

УДК 669.112.227.34

**ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЗАКАЛКИ НА МОРФОЛОГИЮ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ФЕРРИТО-ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ\*****Попова Н.А.<sup>1</sup>**, к.т.н., старший научный сотрудник (natalya-popova-44@mail.ru)**Никоненко Е.Л.<sup>1</sup>**, к.ф.-м.н., доцент кафедры физики, химии и теоретической механики (vilatoms@mail.ru)**Табиева Е.Е.<sup>2</sup>**, докторант (erkezhan.tabieva@mail.ru)**Уазырханова Г.К.<sup>2</sup>**, доктор философских наук, доцент кафедры энергетики и технической физики (GUazyrhanova@mail.ru)**Громов В.Е.<sup>3</sup>**, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsiu.ru)<sup>1</sup> Томский государственный архитектурно-строительный университет (634003, Россия, Томск, пл. Соляная, 2)<sup>2</sup> Восточно-Казахстанский государственный технический университет им. Д. Серикбаева (070004, Казахстан, Усть-Каменогорск, ул. Протозанова А.К., 69)<sup>3</sup> Сибирский государственный индустриальный университет (654041, Россия, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

**Аннотация.** Методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах проведено исследование изменений морфологии матрицы и фазового состава, возникающих в стали феррито-перлитного класса марки Ст2 при электролитно-плазменной поверхностной закалке. Исходное состояние Ст2: материал, прошедший закалку от температуры 890 °С (2,0 – 2,5 ч) с охлаждением в теплой (30 – 60 °С) воде и последующий отпуск при температуре 580 °С (2,5 – 3,0 ч). Поверхностная закалка осуществлялась в водно-солевом растворе в течение 4 с при температуре 850 – 900 °С, напряжении 320 В, силе тока 40 А. В исходном состоянии морфологическими составляющими матрицы стали были пластинчатый перлит и нефрагментированный и фрагментированный феррит. Поверхностная закалка привела к превращениям морфологии и фазового состава: 1 – к мартенситному превращению (морфологическими составляющими матрицы являются пакетный, пластинчатый низкотемпературный и высокотемпературный мартенсит); 2 – к «самоотпуску» стали (внутри всех кристаллов мартенсита присутствуют тонкие пластинчатые выделения цементита); 3 – к диффузионному  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращению и выделению остаточного аустенита ( $\gamma$ -фазы) в виде тонких прослоек по границам реек и пластин низкотемпературного мартенсита и внутри всех кристаллов пластинчатого мартенсита в виде «игл» по типу колоний двойникового типа. Поверхностная закалка привела к выделению специальных карбидов фазы  $Me_{23}C_6$ . Установлено, что выделение этих карбидов обусловлено, во-первых, распадом остаточного аустенита и мартенсита; во-вторых, частичным растворением цементита; в-третьих, уходом углерода с дислокаций и границ кристаллов  $\alpha$ -фазы. Это означает, что во всех случаях углерод из остаточного аустенита,  $\alpha$ -твердого раствора, частиц цементита и дефектов кристаллической решетки идет на образование специальных карбидов.

**Ключевые слова:** сталь, поверхностная закалка, превращение, морфология, феррит, перлит, мартенсит, остаточный аустенит, цементит, частица, фазовый состав.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-11-12-915-921

**ВВЕДЕНИЕ**

Одним из важнейших показателей любого проектируемого объекта является его качество. Обеспечение необходимого качества возможно при удовлетворении эксплуатационных требований, предъявляемых к деталям машин. Работоспособность и надежность любой детали обеспечиваются за счет выполнения следующих основных требований: прочности, жесткости, стойкости к различным воздействиям (износ, вибрация, температура и др.). Выполнение всех требований можно

удовлетворить не только путем разработки современных конструкционных решений и применением новых высокопрочных материалов, но и путем изменений поверхностного слоя деталей машин, одним из которых является поверхностная закалка. Поверхностная закалка достигается за счет кратковременного нагрева поверхностного слоя металла до температуры закалки и последующего быстрого охлаждения. При этом скорость нагрева должна быть такой, чтобы тепло не успело распространиться в глубь детали. На сегодняшний день в промышленном производстве применяются различные способы поверхностной закалки: закалка токами высокой частоты [1 – 3], плазменная закалка [4 – 8], лазерная закалка [9 – 15], электро-

\* Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2020-0004).

контактная (или электромеханическая) поверхностная закалка [16 – 19]. Одним из способов поверхностной закалки сталей является электролитно-плазменная поверхностная закалка [20 – 25], отличающаяся тем, что у детали нагревается вся поверхность, находящаяся в растворе. При этом нагрев происходит довольно быстро и в зависимости от времени нагрева можно регулировать глубину слоя закалки. Однако в работах основное внимание уделялось влиянию поверхностной закалки на механические и трибологические свойства, но практически полностью отсутствовал анализ влияния на структурно-фазовое состояние материала.

