторого количества мартенсита. Мартенсит при таком содержании углерода (1,2 %) хрупок и, вероятно, отрицательно влияет на способность материала сопротивляться изгибающим нагрузкам. В связи с этим целью работы было:

1. Определить степень влияния небольшого количества мартенсита на механические свойства высокоуглеродистых низколегированных сталей после закалки из однофазной области.

2. Найти метод термической обработки, позволяющий исключить это влияние или значительно снизить его степень без существенной потери износостойкости материала.

Методика проведения исследования и материалы

Эксперименты проводили на сталях следующего химического состава (% масс.):

№ 1 – С 1,29; Мн 3,51; Si 2,18; Cr 0,18; Cu 0,05; Ni 0,1; P 0,044; S 0,005;

№ 2 – С 1,22; Мн 2,58; Si 2,03; Cr 0,16; Cu 0,44; Ni 0,06; P 0,029; S 0,009.

Стали выплавляли в индукционной печи с последующим ЭШП в слиток диаметром 100 мм. Далее выполняли объемную ковку до квадрата 60x60 мм. Поковки отжидали 12 часов при температуре 1000 °С. Образцы вырезали из средней части. Термическую обработку проводили в электропечах СУОЛ 0,25.1.1/12МР/НЗ и Nabertherm LT 24/11 в воздушной атмосфере. Порезку образцов в размер проводили с помощью отрезного станка с жидкостным охлаждением реза Struers Labotom. Фазовый анализ проводили на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE. Твердость измеряли на твердомерах Виккерса Fischerscope и ТВП-5012. Микроструктуру исследовали с помощью оптического микроскопа Neophot 32 и сканирующего электронного микроскопа Zeiss Ultra 55.

Сталь № 1 позволяет после закалки от 1000 °С получить в структуре 100 % аустенита (рис. 1) при твердости 220-230 НВ. Температуру начала мартенситного превращения (Мн) не определяли, однако снижение содержания марганца в стали № 2 всего лишь на 1 % приводит к появлению в структуре после закалки от 1000 °С небольшого количества мартенсита (рис. 2, 3), естественно, за счет повышения Мн. Это состояние моделирует случай частичного превращения аустенита при охлаждении стали со структурой нестабильного аустенита в процессе эксплуатации.

Механические свойства сталей после закалки от 1000 °С оценивали по результатам испытаний на статический трехточечный изгиб на машине TIRA test 28100.

Экспериментальная часть и анализ полученных результатов

Испытания показали, что картины разрушения образцов сталей № 1 (аустенит) и № 2 (аустенит+мартенсит) качественно различны (рис. 4). Разрушению образца № 1 (рис. 4, кривая 1) предшествует видимая пластическая деформация, и после появления трещины образец, оставаясь на опорах машины (рис. 5), постепенно доламывается.

