

УДК 669.112.227.34

DOI: 10.17223/24135542/3/6

**Н.А. Попова<sup>1,2</sup>, Л.Г. Журерова<sup>3</sup>, Е.Л. Никоненко<sup>1,4</sup>, М.К. Скаков<sup>5</sup>**

<sup>1</sup>*Томский государственный архитектурно-строительный университет  
(г. Томск, Россия)*

<sup>2</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН  
(г. Томск, Россия)*

<sup>3</sup>*Восточно-Казахстанский государственный технический университет  
им. Д. Серикбаева (г. Усть-Каменогорск, Казахстан)*

<sup>4</sup>*Национальный исследовательский Томский политехнический университет  
(г. Томск, Россия)*

<sup>5</sup>*Национальный ядерный центр Республики Казахстан (г. Курчатов, Казахстан)*

## **Фазовые превращения в стали 30ХГС под действием электролитно-плазменной нитроцементации**

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-48-700198.

*Методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии определен фазовый состав стали 30ХГС, подвергнутой нитроцементации путем электролитно-плазменной обработки при 850°С. Установлены качественные и количественные изменения фазового состава и тонкой структуры в слоях, образованных нитроцементацией материала.*

**Ключевые слова:** *сталь; фаза; электролитно-плазменная нитроцементация; карбонитрид; карбид; скалярная и избыточная плотность дислокаций.*

### **Введение**

Наряду с традиционными методами химико-термической обработки, достаточно широко используемыми в промышленности, применяются новые методы улучшения эксплуатационных свойств материалов. Одним из таких методов является электролитно-плазменная обработка [1, 2], которая заключается в том, что при нагреве деталей наряду с закалкой происходит химическая модификация поверхностных слоев металлов элементами, содержащимися в составе электролита. Изменяя состав электролита, можно проводить нитроцементацию с большими скоростями (10–100 мкм/мин), значительно превышающими характерные скорости соответствующих классических процессов [3].

Известно [4], что нитроцементация формирует в поверхностных слоях материала структуры, наличие которых приводит к значительному поверхностному упрочнению. Поэтому настоящая работа посвящена исследованию фазового состава в стали 30ХГС, подвергнутой высокотемпературной нитроцементации. Основное внимание уделено как качественным, так и

количественным изменениям тонкой структуры слоев, образующихся в результате нитроцементации.

### **Материал и методика исследования**

Материалом исследования служила конструкционная сталь 30ХГС (0,30% С; 0,8–1,1% Cr; 1,1% Mn; 0,8–1,1% Si; 0,025% S; 0,025% P), прошедшая процесс поверхностного насыщения азотом и углеродом (нитроцементация) путем электролитно-плазменной обработки при 850°C [5]. Изучение структуры и фазового состава стали проводилось методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах с использованием электронного микроскопа ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 кВ. Рабочее увеличение в колонне электронного микроскопа составляло 25 000 крат.

Исследование нитроцементованной стали проведено в трех точках: 1) на поверхности образца; 2) на расстоянии ~20 мкм (в центральной части нитроцементованного поверхностного слоя) и 3) на расстоянии ~50 мкм (в переходной зоне). Для этого на электроискровом станке параллельно поверхности образца отрезалась металлическая пластинка толщиной ~0,3 мм. При этом режим электроискровой резки был подобран так, что не вносил дополнительных искажений в структуру материала.

Первая вырезанная пластинка, одна из сторон которой являлась поверхностью нитроцементованного образца, готовилась исключительно со стороны реза. Так удалось максимально близко подойти к поверхности образца. Сама поверхность полировалась только электролитически очень короткое время в пене пересыщенного раствора хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте при температуре 60–80°C.

Ранее [6] методом ядерного гамма-резонанса было установлено, что после цементации и нитроцементации в поверхностных зонах глубиной до 1 мкм всегда присутствуют пленки различных оксидов железа. Поскольку нас интересовали изменения структуры и фазового состава стали после нитроцементации, происходящие в материале на значительно больших расстояниях от обработанной поверхности, образовавшиеся на поверхности образца оксиды железа не влияют на структуру подповерхностных слоев. Поэтому, чтобы убрать оксиды и не затенять общей картины, и проводилась электролитическая полировка самой поверхности.

