

УДК 539.3, 539.4

DOI 10.52575/2687-0959-2022-54-4-252-260

MSC 34L30

оригинальное исследование

## О ПРИРОДЕ НИЗКОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ УДАРНЫМ НАГРУЗКАМ 12 % CR СТАЛЕЙ С НИЗКИМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА

Е. С. Ткачев<sup>1</sup> , А. С. Долженко<sup>2</sup> , А. Э. Федосеева<sup>2</sup> 

(Статья представлена членом редакционной коллегии С. В. Блажевичем)

<sup>1</sup> Российский государственный аграрный университет – МСХА имени К. А. Тимирязева,  
Москва, 127434, Россия

<sup>2</sup> Белгородский государственный национальный исследовательский университет,  
Белгород, 308015, Россия

E-mail: [fedoseeva@bsu.edu.ru](mailto:fedoseeva@bsu.edu.ru), [alexandra\\_plot@mail.ru](mailto:alexandra_plot@mail.ru)

**Аннотация.** 12% Cr стали с низким содержанием азота выступают в качестве перспективных материалов изготовления лопаток паровых турбин тепловых электростанций. Было обнаружено, что сопротивление ударным нагрузкам таких сталей очень низкое, при комнатной температуре значение ударной вязкости не превышало  $30 \text{ Дж см}^{-2}$ , что не отвечает требованиям, предъявляемым к материалам лопаток паровых турбин тепловых электростанций. Для определения природы такого низкого сопротивления ударным нагрузкам были проанализированы две 12% Cr стали с низким содержанием азота методами оптической металлографии, просвечивающей и растровой электронной микроскопии. Было выявлено, что в качестве источников, вызывающих хрупкое разрушение образцов, могут быть рассмотрены следующие структурные составляющие. Во-первых, крупные зерна дельта-феррита, границы которых декорированы крупными частицами, обогащенными хромом и вольфрамом. Во-вторых, крупные частицы  $W_2B$ , обогащенные вольфрамом, равномерно распределенные по объему матрицы. В-третьих, карбиды  $M_{23}C_6$  образуют непрерывные цепочки частиц вдоль границ мартенситных реек и действуют как хрупкие прослойки. Совместно эти элементы затрудняют распространение пластической деформации при ударных нагрузках.

**Ключевые слова:** жаропрочные мартенситные стали, термическая обработка, легирование, ударная вязкость, температура хрупко-вязкого перехода, структура

**Благодарности:** Работа выполнена при финансовой поддержке внутривузовского гранта НИУ «БелГУ» «Молодые лидеры в науке» в рамках проекта «Наука XXI века» программы Приоритет-2030.

**Для цитирования:** Ткачев Е. С., Долженко А. С., Федосеева А. Э. 2022. О природе низкого сопротивления ударным нагрузкам 12% Cr сталей с низким содержанием азота. Прикладная математика & Физика. 54(4): 252–260.

DOI 10.52575/2687-0959-2022-54-4-252-260

---

---

## ON ORIGIN OF LOW IMPACT TOUGHNESS FOR THE 12% CR STEELS WITH A LOW N CONTENT

Evgenii Tkachev<sup>1</sup> , Anastasiia Dolzhenko<sup>2</sup> , Alexandra Fedoseeva<sup>2</sup> 

(Article submitted by a member of the editorial board S. V. Blazhevich)

<sup>1</sup>Russian State Agrarian University – Moscow Timiryazev Agricultural Academy  
Moscow, 127550, Russia

<sup>2</sup>Belgorod National Research University  
Belgorod, 308015, Russia

E-mail: [fedoseeva@bsu.edu.ru](mailto:fedoseeva@bsu.edu.ru), [alexandra\\_plot@mail.ru](mailto:alexandra_plot@mail.ru)