Настоящая работа посвящена исследованию эволюции структурно-фазового состояния стали феррито-перлитного класса Ст2 под действием поверхностной закалки. Основное внимание уделено качественным и количественным изменениям фазового состава стали в поверхностном слое, образующемся в результате закалки.

#### МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Материалом исследования служила сталь феррито-перлитного класса Ст2. Согласно ГОСТ 398 – 96 химический состав стали: 0,57 – 0,65 % С; 0,60 – 0,90 % Мп; 0,22 – 0,45 % Si; не более 0,15 % V; не более 0,04 % S; не более 0,035 % P (по массе). В исходном состоянии Ст2 представляла собой материал, прошедший закалку от температуры 890 °С (2,0 – 2,5 ч) с охлаждением в теплую (30 – 60 °С) воду и последующий отпуск при температуре 580 °С (2,5 – 3,0 ч). Поверхностная закалка осуществлялась в электролите (10 % карбамид  $(\text{NH}_2)_2\text{CO}$  + 20 % карбонат натрия  $\text{Na}_2\text{CO}_3$  + 70 % вода) в течение 4 с при температуре 850 – 900 °С, напряжении 320 В, силе тока 40 А.

Изучение структуры и фазового состава стали проводили методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах с применением электронного микроскопа ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 кВ. Рабочее увеличение в колонне электронного микроскопа составляло 25 000 крат. Ис-

следование проведено до (исходное состояние) и после поверхностной закалки вблизи поверхности образца.

Фазовый анализ (как качественный, так и количественный) проводили по изображениям, подтвержденным микродифракционными картинками и темнопольными изображениями, полученными в соответствующих рефлексах. Изображения тонкой структуры материала, полученные при просмотре в электронном микроскопе, были использованы, во-первых, для классификации морфологических признаков структуры и их объемных долей и, во-вторых, для определения размеров, объемных долей присутствующих фаз, а также мест их локализации. Расчет всех параметров тонкой структуры проводили по стандартным методикам. Все полученные данные обрабатывали статистически.

#### ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ИСХОДНОЕ СОСТОЯНИЕ СТАЛИ

Проведенные исследования показали, что в исходном состоянии матрица стали представляет собой  $\alpha$ -фазу – твердый раствор углерода и легирующих элементов в  $\alpha$ -Fe с ОЦК-кристаллической решеткой. Морфологическими составляющими  $\alpha$ -фазы являются пластинчатый перлит и феррит (рис. 1, а – в). Пластинчатый перлит – практически идеальный (рис. 1, а), то есть представляет собой конгломерат чередующихся параллельных пластин феррита и цементита. Феррит ( $\alpha$ -фаза) в перлите имеет объемно-центрированную кубическую (ОЦК) кристаллическую решетку. Цементит, являющийся химическим соединением углерода с железом (карбид железа  $\text{Fe}_3\text{C}$ ), имеет орторомбическую кристаллическую решетку. Доля пластинчатого перлита в объеме матрицы составляет 35 %.

Феррит присутствует в виде нефрагментированного (рис. 1, б) и фрагментированного (рис. 1, в). Нефрагментированный феррит представляет собой отдельные зерна, фрагментированный – субструктура, состоящая из дислокационных субграниц (стенок фрагментов) и внутреннего пространства, содержащего или не содержащего дислокации [26]. Средний размер фрагментов составляет приблизительно 1 мкм. Доля нефраг-

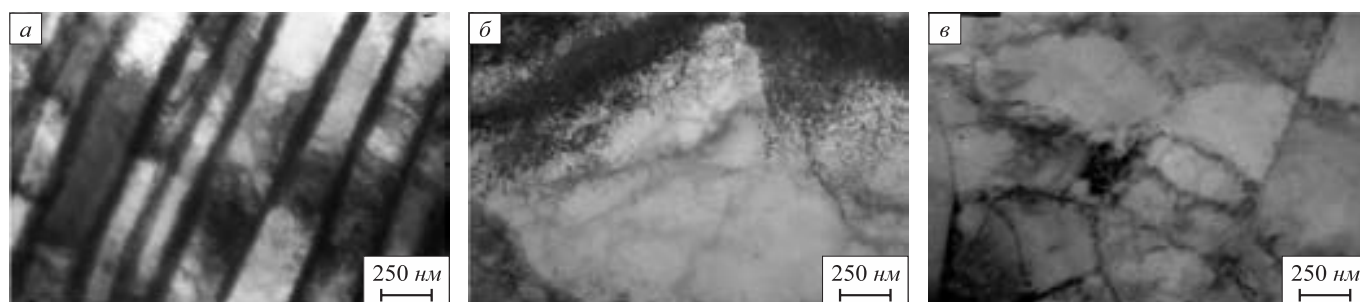


Рис. 1. Типы морфологических составляющих в стали марки Ст2 в исходном состоянии: а – пластинчатый перлит; б – нефрагментированный феррит; в – фрагментированный феррит

Fig. 1. Types of morphological components in St2 steel in the initial state: а – lamellar pearlite; б – unfragmented ferrite; в – fragmented ferrite

ментированного феррита в объеме матрицы составляет 10 %, фрагментированного – 55 %.