Вторая пластинка – 20 мкм от поверхности (в центральной части нитроцементованного поверхностного слоя) готовилась в несколько этапов. Вначале производилось утонение вырезанной пластинки также со стороны реза до толщины ~30 мкм. Затем пластинка утонялась со стороны нитроцементованной поверхности до толщины 20 мкм. Отметим, что после каждой операции обязательно фиксировалась толщина пластинки. Все это позволило точно контролировать расстояние до нитроцементованной поверхности. Утонение осуществлялось химически в растворе пероксида водорода (H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>) с добавлением нескольких капель плавиковой кислоты (HF).

На заключительном этапе из полученного образца толщиной 20 мкм методом электролитической полировки готовилась фольга для просмотра в просвечивающем электронном микроскопе.

Третья пластинка – 50 мкм от нитроцементованной поверхности (в переходной зоне) готовилась аналогично второй.

Фазовый анализ проводился по изображениям, подтвержденным микродифракционными картинками и темнопольными изображениями, полученными в соответствующих рефлексах. По снимкам, полученным в электронном микроскопе, измеряли следующие параметры: объемные доли морфологических составляющих матрицы стали ( $P_V$ ); размеры ( $d$ ), плотность распределения ( $1/r$ ) и объемные доли ( $\delta$ ) карбидных и карбонитридных частиц; скалярную ( $\rho$ ) и избыточную ( $\rho_{\pm}$ ) плотность дислокаций, амплитуду дальнедействующих полей напряжений ( $\chi$ ). Определение линейных размеров и скалярной плотности дислокаций проводилось методом секущей по стандартным методикам [7, 8], избыточной плотности дислокаций, амплитуды дальнедействующих полей напряжений согласно методике, изложенной в [9]. Все полученные данные обрабатывались статистически.

### Исходное состояние матрицы стали

Как показали проведенные электронно-микроскопические исследования, в исходном состоянии матрица стали 30ХГС представляет собой  $\alpha$ -фазу – твердый раствор углерода и легирующих элементов в  $\alpha$ -Fe с ОЦК кристаллической решеткой. Морфологическими составляющими  $\alpha$ -фазы являются феррит, доля которого составляет  $\sim 0,35$  от объемной доли материала, и перлит, доля которого в материале  $\sim 0,65$  (рис. 1). Обе морфологические составляющие  $\alpha$ -фазы не идеальны.

Феррит в исходном состоянии присутствует в двух модификациях: нефрагментированный (рис. 1, *a*) и фрагментированный (рис. 1, *b*) со средним размером фрагментов  $\sim 400$  нм. Обе модификации обладают сетчатой дислокационной субструктурой, но с различной скалярной плотностью дислокаций (табл. 1).

Нефрагментированный феррит является безкарбидным. На границах фрагментов и внутри, на дислокациях, фрагментированного феррита присутствуют частицы специального карбида  $M_{23}C_6$ , обладающие округлой формой. Средний размер частиц, находящихся на границах фрагментов, составляет 32 нм, их объемная доля во фрагментированном материале  $\sim 1\%$ . Размер частиц, находящихся внутри фрагментов на дислокациях, значительно меньше и составляет в среднем 4 нм, объемная доля таких частиц во фрагментированном феррите – 0,5%.

Сформированная в феррите довольно высокая скалярная плотность дислокаций создает в материале внутренние напряжения [10], амплитуда кривизны-кручения которых приведена в табл. 1. Дислокационная струк-

тура наряду со скалярной плотностью дислокаций характеризуется высоким значением избыточной плотности дислокаций (табл. 1).

Перлит в исходном состоянии – пластинчатый (рис. 1, а). При этом он присутствует как в виде совершенного (неразрушенного), так и в виде разрушенного. Неразрушенный перлит может быть еще и дефектным. Скалярная плотность дислокаций в перлите небольшая (табл. 1). Изгибные экстинкционные контуры в зернах перлита практически отсутствуют. Это означает отсутствие локальных внутренних напряжений.