Received November, 28, 2022

**Abstract** .The 12% Cr steels with a low nitrogen content can be used as promising materials for the production of steam turbine blades in the thermal power plants. It was found that the resistance to impact loads of such steels is very low. Under impact load at room temperature, the value of impact toughness did not exceed  $30 \text{ J cm}^{-2}$  that didn't meet the requirements for blade materials of steam turbine thermal power plants. To determine the origin of the low value of impact resistance, two 12% Cr steels with a low N content were analyzed using optical metallography, transmission and scanning electron microscopy. The possible structural elements can be detected as the sources causing brittle fracture of the samples. First, the high fraction of delta-ferrite, the boundaries at which are covered with the secondary phase particles enriched in chromium and tungsten. Second, the large  $W_2B$  particles, enriched in tungsten, are randomly distributed over the matrix. Third,  $M_{23}C_6$  carbides located along the boundaries of the martensitic laths form the continuous chains, which act as the thin brittle layers. These elements restrict the propagation of plastic deformation under impact loads.

**Keywords:** Heat-Resistant Martensitic Steels, Heat Treatment, Alloying, Impact Toughness, Ductile – Brittle Transition Temperature, Structure

**Acknowledgements:** The work is supported by the inner-university funding of the Belgorod National Research University "Young Leaders in Science" within the framework of the project "Science of the 21st century" of the Priority-2030 program

**For citation:** Tkachev E., Dolzhenko A., Fedoseeva A. 2022. On origin of low impact toughness for the 12% Cr steels with a low N content. *Applied Mathematics & Physics*. 54(4): 252–260. (in Russian) DOI 10.52575/2687-0959-2022-54-4-252-260

**1. Введение.** Создание новых жаропрочных материалов для энергетики в настоящее время определяет прогресс технико-экономических показателей тепловых электростанций, работающих на угле [1, 5, 12]. Стратегическим направлением развития теплоэнергетики, работающей на твердом топливе, является создание паротурбинных энергоблоков нового поколения, работающих на ССКП пара, имеющих совершенную проточную часть и улучшенную тепловую схему. В настоящее время угольные тепловые электростанции России, работающие при параметрах пара 545–560°C и 140–240 атмосфер, выработали свой ресурс и подлежат замене. Они имеют низкий коэффициент полезного действия (34–37%) и большие вредные выбросы в атмосферу. За счет повышения параметров пара до суперсверхкритических величин ( $T = 600\text{--}620^\circ\text{C}$ ,  $P = 250\text{--}300$  атмосфер) планируется повысить КПД до 41–44% и сократить вредные тепловые выбросы [13, 14]. В РФ на данный момент отсутствуют материалы, отвечающие требованиям для энергетического оборудования нового поколения. Основными требованиями, предъявляемыми к современным материалам для лопаток паровых турбин, работающих на ССПК пара, является предел длительной прочности при температуре 650°C не менее 100 МПа, ударная вязкость при комнатной температуре не менее 59 Дж см<sup>-2</sup>, предел текучести и предел прочности при комнатной температуре не менее 550 МПа и 700 МПа соответственно.

На основе предыдущих работ был разработан микроструктурный дизайн 12% Cr сталей путем оптимизации аустенит- и феррит-стабилизирующих элементов [17]. Было показано, что только микроструктурный дизайн, основанный на низком содержании азота, обеспечивает высокую длительную прочность при долговременной ползучести мартенситных сталей с 10% хрома [15]. Низкое содержание азота предотвращает образование крупных частиц Z-фазы [15], что обеспечивает предел текучести и предел прочности при комнатной температуре 614 МПа и 750 МПа соответственно, а также предел длительной прочности при ползучести 12% Cr сталей около 80 МПа, что близко к уровню 9% Cr сталей [2, 14]. Высокие прочностные свойства обусловлены формированием неравновесной структуры троостита отпуска, границы которого стабилизированы частицами карбидов  $M_{23}C_6$  [2, 15, 17]. Однако ударная вязкость была очень низкая и не соответствовала предъявляемым требованиям. Цель настоящего исследования – выявить взаимосвязь между параметрами структуры и сопротивлением ударной вязкости для двух 12% Cr сталей с низким содержанием азота, отличающимся содержанием тантала и ниобия.