Проведенные исследования показали, что в стыках зерен перлит – феррит зачастую присутствуют либо группы мелких (приблизительно 0,3 мкм) фрагментов, либо цепочки из очень мелких (0,08 мкм) фрагментов. Это может свидетельствовать о том, что фрагментация феррита начиналась с границ зерен перлит – феррит.

#### ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СТРУКТУРА СТАЛИ ПОСЛЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЗАКАЛКИ

Поверхностная закалка привела к образованию пакетно-пластинчатого мартенсита, а именно, пакетного (или реечного) и пластинчатого (низкотемпературного и высокотемпературного) мартенсита [27]. Пакетный (или реечный) мартенсит (рис. 2, *а*) представляет собой структурное образование, состоящее из набора практически параллельных друг другу кристаллов (реек) вытянутой формы, образующих пакет. Средний поперечный размер отдельной рейки в различных пакетах существенно отличается: присутствуют пакеты, в которых средний размер составляет 0,15 мкм, в других пакетах средний размер реек составляет 0,50 мкм. Выше отмечено, что в исходном состоянии стали во фрагментированном феррите присутствуют фрагменты, резко различные по размеру: в центре зерна – крупные, вблизи границ перлит – феррит – мелкие. По-видимому, пакеты с узкими рейками образовались в участках материала с мелкими фрагментами, пакеты с широкими рейками – в участках материала с крупными фрагментами. На то, что формирование пакетного мартенсита происходило из фрагментированного феррита, указывает тот факт, что объемная доля пакетного мартенсита составляет 60 %, то есть практически столько, сколько в исходном состоянии было фрагментированного феррита.

Пластинчатый низкотемпературный мартенсит (рис. 2, *б*) представляет собой достаточно крупные отдельно расположенные кристаллы мартенсита (пластины) с дислокационной структурой или параллельно расположенные две-три пластины. Объемная доля

пластинчатого низкотемпературного мартенсита составляет 10 %. Сравнение с исходным состоянием стали показывает, что пластинчатый низкотемпературный мартенсит, вероятнее всего, сформировался из нефрагментированного феррита, объемная доля которого также составляла 10 %.

Пластинчатый высокотемпературный мартенсит (рис. 2, *в*) – это крупные, отдельно расположенные кристаллы мартенсита (пластины), нередко простирающиеся через все зерно, а также кристаллы произвольной формы, которые не имеют четкой огранки и у которых отсутствуют собственные границы раздела.

Проведенные исследования показали, что поверхностная закалка привела не только к мартенситному превращению, но и к выделению остаточного аустенита ( $\gamma$ -фазы), обладающего ГЦК-кристаллической решеткой. В пакетном мартенсите остаточный аустенит присутствует на границах мартенситных реек в виде длинных тонких прослоек (рис. 3, *а*). Необходимо отметить, что прослойки  $\gamma$ -фазы присутствуют как в пакетах с узкими, так и с широкими рейками. Объемная доля остаточного аустенита в пакетном мартенсите составляет 6,5 %.

В пластинчатом низкотемпературном мартенсите остаточный аустенит присутствует как на границах пластин в виде длинных тонких прослоек, так и внутри пластин в виде «игл», расположенных по типу колоний двойникового типа (рис. 3, *б*). Объемная доля  $\gamma$ -фазы в пластинчатом низкотемпературном мартенсите на границах пластин составляет 2 %, внутри пластин – 5,7 %.

В пластинчатом высокотемпературном мартенсите остаточный аустенит присутствует только внутри пластин в виде «игл», расположенных также по типу колоний двойникового типа (рис. 3, *в*). Объемная доля  $\gamma$ -фазы в пластинчатом высокотемпературном мартенсите составляет 8,5 %.

Ранее было доказано, что в пакетном и пластинчатом (низкотемпературном и высокотемпературном) мартенсите уже в процессе закалки образуются частицы цементита  $Fe_3C$  (так называемый мартенсит «самоотпус-

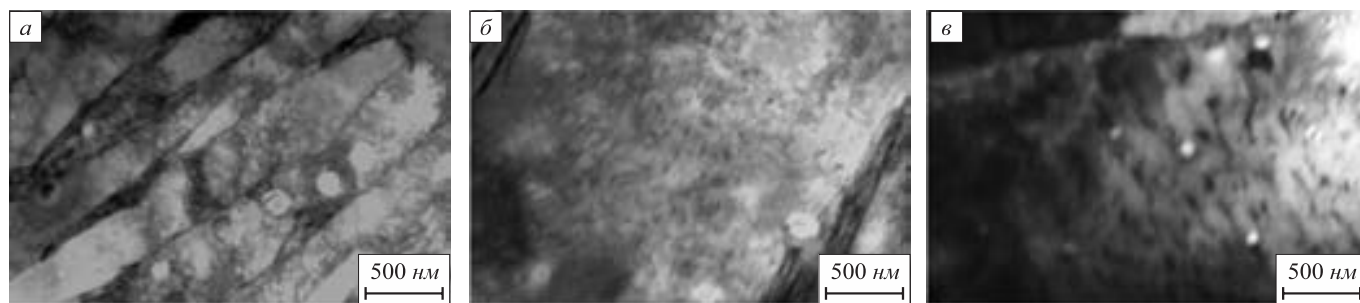


Рис. 2. Типы морфологических составляющих в стали марки Ст2 после поверхностной закалки:  
*а* – пакетный (реечный) мартенсит; *б* – пластинчатый низкотемпературный мартенсит; *в* – пластинчатый высокотемпературный мартенсит