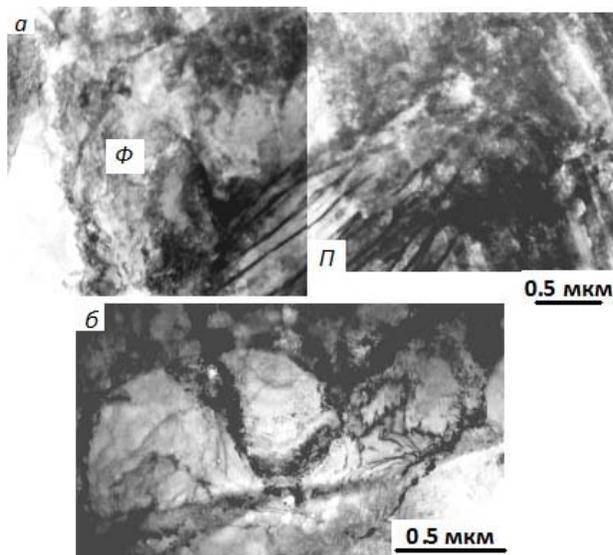


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры стали 30ХГС в исходном состоянии: а – зерно нефрагментированного феррита (Ф), зерно пластинчатого перлита (П); б – зерно фрагментированного феррита

Таблица 1

**Морфологические составляющие  $\alpha$ -фазы стали 30ХГС и количественные характеристики дислокационной структуры в них. Исходное состояние**

Морфологическая составляющая матрицы стали		Объемная доля в матрице стали, $P_V, \%$	Скалярная плотность дислокаций, $\rho \times 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	Избыточная плотность дислокаций, $\rho_{\pm} \times 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	Амплитуда кривизны-кращения, $\chi, \text{см}^{-1}$
Феррит	Нефрагментированный	20	3,4	3,5	620
	Фрагментированный	15	0,4	0,4	930
	В среднем	35	2,1	2,2	750
Перлит		65	0,2	0	0
Во всем материале		100	0,5	0,5	250

### Структура стали после нитроцементации

Нитроцементация стали привела к существенным качественным и количественным изменениям в структуре стали, причем, как показали проведенные исследования, тонкая структура стали и фазовый состав в приповерхностной зоне нитроцементованного образца и в переходной зоне (на глубине ~50 мкм) оказались существенно различными. Рассмотрим это подробнее.

*Фазовый состав и структура стали в приповерхностной зоне образца.* В результате проведенных исследований установлено, что материал приповерхностного слоя – многофазный. Тем не менее основной составляющей остается  $\alpha$ -фаза. Все фазы, которые были обнаружены в приповерхностной зоне, представлены в табл. 2.

Таблица 2

Тип, пространственная группа и параметры кристаллических решеток  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз, карбидов и карбонитридов

Фаза	Тип кристаллической решетки	Пространственная группа	Параметры кристаллической решетки, нм		
			<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>
$\alpha$ -фаза	ОЦК	Im3m	0,2866		
$\gamma$ -фаза	ГЦК	Fm3m	0,3600		
M <sub>3</sub> C	Орторомб.	Pnma	0,5080	0,6774	0,4520
M <sub>2</sub> C <sub>0,61</sub> N <sub>0,39</sub>	Орторомб.	Pbcn	0,4878	0,5604	0,4440
M <sub>23</sub> (C, N) <sub>6</sub>	ГЦК	Fm3m	1,0585		
M <sub>4</sub> (C, N)	Тетрагон.	–	0,766		1,057
M <sub>7</sub> (C, N) <sub>3</sub>	Орторомб.	Pnma	0,4546	0,6959	1,1919

Структура  $\alpha$ -фазы претерпела значительные изменения. В отличие от исходного состояния она представляет собой смесь трех морфологических составляющих: а) пакетного (или реечного) отпущенного мартенсита (рис. 2, а), б) низкотемпературного (рис. 2, б–г) и в) высокотемпературного (рис. 2, в) пластинчатого отпущенного мартенсита. Объемные доли этих морфологических составляющих относительно объема матрицы стали приведены в табл. 3. Отметим, что зерна феррита и перлита на поверхности нитроцементованного образца не обнаружены.