**2. Материал и методики.** Выплавка изучаемых 12% Cr сталей с низким содержанием азота и различным содержанием тантала и ниобия осуществлялась в вакуумно-индукционной печи. Химический состав сталей представлен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей (в вес.%)

Table 1. The chemical composition of the steels studied (in wt.%)

	Fe	C	Cr	Co	Mo	W	V	Nb	Ta	Cu	B	N
12CrTaNb	bal	0.1	11.4	3.0	0.6	2.5	0.2	0.04	0.07	0.8	0.01	0.003
12CrNb	bal	0.1	11.3	3.9	0.6	2.4	0.2	0.07	-	0.8	0.01	0.003

Обе стали были подвергнуты гомогенизационному отжигу при температуре 1150°C в течение 16 часов с последующей двухсторонней ковкой при температуре 1150°C до истинной степени деформации 1, охлаждение на воздухе. Затем стали были нормализованы с температур 1050°C для 12CrNb стали и 1070°C для 12CrTaNb стали в течение 1 часа с охлаждением на воздухе и отпущены при температуре 770°C в течение 3 часов с охлаждением на воздухе. Испытания на ударную вязкость проводили при температурах от -40°C до +120°C на образцах с V-образным 2 мм вырезом и размерами поперечного сечения 10 мм на 10 мм и длиной 55 мм с использованием маятникового копра «InstronIMP460» согласно стандарту ГОСТ 9454–78. Температура хрупко-вязкого перехода определялась как температура, соответствующая среднему арифметическому значению между величинами энергий верхнего и нижнего шельфа. Структурные исследования проводили с использованием оптического микроскопа Olympus GX70, просвечивающего электронного микроскопа JEOL–2100 с энергодисперсионной приставкой INCA и растрового электронного микроскопа Quanta 600. Поверхность материала для оптической металлографии была подготовлена путем травления в водном растворе 2% азотной кислоты и 1% фтороводородной кислоты. Тонкие фольги были электролитически утонены в растворе 10% хлорной кислоты в уксусной кислоте при напряжении 23 В с использованием прибора TenuPol-5. Размер структурных составляющих был определен методом случайных секущих. Плотность дислокаций оценивалась как количество

точек выхода дислокаций на верхнюю и нижнюю поверхности фольги. Тип частиц был определен совместным анализом картин микродифракций электронов и локальным химическим составом частиц. Для определения объемных долей равновесных фаз было применено математическое моделирование с использованием программного обеспечения Thermo-Calc (Version 5.0.4 75) с термодинамической базой данных для сталей TCFE7. Больше информации о методиках можно найти в [2, 15, 17].

### 3. Результаты и обсуждение.

**3.1 Испытания на ударную вязкость 12% Cr сталей.** На рис. 1 представлена температурная зависимость величины ударной вязкости в широком температурном интервале от  $-40^{\circ}\text{C}$  до  $+120^{\circ}\text{C}$  для 12% Cr сталей с низким содержанием азота.

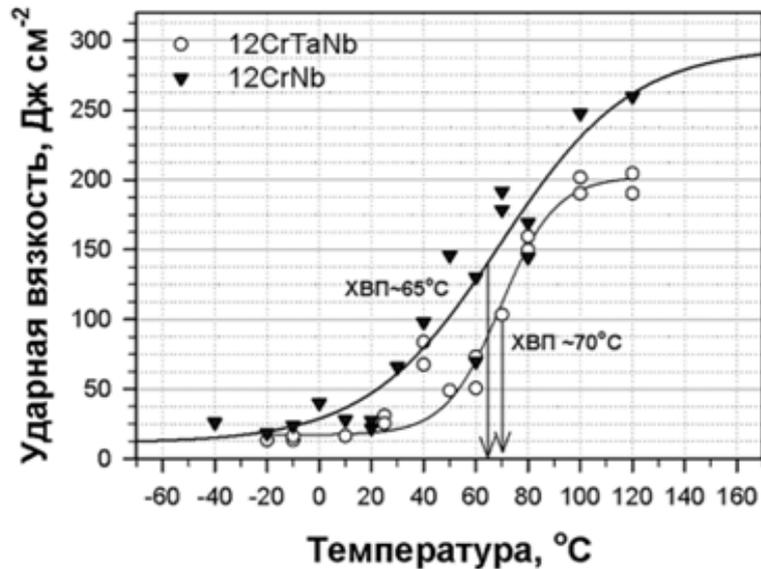


Рис. 1. Температурные зависимости ударной вязкости для 12% Cr сталей с низким содержанием азота.