Fig. 2. Types of morphological components in St2 steel after surface hardening:  
*a* – packet (rack) martensite; *b* – lamellar low-temperature martensite



Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение выделений остаточного аустенита в пакетном (а), пластинчатом низкотемпературном (б) и высокотемпературном (в) мартенсите (черными стрелками отмечены прослойки  $\gamma$ -фазы по границам реек и пластин, белой стрелкой – внутри пластин)

Fig. 3. Electron microscopic image of residual austenite precipitates in (a), lamellar low-temperature (б) and high-temperature (в) martensite (black arrows mark the  $\gamma$ -phase interlayers along the boundaries of laths and plates, white arrow – inside the plates)

ка») [27], который приводит к выделению карбидных частиц – цементита внутри мартенситных кристаллов. Образующиеся при самоотпуске частицы цементита по форме, местам образования и кристаллогеометрическим характеристикам подобны частицам цементита, выделяющимся при отпуске стали. При этом размеры частиц выделившегося цементита, их объемная доля и взаимное расположение зависят от типа мартенсита [27]. Проведенные исследования показали, что в стали Ст2 после поверхностной закалки внутри всех мартенситных кристаллов присутствуют частицы цементита тонкой пластинчатой формы, расположенные в двух и трех направлениях относительно оси мартенситного кристалла. Это хорошо видно на рис. 2, в. Средний размер частиц в мартенситных рейках составляет  $12 \times 40$  нм, в пластинах низкотемпературного мартенсита –  $16 \times 80$  нм, в пластинах высокотемпературного мартенсита –  $32 \times 84$  нм. Это означает, что самые мелкие частицы цементита образуются в пакетном «самоотпущенном» мартенсите, самые крупные – в пластинчатом высокотемпературном. Выполненные расчеты показали, что объемная доля цементита в пакетном (реечном) мартенсите, в пластинчатом низкотемпературном и высокотемпературном мартенсите составляет 0,27, 0,95 и 2,00 % соответственно.

Таким образом, поверхностная закалка стали Ст2 привела не только к мартенситному превращению, но и к «самоотпуску» стали.

Установлено, что кроме цементита в структуре стали присутствуют также частицы карбидов специального типа  $Me_{23}C_6$  с кубической кристаллической решеткой (пространственная группа  $Fd\bar{3}m$ ). Эти карбиды обнаружены на границах мартенситных реек, а также внутри пластин низкотемпературного и высокотемпературного мартенсита. На основании проведенных исследований можно утверждать, что частицы карбида  $Me_{23}C_6$ , расположенные на границах мартенситных кристаллов, выделяются из  $\gamma$ -фазы. Доказательством этому может служить то, что наблюдаются они внутри прослоек остаточного аустенита,

а на микродифракционных картинах, полученных с границ мартенситных кристаллов, наряду с рефлексами фазы  $Me_{23}C_6$  всегда присутствуют рефлексы  $\gamma$ -фазы. Внутри пластин низкотемпературного и высокотемпературного мартенсита в тех участках материала, где присутствует  $\gamma$ -фаза в виде колоний двойникового типа, также обнаружены частицы фазы  $Me_{23}C_6$  (на микродифракционных картинах присутствуют рефлексы  $\gamma$ -фазы и рефлексы фазы  $Me_{23}C_6$ ). Частицы карбидов  $Me_{23}C_6$ , находящиеся в прослойках остаточного аустенита, обладают округлой формой. Их средний размер, независимо от места нахождения частицы, составляет приблизительно 5 нм. Ввиду малого размера частиц они обнаруживаются только на темнопольных изображениях и при большом увеличении. Однако они надежно обнаруживаются с помощью микродифракционных картин при их индифференцировании.

После поверхностной закалки обнаружены также частицы карбидов  $Me_{23}C_6$ , не связанные с  $\gamma$ -фазой. Это частицы, обладающие округлой формой, средний размер которых составляет приблизительно 80 нм. Обнаружены они в пластинах высокотемпературного мартенсита на дислокациях  $\alpha$ -фазы.