$\gamma$ -фаза присутствует в виде остаточного аустенита и располагается либо прослойками по границам мартенситных реек (рис. 2, а) и пластин (рис. 2, б), либо внутри мартенситных пластин в виде колоний двойникового типа (рис. 2, в), либо островками (рис. 2, г). Объемная доля  $\gamma$ -фазы в различных морфологических составляющих  $\alpha$ -фазы представлена в табл. 3.

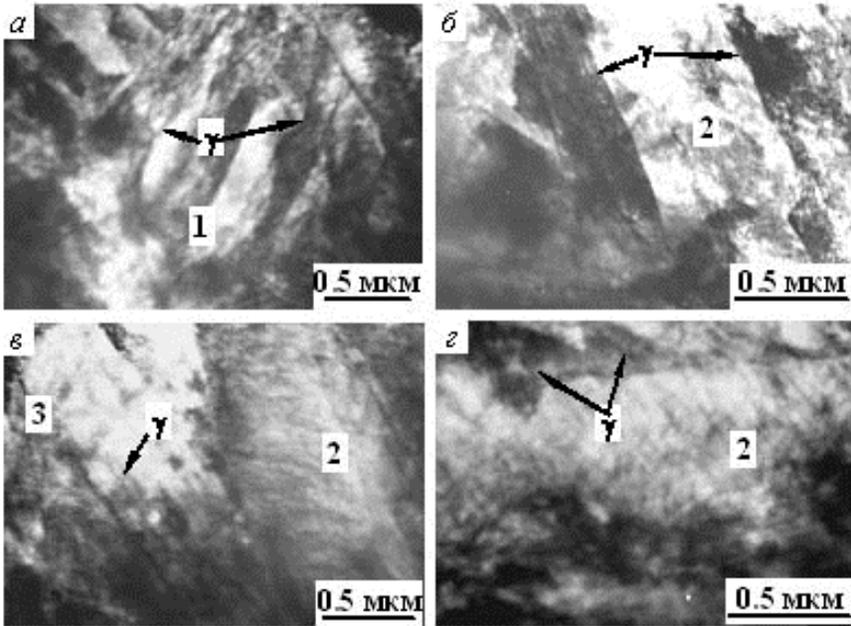


Рис. 2. Тонкая структура стали 30ХГС после нитроцементации, поверхность образца:  
 1 – речный; 2 – пластинчатый низкотемпературный;  
 3 – высокотемпературный отпущенный мартенсит.  
 Остаточный аустенит ( $\gamma$ ) по границам рек (*a*), пластины (*б*),  
 в виде колоний двойникового типа (*в*) и островков (*з*)

Таблица 3

**Морфологические составляющие  $\alpha$ -фазы стали 30ХГС  
 после нитроцементации и количественные доли  $\gamma$ -фазы в них**

Морфологическая составляющая матрицы стали		Объемная доля в матрице стали, $P_V, \%$	Доля остаточного аустенита в кри- сталлах $\alpha$ -фазы, $\delta, \%$
Поверхность образца			
Отпущенный мартенсит	пакетный	30	1,5
	пластинчатый низкотемпе- ратурный	20	1,7
	пластинчатый высокотемпе- ратурный	50	4,0
В материале		100	2,6
50 мкм от поверхности образца			
Отпущенный мартенсит	пакетный	55	1,3
	пластинчатый низкотемпе- ратурный	20	4,7
	пластинчатый высокотемпе- ратурный	25	6,0
В материале		100	3,2

Нитроцементация привела к изменению и в карбидной подсистеме стали. Цементит теперь присутствует внутри кристаллов отпускаемого мартенсита. Частицы имеют игольчатую форму, их размер и плотность распределения в различных морфологических составляющих  $\alpha$ -фазы различны. Однако объемная доля цементита в каждой из морфологических составляющих  $\alpha$ -фазы не превышает 0,5% от объема материала.