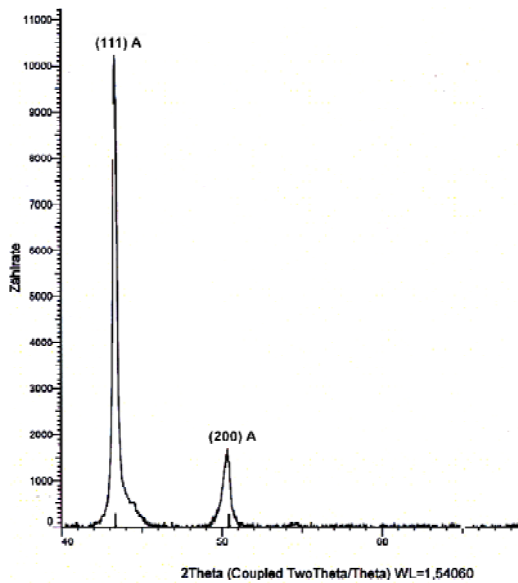


Рис. 1. Дифрактограмма стали №1 после закалки от 1000 °С

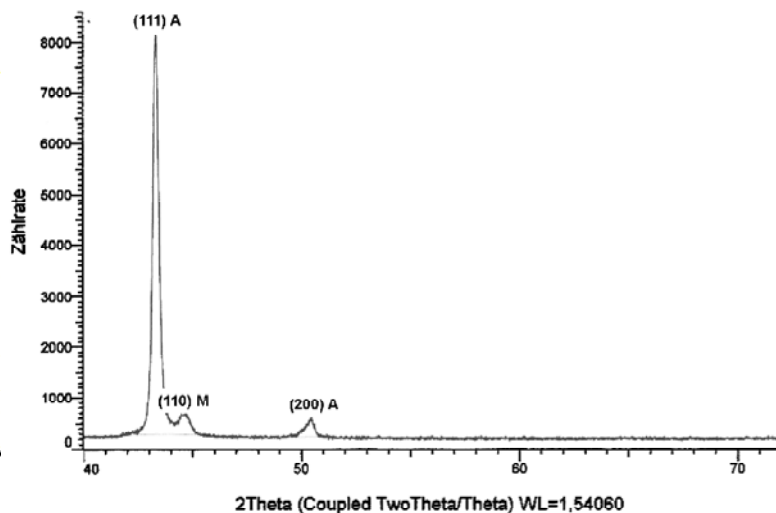


Рис. 2. Дифрактограмма стали № 2 после закалки от 1000 °С

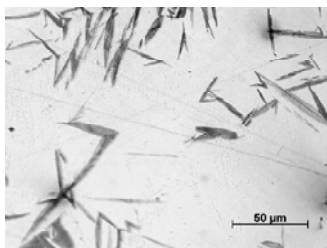


Рис. 3. Мартенсит в структуре стали № 2 после закалки от 1000 °С

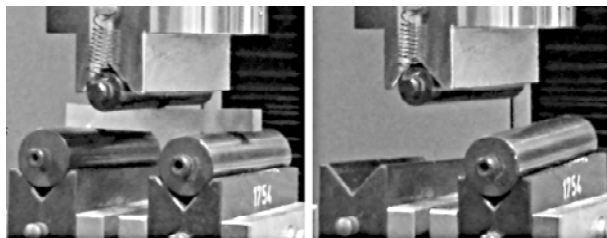


Рис. 6. Момент разрушения образца стали № 2

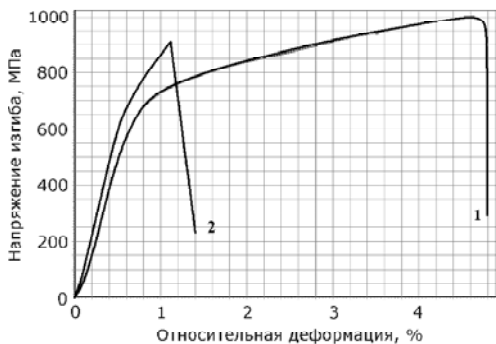


Рис. 4. Диаграмма нагружения при испытании на статический трехточечный изгиб образцов сталей № 1 и № 2 после закалки от 1000 °С



Рис. 5. Момент образования трещины при испытаниях образца стали № 1

Появление в аустенитной структуре мартенсита принципиально изменяет характер разрушения. Относительная деформация снижается более чем в четыре раза, и образец разрушается хрупко без видимой пластической деформации (рис. 6, рис. 4, кривая 2). Несмотря на то, что такое изменение в структуре не сказывается на износостойкости стали, эксплуатация материала возможна только при отсутствии ударов и изгибающих нагрузок.

Таким образом, нестабильное состояние аустенита (Mn H²⁰ 20 °С) с одной стороны обеспечивает высокую износостойкость, но с другой стороны обуславливает высокую склонность материала к хрупкому разрушению при появлении в структуре даже небольшого количества мартенсита. Понижением Mn можно добиться стабилизации аустенита, что снизит вероятность появления мартенсита, но уменьшит износостойкость. Предельным случаем является известная своей высокой пластичностью сталь 110Г13, абразивная износостойкость которой находится на низком уровне [2].

Учитывая вышеизложенное, задача повышения пластических свойств нестабильного аустенита в высокоуглеродистых низколегированных сталях (120Г3, 120Г3С2 или подобные) может решаться только повышением степени его стабильности при снижении температуры Mn и некоторой потере износостойкости. Степень это-

го снижения должна быть подобрана так, чтобы при достаточном увеличении пластичности сохранить износостойкость на приемлемом уровне.

Снизить Mn можно изменением химического состава аустенита. Обычно это достигается изменением химического состава сплава, например повышением содержания марганца (см. составы сталей № 1 и № 2). Однако Mn можно снизить без изменения химического состава сплава при локальном обогащении аустенита углеродом. Этот эффект может быть получен в результате промежуточного (бейнитного) превращения аустенита, содержащего кремний в количестве около 2 %.