Таким образом можно утверждать, что выделение специальных карбидов фазы  $Me_{23}C_6$  обусловлено, во-первых, распадом остаточного аустенита и мартенсита, во-вторых, частичным растворением цементита, в-третьих, уходом углерода с дислокаций и границ кристаллов  $\alpha$ -фазы. То есть во всех случаях углерод из остаточного аустенита,  $\alpha$ -твердого раствора, частиц цементита и дефектов кристаллической решетки идет на образование специальных карбидов. Также необходимо отметить, что интенсивность протекания процессов распада твердых  $\alpha$ - и  $\gamma$ -растворов и образование карбидной фазы в различных структурных составляющих  $\alpha$ -фазы (в пакетном мартенсите, внутри пластин низкотемпературного и высокотемпературного мартенсита) различна. Различна она и внутри каждой структурной составляющей. Это зависит от многих факторов. К таким факторам, в частности, относится и состояние

## Фазовый состав стали Ст2 после поверхностной закалки

## Phase composition of St2 steel after surface hardening

Параметры фазового состава		Морфологические составляющие мартенсита			В целом по материалу
		Пакетный мартенсит	Пластинчатый мартенсит		
			низкотемпературный	высокотемпературный	
Объемная доля, %		60	10	30	100
Доля $\gamma$ -фазы, %	на границах	6,5	2,0	0	4,1
	внутри	0	5,7	8,5	3,1
	сумма	6,5	7,7	8,5	7,2
Цементит	объемная доля, %	0,27	0,95	2,0	0,86
	размеры, нм	12×40	16×80	32×84	18×60
Карбиды $Me_{23}C_6$	объемная доля, %	0	0	2,7	0,8
	размеры, нм	–	–	80	80

исходного материала (в том числе степень фрагментованности материала и тип образующихся фрагментов) [27].

Объемная доля карбидов  $Me_{23}C_6$  в пластинчатом высокотемпературном мартенсите составляет 2,7 %. Следует отметить, что ввиду малого размера частиц  $Me_{23}C_6$ , находящихся в  $\gamma$ -фазе, объемная доля их в каждой структурной составляющей мартенсита не превышает 0,01 %.

Таким образом, после поверхностной закалки количественный фазовый состав в каждой структурной составляющей мартенсита и в целом по материалу имеет вид, представленный в таблице.

## Выводы

Исследования, проведенные методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии, показали, что поверхностная закалка стали феррито-перлитного класса Ст2 привела к мартенситному превращению, к «самоотпуску» стали, к диффузионному  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращению и выделению остаточного аустенита, к выделению частиц карбидов специального типа  $Me_{23}C_6$ , что обусловлено распадом остаточного аустенита и мартенсита, частичным растворением цемента и уходом углерода с дислокаций, границ и субграниц кристаллов  $\alpha$ -фазы.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Skeeba V.Yu., Ivancivsky V.V., Martyshev N.V., Lobanov D.V., Vakhrushev N.V., Zhigulev A.K. Numerical simulation of temperature field in steel under action of electron beam heating source // *Key Engineering Materials*. 2016. Vol. 712. P. 105 – 111.
- Lobanov D.V., Arkhipov P.V., Yanyushkin A.S., Skeeba V.Yu. The research into the effect of conditions of combined electric powered diamond processing on cutting power // *Key Engineering Materials*. 2017. Vol. 736. P. 81 – 85.
- Fomin A. Functionally graded zirconium oxide coatings produced on zirconium using induction heat treatment // *Composite Structures*. 2019. Vol. 220. P. 318 – 323.
- Korotkov V.A. Plasma hardening of a steel 30KhGSA surfacing layer // *Chemical and Petroleum Engineering*. 2015. Vol. 51. No. 5-6. P. 319 – 323.
- Korotkov V.A. Influence of plasma quenching on the wear resistance of 45 and 40X steel // *Russian Engineering Research*. 2016. Vol. 36. No. 11. P. 916 – 919.
- Korotkov V.A. Impact of plasma hardening on the wear resistance of 38XC steel // *Journal of Friction and Wear*. 2017. Vol. 38. No. 4. P. 302 – 304.
- Korotkov V.A. Effect of plasma hardening on chromium steel corrosion resistance // *Chemical and Petroleum Engineering*. 2018. Vol. 53. No. 9-10. P. 627 – 630.
- Korotkov V.A. Strengthening of steel by plasma quenching and carbonitriding // *Russian Engineering Research*. 2019. Vol. 39. No. 3. P. 234 – 236.
- Liverani E., Lutey A.H.A., Ascari A., Fortunato A., Tomesani L. A complete residual stress model for laser surface hardening of complex medium carbon steel components // *Surface and Coatings Technology*. 2016. Vol. 302. P. 100 – 106.
- Sehyeok Oh, Ki H. Prediction of hardness and deformation using a 3-D thermal analysis in laser hardening of AISI H13 tool steel // *Applied Thermal Engineering*. 2017. Vol. 121. P. 951 – 962.
- Sundqvist J., Manninen T., Heikkinen H.P., Anttila S., Kaplan A.F.H. Laser surface hardening of 11 % Cr ferritic stainless steel and its sensitisation behaviour // *Surface and Coatings Technology*. 2018. Vol. 344. No. 7. P. 673 – 679.
- Su C.R., Shi L.B., Wang W.J., Wang D.Z., Cai Z.B., Li Q.Y., Zhou Z.R. Investigation on the rolling wear and damage properties of laser dispersed quenched rail materials treated with different ratios // *Tribology Int.* 2019. Vol. 135. No. 7. P. 488 – 499.
- Anusha E., Kumar A., Shariff S.M. Diode laser surface treatment of bearing steel for improved sliding wear performance // *Optik*. 2020. Vol. 206. No. 3. Article 163357.
- Ponticelli G.S., Guariano S., Giannini O. An optimal genetic algorithm for fatigue life control of medium carbon steel in laser hardening process // *Applied Sciences (Switzerland)*. 2020. Vol. 10. No. 4. Article 1401.
- Anusha E., Kumar A., Shariff S.M. A novel method of laser surface hardening treatment inducing different thermal processing condition for Thin-sectioned 100Cr6 steel // *Optics and Laser Technology*. 2020. Vol. 125. Article 106061.
- Скиба В.Ю., Иванцивский В.В., Скиба П.Ю., Анваров Ю.М. Гибридная обработка: интеграция поверхностно-термической и финишной механической операций на одном технологическом оборудовании // *Int. Research Journal*. 2017. № 1 (55). С. 111 – 115.