После нитроцементации на поверхности образца во всех морфологических составляющих  $\alpha$ -фазы происходит образование карбонитридов, а именно:  $M_2C_{0,61}N_{0,39}$ ,  $M_{23}(C, N)_6$ ,  $M_4(C, N)$  и  $M_7(C, N)_3$ .

Частицы карбонитрида  $M_2C_{0,61}N_{0,39}$  на нитроцементованной поверхности образца располагаются либо группами внутри высокотемпературного пластинчатого мартенсита, либо в виде отдельных частиц на границах или внутри морфологических составляющих  $\alpha$ -фазы. Как правило, с дефектной (дислокационной) структурой  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз они не связаны. Эти частицы обладают округлой формой. Средний размер частиц  $M_2C_{0,61}N_{0,39}$ , находящихся в группах, составляет 320 нм, находящихся на границах или внутри морфологических составляющих  $\alpha$ -фазы – ~80 нм. Объемная доля частиц карбонитрида  $M_2C_{0,61}N_{0,39}$  на поверхности образца составляет ~1,5% от объема материала.

Как правило, на границах раздела «карбонитрид  $M_2C_{0,61}N_{0,39}$  –  $\alpha$ -фаза» присутствуют частицы пластинчатой формы, которые являются карбонитридом  $M_{23}(C, N)_6$ . Средний размер частиц  $M_{23}(C, N)_6$  составляет  $10 \times 180$  нм. Объемная доля их в материале – не более 0,1%. На поверхности образца присутствуют частицы карбонитрида  $M_{23}(C, N)_6$ , имеющие округлую форму. Это наночастицы (~10 нм), расположенные на дислокациях всех морфологических составляющих  $\alpha$ -фазы. Объемная доля таких карбонитридных наночастиц в материале невелика и составляет не более 0,3%. Кроме того, мелкие наноразмерные (~8–10 нм) частицы  $M_{23}(C, N)_6$ , имеющие также округлую форму, присутствуют в прослойках остаточного аустенита, расположенных по границам мартенситных кристаллов (пластин и реек) и внутри островков и колоний двойникового типа.

Нитроцементация стали привела к образованию на поверхности образца еще двух типов карбонитридов –  $M_4(C, N)$  и  $M_7(C, N)_3$ . Наночастицы (~5–8 нм) карбонитрида  $M_4(C, N)$  образовались на межфазных поверхностях «карбонитрид  $M_7(C, N)_3$  –  $\alpha$ -фаза» на частицах  $M_7(C, N)_3$ , средний размер которых составляет ~0,2 мкм.

Таким образом, проведенные исследования показали, что если в исходном состоянии тонкая структура стали 30ХГС представлена смесью зерен феррита и перлита, то нитроцементация стали изменила морфологию  $\alpha$ -фазы: на поверхности образца структура  $\alpha$ -матрицы стали – это смесь пакетного и пластинчатого (низкотемпературного и высокотемпературного) отпускаемого мартенсита. Во всех зонах внутри и по границам всех кристаллов  $\alpha$ -фазы присутствуют частицы легированного цементита и карбонитридов типа  $M_2C_{0,61}N_{0,39}$ ,  $M_4(C, N)$ ,  $M_7(C, N)_3$  и  $M_{23}(C, N)_6$ .

Как показали исследования, во всех морфологических составляющих  $\alpha$ -фазы дислокационная структура имеет вид плотных дислокационных сеток, но с разным значением скалярной плотности дислокаций  $\rho$  (табл. 4). Как видно из табл. 4, во всех кристаллах  $\alpha$ -фазы величина  $\rho$  слабо различается. Тем не менее самое высокое значение скалярной плотности дислокаций имеют кристаллы пакетного отпущенного мартенсита, в пластинах высокотемпературного отпущенного мартенсита значение  $\rho$  имеет наименьшее значение (табл. 4). Такое поведение связано с объемными изменениями материала при термообработке стали.