Известно [3–5], что изотермическое превращение кремнийсодержащего аустенита в температурном диапазоне 200–300 °C позволяет получить нижний бейнит при размерах структурных составляющих 100 нм и менее. Кремний подавляет формирование цементита, и структура после превращения представляет собой смесь обогащенного углеродом аустенита и выделений б- фазы толщиной около 100 нм и длиной 10–15 мкм. Насыщение аустенита углеродом должно приводить к его стабилизации по сравнению с исходным состоянием и, как следствие, снижению склонности к хрупкому разрушению.

Известны также т.н. аусферритные чугуны (*austempered ductile irons, ADI*), обладающие хорошей комбинацией прочности и пластичности после закалки и изотермической обработки [6]. Естественное для чугунов повышенное содержание кремния обеспечивает бескарбидную матрицу нижнего бейнита [7–9].

Экспериментальные стали №№ 1 и 2 содержат кремний на уровне 2 %, поэтому в результате изотермической обработки ожидали получить структуру нижнего бейнита без карбидов. На стали № 2 такая структура была получена ранее в результате выдержки при 250 °C [10], поэтому получение аналогичной структуры ожидали и в результате обработки стали № 1 со структурой аустенита без мартенситных включений. Неизвестной остается лишь полнота протекания превращения и его кинетика.

Изотермическую выдержку образцов стали № 1, закаленной от 1000 °C, проводили при температуре 250 °C. Понижение температуры до 200 °C значительно замедляет процесс превращения, а при температуре 300 °C превращение может вообще не произойти, т. к. температура начала бейнитного превращения Бн для аустенита этого состава не определена, однако находится достаточно низко в связи с высокой концентрацией углерода [3, 4].

Эксперимент показал, что через 8 суток выдержки образцов стали № 1 при температуре 250 °C твердость достигла 300HV и практически не изменилась при дальнейшей выдержке до 14 сут. (рис. 7). Полученная структура представлена на рис. 8, 9.

Результат рентгеноструктурного анализа стали № 1 после превращения показан на рис. 10.

Твердость 300HV после превращения соответствует данным рентгеноструктурного анализа – вполне вероятно,

но, что относительно небольшое увеличение твердости вызвано появлением в структуре всего лишь 5 % α- фазы. Однако микроструктура показывает значительно большее количество включений второй фазы (темные полосы и иголки). Возможно, некоторые из этих полос являются группами линий скольжения. Поскольку бейнитное превращение сопровождается значительной пластической деформацией аустенита, следы этой деформации могут появляться в плоскости шлифа в виде параллельных линий (линии скольжения и двойники), которые визуальнo трудно отличить от образований α- фазы.

Образцы стали № 1 после закалки от 1000 °C и выдержки 8 суток при 250 °C (рис. 7–9) обрабатывали холодом при температурах -80 °C и -196 °C. Дифрактограммы материала после таких обработок представлены на рис. 11 и рис. 12.

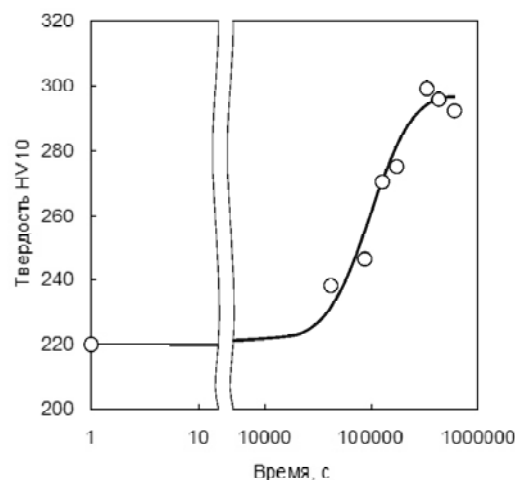


Рис. 7. Кинетика изотермического превращения аустенита стали № 1 при температуре 250 °C