17. Федорова Л.В., Федоров С.К., Сержант А.А., Головин В.В., Сыстеров С.В. Электромеханическая поверхностная закалка сталей для насосно-компрессорных труб // *Металловедение и термическая обработка*. 2017. № 3. С. 41 – 43.
18. Федоров С.К., Иванова Ю.С., Власов М.В., Лашуков М.А. Повышение износостойкости деталей электромеханической поверхностной закалкой // *Вестник ФГОУ ВПО «Московский государственный агроинженерный университет им. В.П. Горячкина»*. 2019. № 2 (90). С. 40 – 44.
19. Fedorov S.K., Yakovleva A.P., Perepelkin Y.K. Controlling the properties of the surface layers of parts by forming regular micro-reliefs // *Materials Science Forum*. 2020. Vol. 989. P. 182 – 186.
20. Погребняк А.Д., Каверина А.Ш., Кылышканов М.К. Электролитно-плазменная технология для нанесения покрытий и обработки металлов и сплавов // *Физикохимия поверхности и защита материалов*. 2014. Т. 50. № 1. С. 72 – 88.
21. Комбаев К.К., Смагуло Д.У., Кожа Е., Ахметова Г.Е. Лабораторная установка для электролитно-плазменной обработки стали // *Нанотехнологии: наука и производство*. 2016. № 4. С. 49 – 54.
22. Kombayev K.K., Kveglis L.I., Sandybay S.E., Shokputova A.T. Technology of electrolytium-plasma treatment of aluminum alloys // *Technological Advantages*. 2018. Vol. 20. No 1. P. 46 – 52.
23. Попова Р.А., Никоненко Е.Л., Никоненко А.В., Громов В.Е., Перегудов О.А. Влияние электролитно-плазменной нитроцементации на структурно-фазовое состояние сталей феррито-перлитного класса // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2019. Т. 62. № 10. С. 782 – 789.
24. Zhang Q., Toda-Caraballo I., Dai G., Feng Z., Li Q., Yu D. Influence of laminar plasma quenching on rolling contact fatigue behaviour of high-speed railway wheel steel // *Int. Journal of Fatigue*. 2020. Vol. 137. No. 8. Article 105668.
25. Zhurerova L.G., Rakhadilov B.K., Popova N.A., Kylyshkanov M.K., Buranich V.V., Pogrebnyak A.D. Effect of the PEN/C surface layer modification on the microstructure, mechanical and tribological properties of the 30CrMnSiA mild-carbon steel // *Journal of Materials Research and Technology*. 2020. Vol. 9. No. 1. P. 291 – 300.
26. Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А. Фрагментированная субструктура, формирующаяся в ОЦК-сталях при деформации // *Известия Российской академии наук. Серия физическая*. 2004. Vol. 68. № 10. С. 1419 – 1427.
27. Эволюция фазового состава, дефектной структуры, внутренних напряжений и перераспределение углерода при отпуске литой конструкционной стали / Э.В. Козлов, Н.А. Попова, О.В. Кабанина, С.И. Климашин, В.Е. Громов. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2007. – 177 с.

Поступила в редакцию 25 марта 2020 г.  
 После доработки 27 марта 2020 г.  
 Принята к публикации 13 апреля 2020 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. NO. 11-12, PP. 915-921.