Таблица 4

**Морфологические составляющие  $\alpha$ -фазы стали 30ХГС после нитроцементации и количественные характеристики дислокационной структуры в них**

Морфологическая составляющая матрицы стали		Объемная доля в матрице стали, $P_V, \%$	Скалярная плотность дислокаций, $\rho \times 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	Избыточная плотность дислокаций, $\rho_{\pm} \times 10^{-10}, \text{см}^{-2}$
Поверхность образца				
Отпущенный мартенсит	пакетный	30	4,4	0
	пластинчатый низкотемпературный	20	3,9	0
	пластинчатый высокотемпературный	50	3,5	0
В материале		100	3,9	0
50 мкм от поверхности образца (промежуточный слой)				
Отпущенный мартенсит	пакетный	55	7,6	2,9
	пластинчатый низкотемпературный	20	4,1	4,1
	пластинчатый высокотемпературный	25	3,2	1,2
В материале		100	5,8	2,7

Фазовый состав стали в центральной части приповерхностной зоны образца. По мере удаления от поверхности образца вглубь нитроцементированного слоя фазовый состав стали изменяется. Это показали исследования, проведенные на расстоянии 20 мкм от поверхности образца, т.е. в центральной части нитроцементированного поверхностного слоя. Было установлено, что структура матрицы по-прежнему представляет собой смесь  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз, где основой остается  $\alpha$ -фаза, представляющая отпущенный реечный и пластинчатый (низкотемпературный и высокотемпературный) мартенсит с выделениями легированного цементита внутри кристаллов  $\alpha$ -фазы. По-прежнему на дислокациях всех морфологических составляющих  $\alpha$ -фазы и внутри прослоек  $\gamma$ -фазы присутствуют наночастицы карбонитрида  $M_{23}(C, N)_6$ . Частицы карбонитрида  $M_2C_{0,61}N_{0,39}$  присутствуют только в виде отдельных частиц на границах или внутри мор-

фологических составляющих  $\alpha$ -фазы. Частицы карбонитрида  $M_7(C, N)$  обнаружены только на границах зерен  $\alpha$ -матрицы, а частицы карбонитрида  $M_4(C, N)$  вообще не обнаружены.

Фазовый состав переходного слоя. Исследование промежуточного (переходного) слоя стали 30ХГС показало, что нитроцементация привела к еще более значительным изменениям в структуре матрицы стали. Хотя структура матрицы по-прежнему представляет собой смесь  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз, а основной составляющей в матрице остается  $\alpha$ -фаза – отпущенный реечный и пластинчатый (низкотемпературный и высокотемпературный) мартенсит, соотношение морфологических составляющих изменилось. Теперь основной морфологической составляющей является реечный отпущенный мартенсит (см. табл. 3).  $\gamma$ -фаза (остаточный аустенит) присутствует в тех же местах, что и на поверхности образца, но объемная доля  $\gamma$ -фазы заметно увеличилась (см. табл. 3).

Внутри всех кристаллов отпущенного мартенсита по-прежнему присутствуют выделения легированного цементита, имеющие игольчатую форму. Размеры частиц цементита практически такие же, как и на поверхности образца, однако плотность их распределения выше, а значит, и их объемная доля также больше, чем в соответствующих кристаллах  $\alpha$ -фазы, находящихся на поверхности образца.

Карбонитриды типа  $M_{23}(C, N)_6$ , как и на поверхности образца, присутствуют на дислокациях внутри всех морфологических составляющих  $\alpha$ -фазы, а также внутри прослоек  $\gamma$ -фазы. Форма частиц такая же, как и на поверхности образца. Однако размеры частиц, плотность их распределения и объемные доли несколько ниже. Других типов карбонитридов не обнаружено.