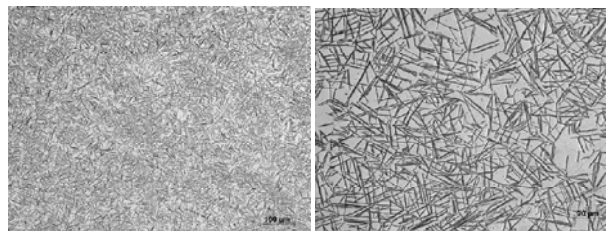


Рис. 8. Структура образца № 1 после закалки от 1000 °C и изотермической выдержки 8 сут. при 250 °C. Оптический микроскоп

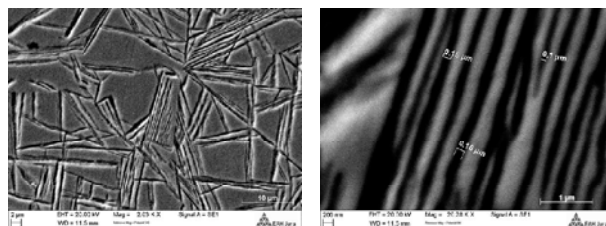


Рис. 9. Структура образца № 1 после закалки от 1000 °C и изотермической выдержки 8 сут. при 250 °C. РЭМ

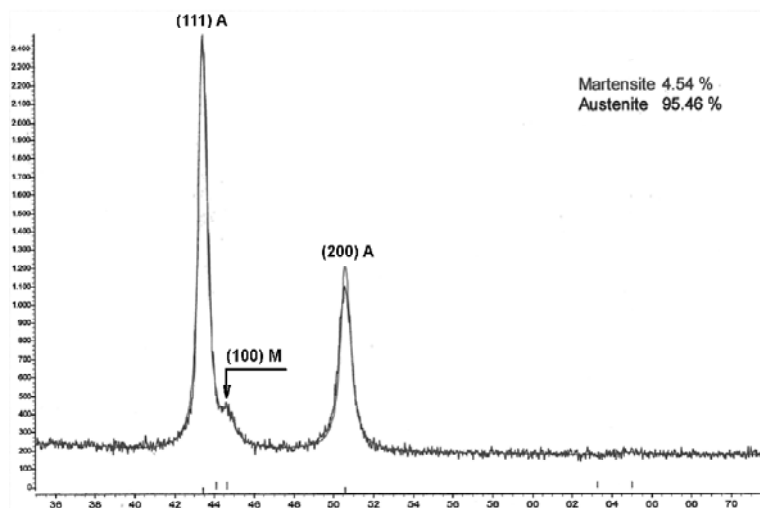


Рис. 10. Дифрактограмма стали №1 после закалки от 1000 °С и превращения при 250 °С (8 суток)

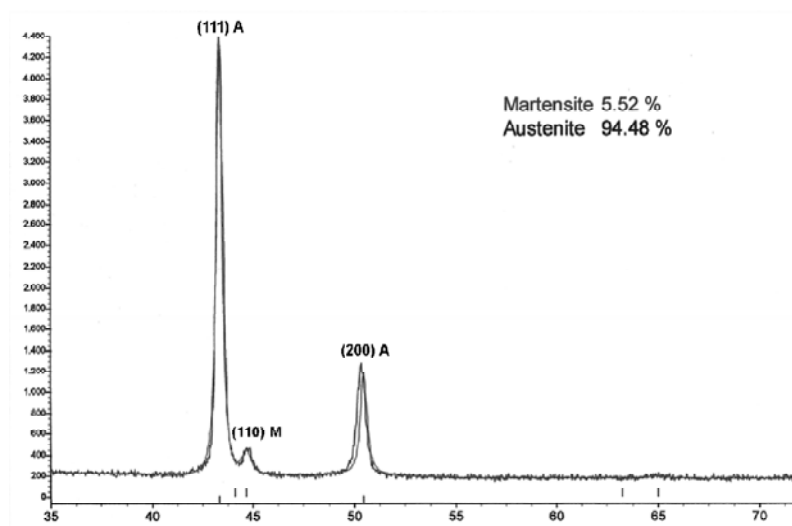


Рис. 11. Дифрактограмма стали № 1 после закалки от 1000 °С, превращения при 250 °С (8 суток) и обработки холодом при -80 °С