## INFLUENCE OF SURFACE QUENCHING ON MORPHOLOGY AND PHASE COMPOSITION OF FERRITIC-PEARLITIC STEEL

*N.A. Popova*<sup>1</sup>, *E.L. Nikonenko*<sup>1</sup>, *E.E. Tabieva*<sup>2</sup>, *G.K. Uazyrkhanova*<sup>2</sup>, *V.E. Gromov*<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia  
<sup>2</sup>D. Serikbayev Eastern Kazakhstan State Technical University, Ust-Kamenogorsk, Republic of Kazakhstan  
<sup>3</sup>Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, Russia

**Abstract.** The study was carried out by means of transmission electron microscopy on thin foils to investigate the changes in matrix morphology and phase composition occurring in ferritic-pearlitic steel of St2 grade (Russian) under plasma electrolytic surface quenching. In the original state St2 steel is a material which underwent quenching under the temperature of 890 °C (2 – 2.5 h) with cooling into warm water (30 – 60 °C) and further tempering under the temperature of 580 °C (2.5 – 3 h). Surface quenching was conducted in aqueous salt solution during 4 seconds under the temperature of 850 – 900 °C, voltage of 320 V, and current rate of 40 A. In the original state morphological components of the steel matrix were lamellar pearlite and non-fragmented and fragmented ferrite. Surface quenching resulted in the following transformations of morphology and phase composition: 1 – to martensitic transformation (morphological components are lath martensite, lamellar low-temperature and high temperature martensite), 2 – to steel self-tempering (inside all martensite crystals there are thin plate-like precipitations of cementite), 3 – to diffusion transformation  $\gamma \rightarrow \alpha$  and precipitation of retained austenite ( $\gamma$ -phase) given as thin layers along the boundaries of laths and plates of low-temperature martensite and inside all the crystals of lamellar martensite in the shape of “needles” like in twin type colonies. Surface quenching led to precipitation of special carbides of  $Me_{23}C_6$  phase. It was revealed that carbide precipitation is attributed primarily to decomposition of retained austenite and martensite and also to partial dissipation of cementite and, moreover, it is due to carbon removal from dislocations and the boundaries of  $\alpha$ -phase crystals. That means that in all cases carbon

from retained austenite,  $\alpha$ -solid solution, cementite particles and defects of crystal lattice is used for the formation of special carbides.

**Keywords:** steel, surface hardening, transformation, morphology, ferrite, pearlite, martensite, residual austenite, cement, particle, phase composition.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2020-11-12-915-921

### REFERENCES

1. Skeebe V.Yu., Ivancivsky V.V., Martyshev N.V., Lobanov D.V., Vakhrushev N.V., Zhigulev A.K. Numerical simulation of temperature field in steel under action of electron beam heating source. *Key Engineering Materials*. 2016, vol. 712, pp. 105–111.
2. Lobanov D.V., Arkhipov P.V., Yanyushkin A.S., Skeebe V.Yu. The research into the effect of conditions of combined electric powered diamond processing on cutting power. *Key Engineering Materials*. 2017, vol. 736, pp. 81–85.
3. Fomin A. Functionally graded zirconium oxide coatings produced on zirconium using induction heat treatment. *Composite Structures*. 2019, vol. 220, pp. 318–323.
4. Korotkov V.A. Plasma hardening of a steel 30KhGSA surfacing layer. *Chemical and Petroleum Engineering*. 2015, vol. 51, no. 5-6, pp. 319–323.
5. Korotkov V.A. Influence of plasma quenching on the wear resistance of 45 and 40X steel. *Russian Engineering Research*. 2016, vol. 36, no. 11, pp. 916–919.
6. Korotkov V.A. Impact of plasma hardening on the wear resistance of 38XC steel. *Journal of Friction and Wear*. 2017, vol. 38, no. 4, pp. 302–304.
7. Korotkov V.A. Effect of plasma hardening on chromium steel corrosion resistance. *Chemical and Petroleum Engineering*. 2018, vol. 53, no. 9-10, pp. 627–630.
8. Korotkov V.A. Strengthening of steel by plasma quenching and carbonitriding. *Russian Engineering Research*. 2019, vol. 39, no. 3, pp. 234–236.