### **Заключение**

Нитроцементация стали привела к созданию в материале структур, характеристики которых по мере удаления от поверхности образца изменяются следующим образом:

1) изменяется морфология матрицы стали – на поверхности образца  $\alpha$ -фаза представлена в основном пластинчатым высокотемпературным мартенситом, в промежуточном слое пакетный мартенсит составляет основную часть матрицы стали;

2) во всех зонах внутри и по границам всех кристаллов  $\alpha$ -фазы присутствуют частицы легированного цементита и карбонитридов типа  $M_2C_{0,61}N_{0,39}$ ,  $M_4(C, N)$ ,  $M_7(C, N)_3$  и  $M_{23}(C, N)_6$ ;

3) на поверхности образца концентрация углерода и азота значительно выше;

4) по мере удаления от поверхности образца изменяются распределение и объемная доля карбидных фаз, при этом число карбонитридных фаз значительно сокращается.

**Литература**

1. Yerokhin A.L., Nie X., Leyland A., Matthews A., Dowey S.J. // *Surface and Coatings Technology*. 1999. Vol. 122. P. 73.
2. Погребняк А.Д., Кульментьева О.П., Кобзеви др. // *Письма в ЖТФ*. 2003. Т. 29. Вып. 8.
3. Суминов И.В., Белкин П.Н. и др. *Мир материалов и технологий*. Т. 1. М. : Техносфера, 2011.
4. Скаков М.К., Баятанова Л.Б., Попова Н.А., Никоненко Е.Л. // [Электронный ресурс] *Материалы научного семинара с международным участием, посвященного юбилею заслуженного профессора ТГАСУ Э.В. Козлова «Структура и свойства металлов при различных энергетических воздействиях и технологических обработках» 29–30 сентября 2014 г., Томск, Россия*. Томск : Изд-во ТГАСУ, 2014. С. 15. URL: [http://portal.tsuab.ru/ScienceWork/2014/konf\\_SSM\\_2014/konf\\_SSM\\_2014.pdf](http://portal.tsuab.ru/ScienceWork/2014/konf_SSM_2014/konf_SSM_2014.pdf)
5. Скаков М.К., Веригин А.А., Фурсов А.В. и др. *Установка электролитно-плазменной обработки: Патент на полезную модель Республики Казахстан: МПК8 C25F 7/00 // № 878. Заявл. 31.01.2012. Оpubл. 15.11.12. Бюл. № 11.*
6. Седунов В.К., Меньшикова Т.Я., Митрофанов К.П. и др. // *МиТОМ*. 1977. № 9. С. 13.
7. Чернявский В.С. *Стереология в металловедении*. М. : Металлургия, 1977.
8. Хирш П., Хови А., Николсон Р. и др. *Электронная микроскопия тонких кристаллов*. М. : Мир, 1968.
9. Конева Н.А., Козлов Э.В. *Природа субструктурного упрочнения // Известия вузов. Физика*. 1982. № 8. С. 3.
10. Конева Н.А., Козлов Э.В. *Перспективные материалы : учеб. пособие / под ред. Д.Л. Мерсона*. Тула : ТГУ, МИСиС, 2006.

**Авторский коллектив:**

**Попова Наталья Анатольевна** – канд. техн. наук, снс кафедры физики ТГАСУ (г. Томск, Россия). E-mail: natalya-porova-44@mail.ru

**Журерова Лайла Гылыммеденовна** – доктор PhD, нс кафедры «Техническая физика» Восточно-Казахстанского ГТУ им. Д. Серикбаева (г. Усть-Каменогорск, Казахстан). E-mail: leila\_1809@mail.ru

**Никоненко Елена Леонидовна** – канд. физ.-мат. наук, доцент кафедры физики ТГАСУ (г. Томск, Россия). E-mail: vilatomsk44@mail.ru

**Скаков Мажин Канапиевич** – д-р физ.-мат. наук, профессор, академик НАЕН РК, зам. ген. директора РГП «НЯЦ РК» по науке (г. Курчатова, Казахстан). E-mail: skakovmk@mail.ru

*Tomsk State University Journal of Chemistry*, 2016, 1 (3), 60-70. DOI: 10.17223/24135542/3/6

---

**N.A. Popova<sup>1,2</sup>, L.G. Zhurerova<sup>3</sup>, E.L. Nikonenko<sup>1,4</sup>, M.K. Skakov<sup>5</sup>**

<sup>1</sup>*Tomsk State University of Architecture and Building (Tomsk, Russia)*