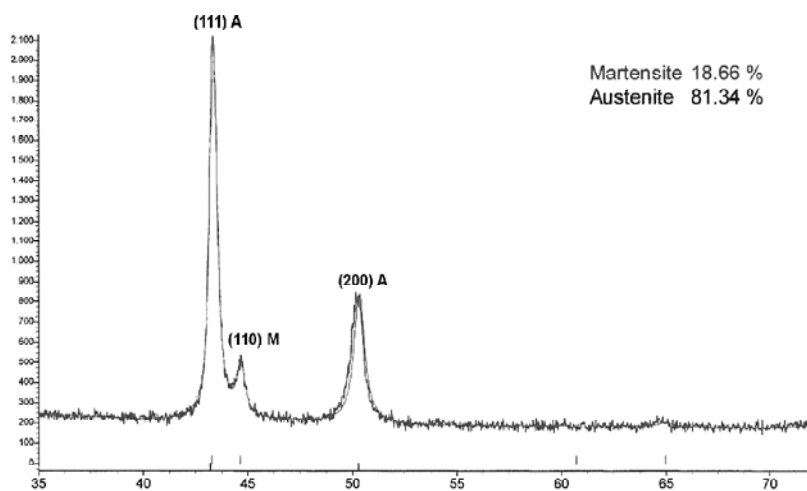


Рис. 12. Дифрактограмма стали № 1 после закалки от 1000 °С, превращения при 250 °С (8 суток) и обработки холодом при -196 °С

С понижением температуры обработки количество α - фазы в структуре увеличивается незначительно. Например, обработка холодом при $-80\text{ }^\circ\text{C}$ увеличивает содержание α - фазы лишь на 1 %. Однако в отличие от бейнитного превращения, когда выделяется малоуглеродистый бейнитный феррит, при обработке холодом появляется высокоуглеродистый мартенсит.

По результатам испытаний на изгиб образцов стали № 1 после изотермической обработки и обработки холодом (рис. 13) можно увидеть эту разницу.

Сравнение кривых 1 и 2 показывает, что изотермическая обработка по исследованному режиму приводит к упрочнению в полтора раза без изменения пластичности. При этом любое охлаждение в процессе эксплуатации (температура не ниже $-80\text{ }^\circ\text{C}$) не приведет к принципиальному изменению свойств материала (диапазон между кривыми 2 и 3). Только охлаждение в жидком азоте (рис. 13) значительно охрупчивает материал (кривая 4), однако даже в таком случае свойства остаются на более высоком уровне, чем при изначальном выделении мартенсита из аустенита, не подвергнутого изотермическому превращению (рис. 4, кривая 2).

Как отмечено выше, в процессе бейнитного превращения аустенит обогащается углеродом и стабилизируется. Это должно приводить к снижению износостойкости при абразивном изнашивании. Поэтому следующий этап работы – испытание на износостойкость образца стали № 1 после закалки от $1000\text{ }^\circ\text{C}$ и изотермической обработки при $250\text{ }^\circ\text{C}$ 8 сут.

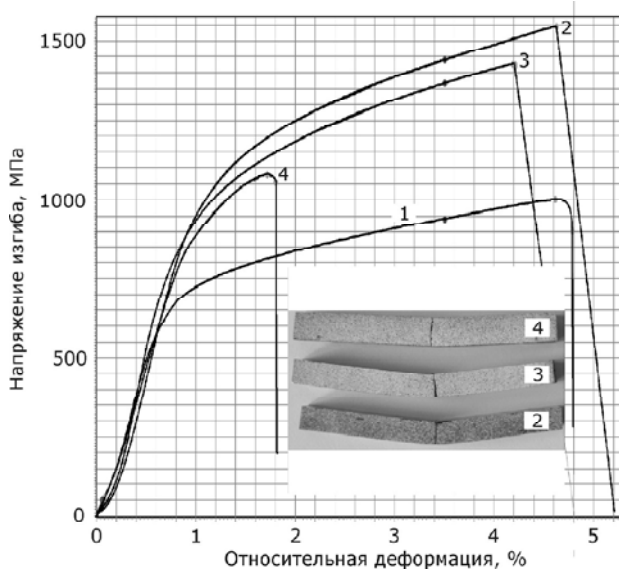


Рис. 13. Диаграмма нагружения при испытании на статический трехточечный изгиб образцов сталей № 1: 1 – закалка от $1000\text{ }^\circ\text{C}$; 2 – закалка от $1000\text{ }^\circ\text{C}$ + выдержка при $250\text{ }^\circ\text{C}$ 8 сут.; 3 – закалка от $1000\text{ }^\circ\text{C}$ + выдержка при $250\text{ }^\circ\text{C}$ 8 сут. + обработка при $-80\text{ }^\circ\text{C}$; 4 – закалка от $1000\text{ }^\circ\text{C}$ + выдержка при $250\text{ }^\circ\text{C}$ 8 сут. + обработка при $-196\text{ }^\circ\text{C}$