9. Liverani E., Lutey A.H.A., Ascari A., Fortunato A., Tomesani L. A complete residual stress model for laser surface hardening of complex medium carbon steel components. *Surface and Coatings Technology*. 2016, vol. 302, pp. 100–106.
  10. Schyeok Oh, Ki H. Prediction of hardness and deformation using a 3-D thermal analysis in laser hardening of AISI H13 tool steel. *Applied Thermal Engineering*. 2017, vol. 121, pp. 951–962.
  11. Sundqvist J., Manninen T., Heikkinen H.P., Anttila S., Kaplan A.F.H. Laser surface hardening of 11 % Cr ferritic stainless steel and its sensitisation behavior. *Surface and Coatings Technology*. 2018, vol. 344, no. 7, pp. 673–679.
  12. Su C.R., Shi L.B., Wang W.J., Wang D.Z., Cai Z.B., Li Q.Y., Zhou Z.R. Investigation on the rolling wear and damage properties of laser dispersed quenched rail materials treated with different ratios. *Tribology Int.* 2019, vol. 135, no. 7, pp. 488–499.
  13. Anusha E., Kumar A., Shariff S.M. Diode laser surface treatment of bearing steel for improved sliding wear performance. *Optik*. 2020, vol. 206, no. 3, article 163357.
  14. Ponticelli G.S., Guariano S., Giannini O. An optimal genetic algorithm for fatigue life control of medium carbon steel in laser hardening process. *Applied Sciences (Switzerland)*. 2020, vol. 10, no. 4, article 1401.
  15. Anusha E., Kumar A., Shariff S.M. A novel method of laser surface hardening treatment inducing different thermal processing condition for Thin-sectioned 100Cr6 steel. *Optics and Laser Technology*. 2020, vol. 125, article 106061.
  16. Skeebe V.Yu., Ivancivsky V.V., Skeebe P.Yu., Anvarov Yu.M. Hybrid processing: Integration of surface-thermal and mechanical finishing operations on a single technological equipment. *Int. Research Journal*. 2017, no. 01 (55), pp. 111–115. (In Russ.).
  17. Fedorova L.V., Fedorov S.K., Serzhant A.A., Golovin V.V., Systerov S.V. Electromechanical surface hardening of tubing steels. *Metal Science and Heat Treatment*. 2017, vol. 59, no. 3-4, pp. 173–175.
  18. Fedorov S.K., Ivanova Yu.S., Vlasov M.V., Lashukov M.A. Improving wear resistance of parts by electromechanical surface hardening. *Vestnik FGOU VPO "Moskovskii gosudarstvennyi agroinzhenernyi universitet im. V.P. Goryachkina"*. 2019, no. 2 (90), pp. 40–44. (In Russ.).
  19. Fedorov S.K., Yakovleva A.P., Perepelkin Y.K. Controlling the properties of the surface layers of parts by forming regular micro-reliefs. *Materials Science Forum*. 2020, vol. 989, pp. 182–186.
  20. Pogrebnjak A.D., Kaverina A.Sh., Kylyshkanov M.K. Electrolytic-plasma technology for coating and processing of metals and alloys. *Fizikokhimiya poverkhnosti i zashchita materialov*. 2014, vol. 50, no. 1, pp. 72–88. (In Russ.).
  21. Kombayev K.K., Smagulov D.U., Kozha E., Akhmetova G.E. Laboratory installation for electrolytic-plasma treatment of steel. *Nanotekhnologii: nauka i proizvodstvo*. 2016, no. 4, pp. 49–54. (In Russ.).
  22. Kombayev K.K., Kveglis L.I., Sandybay S.E., Shokputova A.T. Technology of electrolytic-plasma treatment of aluminum alloys. *Technological Advantages*. 2018, vol. 20, no. 1, pp. 46–52.
  23. Popova N.A., Nikonenko E.L., Nikonenko A.V., Gromov V.E., Peregudov O.A. Influence of electrolytic plasma carbonitriding on structural phase state of ferritic-pearlitic steels. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 10, pp. 782–789. (In Russ.).
  24. Zhang Q., Toda-Caraballo I., Dai G., Feng Z., Li Q., Yu D. Influence of laminar plasma quenching on rolling contact fatigue behaviour of high-speed railway wheel steel. *Int. Journal of Fatigue*. 2020, vol. 137, no. 8, article 105668.
  25. Zhurerova L.G., Rakhadilov B.K., Popova N.A., Kylyshkanov M.K., Buranich V.V., Pogrebnjak A.D. Effect of the PEN/C surface layer modification on the microstructure, mechanical and tribological properties of the 30CrMnSiA mild-carbon steel. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020, vol. 9, no. 1, pp. 291–300.
  26. Kozlov E.V., Popova N.A., Koneva N.A. Fragmented Substructure Formed in BCC Steels During Deformation. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2004, vol. 68, no. 10, pp. 1587–1560.
  27. Kozlov E.V., Popova N.A., Kabanina O.V., Klimashin S.I., Gromov V.E. *Evolutsiya fazovogo sostava, defektnoi struktury, vnutrennikh napryazhenii i pereraspredelenie ugleroda pri otpuske litoi konstruktsionnoi stali* [Evolution of Phase Composition, Defect Structure, Internal Stresses and Carbon Redistribution during Tempering of Cast Structural Steel]. Novokuznetsk: izd. SibGIU, 2007, 177 p. (In Russ.).
- Funding.** The work was performed within the framework of the state assignment of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (project No. FEMN-2020-0004).
- Information about the authors:**
- N.A. Popova**, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher (natalya-popova-44@mail.ru)
- E.L. Nikonenko**, Cand. Sci. (Phys.–Math.), Assist. Professor of the Chair of Physics, Chemistry, and Theoretical Mechanics (vilatomsk@mail.ru)
- E.E. Tabieva**, Postgraduate (erkezhan.tabieva@mail.ru)
- G.K. Uazyrkhanova**, PhD, Assist. Professor of the Chair of Energetics and Technical Physics (GUazyrkhanova@mail.ru)
- V.E. Gromov**, Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor, Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel' (gromov@physics.sibsiu.ru)

Received March 25, 2020

Revised March 27, 2020

Accepted April 13, 2020