<sup>2</sup>*Institute of Strength Physics and Material Science SB RAS (Tomsk, Russia)*

<sup>3</sup>*D. Serikbaev East Kazakhstan State Technical University (Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan)*

<sup>4</sup>*National Research Tomsk Polytechnic University (Tomsk, Russia)*

<sup>5</sup>*Natsional Nuclear Center of the Republic of Kazakhstan (Kurchatov, Kazakhstan)*

**Phase transformations in 0.3c–1cr–1mn–1si–fe steel  
under plasma electrolytic nitrocarburizing**

*The paper presents results of the transmission electron microscopy used for the detection of phase composition of the type 0,3C–1Cr–1Mn–1Si–Fe steel exposed to plasma electrolytic nitrocarburizing at temperature of 850°C. The qualitative and quantitative modifications are*

*ascertained for the phase composition and fine structure of the layers formed by steel nitro-carburizing.*

**Keywords:** *steel; phase; electrolytic-plasma nitrocarburizing; carbonitride; carbide; scalar and excess dislocation density.*

### **References**

1. Yerokhin A.L., Nie X., Leyland A., Matthews A., Dowe S.J. // Surface and Coatings Technology. 1999. Vol. 122. P. 73.
2. Pogrebnyak A.D., Kulmenteva O.P., Kobzevi dr. // Pisma v JTF. 2003. T. 29. Vip. 8.
3. Suminov I.V., Belkin P.N. i dr. Mir materialov i tehnologii. Tom 1. M. Tehnosfera, 2011.
4. Skakov M.K., Bayatanova L.B., Popova N.A., Nikonenko E.L. // [Elektronni resurs] Materiali nauchnogo seminara s mejdunarodnim uchastiem, posvyaschennogo yubileyu Zaslujennogo professora TGASU E.V. Kozlova «Struktura i svoistva metallov pri razlichnih energeticheskikh vozdeistviyah i tehnologicheskikh obrabotkah» 29–30 sentyabrya 2014 g., Tomsk, Rossiya. Tomsk : Izd-vo TGASU, 2014. S. 15. portal.tsuab.ru/ScienceWork/2014/ko\_konf\_SSM\_2014/konf\_SSM\_2014.pdf.
5. Skakov M.K., Verigin A.A., Fursov A.V. i dr. Ustanovka elektrolitno-plazmennoi obrabotki, Patent na poleznuyu model Respubliki Kazahstan, MPK8 C25F 7/00 // № 878. Zayavl. 31.01.2012. Opubl. 15.11.12. Byul. № 11.
6. Sedunov V.K., Menshikova T.Ya., Mitrofanov K.P. i dr. // MiTOM. 1977. № 9. S. 13.
7. Chernyavskii V.S. Stereologiya v metallovedenii. M. : Metallurgiya, 1977.
8. Hirsh P., Hovi A., Nikolson R. i dr. Elektronnaya mikroskopiya tonkih kristallov. M. : Mir, 1968.
9. Koneva N.A., Kozlov E.V. // Izv. vuzov. Fizika. 1982. № 8. S. 3.
10. Koneva N.A., Kozlov E.V. // Perspektivnie materialy (uchebnoe posobie) / pod red. D.L. Mersona. Tula : TGU, MISiS, 2006.

### **Information about authors:**

**Popova Natalya A.**, senior Researcher, TSUAB (Tomsk, Russia). E-mail: natalya-popova-44@mail.ru

**Zhurerova Laila G.**, PhD, Applied Physics Department of D. Serikbayev East Kazakhstan State Technical University (Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan). E-mail: leila\_1809@mail.ru

**Nikonenko Elena L.**, Senior Researcher TSUAB (Tomsk, Russia). E-mail: vilatomsk44@mail.ru

**Skakov Mazhin K.**, DSc, Professor, Academician of the National Academy of Sciences of the Republic of Kazakhstan, Deputy Director General of the National Nuclear Center of the Republic of Kazakhstan (Kurchatov, Kazakhstan). E-mail: skakovmk@mail.ru