Испытания на абразивное изнашивание по ГОСТ 17367-71 показали (рис. 14), что после закалки от $1000\text{ }^\circ\text{C}$ износостойкость стали №1 приближается к максимальной для металлической матрицы сплавов на основе железа [1, 2] (рис. 14, точка 1). После изотермической обработки износостойкость хотя и снижается, но все равно остается на достаточно высоком уровне и соответствует износостойкости неотпущенного мартенсита с концентрацией углерода 0,8 % (рис. 14, точка 2).

Здесь необходимо отметить, что в реальных условиях эксплуатации максимальная износостойкость нестабильного аустенита все равно труднодостижима, т. к. фрикционный нагрев поверхности трения (обычное явление для абразивного изнашивания) уже при температуре $70\text{--}80\text{ }^\circ\text{C}$ снижает износостойкость до уровня стали У8 в закаленном состоянии. Поэтому допустимо «заблаговременно» уменьшить износостойкость до этого же уровня обработкой на бейнит, значительно снизив склонность материала к хрупкому разрушению. В итоге получаем достаточно пластичный материал, износостойкость которого находится на уровне неотпущенного высокоуглеродистого мартенсита.

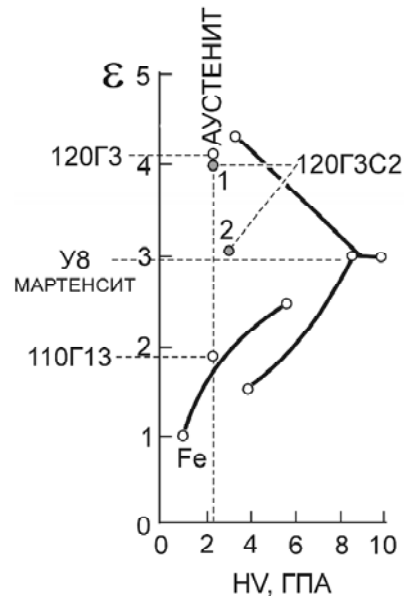


Рис. 14. Результаты испытаний стали № 1 после закалки от $1000\text{ }^\circ\text{C}$ (1) и дополнительной изотермической обработки 8 сут. при $250\text{ }^\circ\text{C}$ (2) на диаграмме «Относительная износостойкость ε – твердость HV» для сплавов на основе железа [2]

Выводы

В результате исследований установлено, что изотермическая обработка высокоуглеродистого аустенита состава 1,2 %C; 3 %Mn; 2 %Si при температуре $250\text{ }^\circ\text{C}$ обеспечивает протекание бейнитного превращения с его завершением через 8 сут. и образованием около 5 % ε - фазы в виде неупорядоченно расположенных пластинок и игл толщиной около 100 нм и длиной 10–15 мкм. Эти изменения структуры значительно упрочняют ма-

териал без потери пластичности. Последующая обработка холодом при температуре $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ не оказывает существенного влияния на свойства стали. Значительное охрупчивание происходит только при охлаждении до температуры жидкого азота.

Таким образом, комбинация новой стали (120Г3С2) и новой обработки (закалка от $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ с последующей выдержкой 8 сут. при $250\text{ }^{\circ}\text{C}$) позволяет получить сочетание «прочность-пластичность-износостойкость» гораздо выше, чем для классических инструментальных сталей после закалки без отпуска. С учетом того, что закаленные стали, как правило, отпускают (потеря износостойкости), преимущество высокоуглеродистых низколегированных сталей после бейнитной обработки становится еще более значительным.

Направлениями дальнейших исследований могут быть: поиск путей практической реализации полученных знаний о режимах упрочнения высокоуглеродистых низколегированных сталей; исследование причин зарождения ϵ -фазы в высокоуглеродистом аустените в процессе изотермической выдержки при температурах порядка $200\text{--}300\text{ }^{\circ}\text{C}$; изучение механизмов изнашивания аустенита с различным количеством нижнего бейнита при абразивном и других видах изнашивания.

Список литературы

1. Брыков М. Н. Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании : Научное издание / Брыков М. Н., Ефременко В. Г., Ефременко А. В. – Херсон : Гринь Д. С., 2014. – 364 с.
2. Принципы создания мелющих тел повышенной износостойкости. Часть 1. Износостойкость сталей на основе железа при абразивном изнашивании / [А. Д. Коваль, В. Г. Ефременко, М. Н. Брыков и др.] // Трение и износ. – 2012. – Т. 33, № 1. – С. 52–61.
3. Garcia-Mateo C. Development of hard bainite / C. Garcia-Mateo, F.G. Gabarello, H.K.D.H. Bhadeshia // ISIJ International. – 2003. – Vol. 43, № 8. – P. 1238–1243.
4. Bhadeshia H. K. D. H. Nanostructured bainite / H. K. D. H. Bhadeshia // Proc. R. Soc. A. – 2010. – Vol. 466. – P. 3–18.
5. Gabarello F. G. Opening previously impossible avenues for phase transformation in innovative steels by atom probe tomography / F. G. Gabarello, M. K. Miller, C. Garcia-Mateo // Materials Science and Technology. – 2014. – Vol. 30. – P. 1034–1039.
6. Янченко А. Б. Повышение триботехнических свойств чугунов с мелкозернистым компактным графитом бейнитной закалкой / А. Б. Янченко, В. И. Сауляк // Проблемы трибологии (Problems of Tribology). – 2012. – № 1. – С. 135–138.
7. Moore D. J. Structure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron / D. J. Moore, T. N. Rouns, K. B. Rundman // AFS Trans. – 1985. – Vol. 93. – P. 705–718.
8. Ductile Iron Data for Design Engineers. – Montreal : Rio Tinto Iron & Titanium Inc., 1990. – 356 p.
9. Vazquez-Gomez O. Mathematical Model of Thermal and Microstructural Evolution during Austempering of Ductile Iron / O. Vazquez-Gomez, J. A. Barrera-Godinez, B. Hernandez-Morales, H. J. Vergara-Hernandez, E. Lopez-Martinez // Materials Performance and Characterization. – 2012. – Vol. 1, № 1. – P. 1–14.
10. Hesse O. Kinetics of Isothermal Transformation of High-Carbon Low-Alloyed Austenite and Its Microstructure after Such Treatment / O. Hesse, A. Kapustyan, M. Brykov // The Eighth International Conference on Material Technologies and Modeling MMT-2014. – Ariel University, Ariel, Israel. July 28-August 01, 2014. – Vol. 1. – P. 186–194.

Одержано 28.11.2014

Хессе О., Капустян О.Є., Єфременко В.Г., Бережний С.П., Брыков М.М. Ізотермічне оброблення високовуглецевого кремнійвмісного аустеніту

Запропоновано спосіб зміцнення високовуглецевого низьколегованого аустеніту зі збереженням пластичних властивостей. Зразки сталі складу 1,2 % C, 3 % Mn, 2 % Si після гартування від $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ (аустеніт, 220 HV) піддавали ізотермічній витримці при температурі $250\text{ }^{\circ}\text{C}$. У результаті бейнітного перетворення через 8 діб у структурі наявно 5 % α - фази. При цьому твердість підвищується до 300 HV, опір статичному вигину збільшується в 1,5 рази при відносній деформації на рівні 4 %.

Ключові слова: високовуглецевий низьколегований аустеніт, кремній, ізотермічне оброблення, бейніт, міцність, пластичність, твердість.

Hesse O., Kapustian A., Yefremenko V., Berezhniy S., Brykov M. Isothermal heat treatment of high-carbon austenite containing silicon

A method of hardening of high-carbon low-alloyed austenite preserving plastic properties is proposed. Samples of steel with composition 1.2 %C, 3 %Mn, 2 %Si were quenched from $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ (austenite, 220 HV) with following isothermal exposure at $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ for 8 days. It led to bainite transformation followed by appearance of 5 % α - phase in structure. It resulted in growth of hardness up to 300 HV and increase of bending strength – by 1.5 times; elongation remains about 4 %.

Key words: high-carbon low-alloyed austenite, silicon, isothermal treatment, bainite, strength, plasticity, hardness.