ХВП означает хрупко-вязкий переход

Fig. 1. The temperature dependences of impact toughness for the 12% Cr steels with the low nitrogen content. DBT means ductile-brittle transition

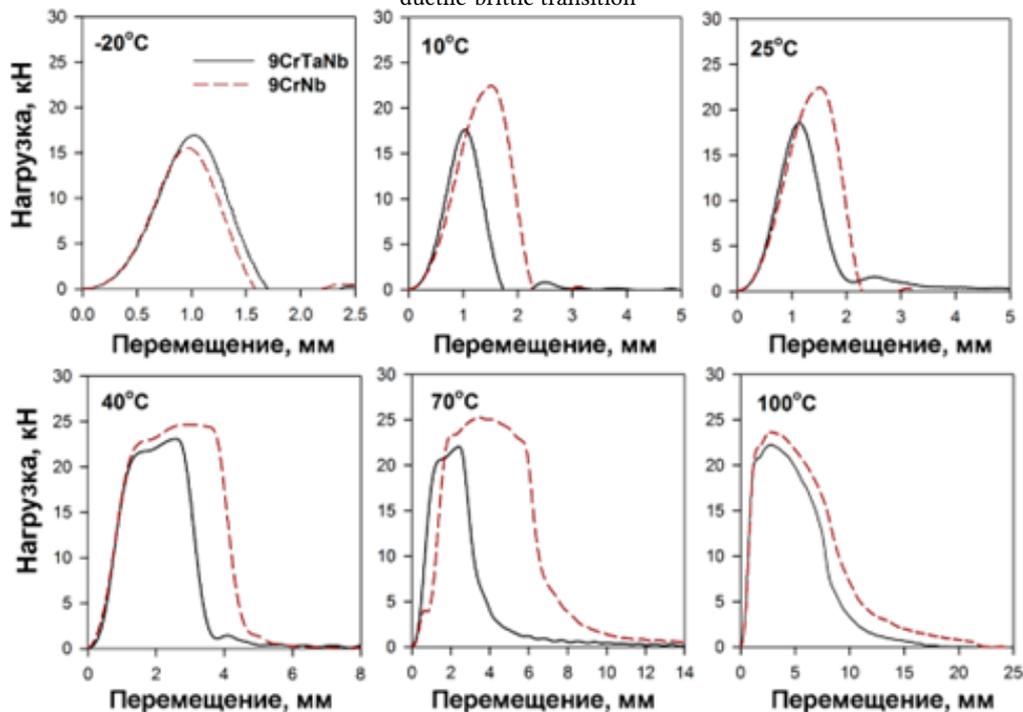


Рис. 2. Кривые зависимостей «Нагрузка – перемещение» для 12% Cr сталей с низким содержанием азота, полученные при испытаниях на ударную вязкость при различных температурах

Fig. 2. Load-displacement curves for the 12% Cr steels with the low nitrogen content obtained from impact load tests at various temperatures

Для обеих сталей нижний шельф энергии составляет  $15\text{--}25 \text{ Дж см}^{-2}$  и соответствует температурам

испытания от 10°C и ниже для 12CrNb стали и от 30°C и ниже для 12CrTaNb стали. Верхний шельф энергии наступает при температурах выше 100°C для 12CrTaNb стали и выше 120°C для 12CrNb стали. Энергия, соответствующая этому региону, составляет 200 Дж см<sup>-2</sup> для 12CrTaNb стали и более 230 Дж см<sup>-2</sup> для 12CrNb стали. Температуры хрупко-вязкого перехода для обеих сталей близки и составляют 65-70°C. Однако, для 12CrNb стали температура хрупко-вязкого перехода соответствует более высокой величине ударной вязкости около 140 Дж см<sup>-2</sup>. В целом, вся кривая температурной зависимости величины ударной вязкости для 12CrNb стали на всем температурном интервале лежит в области более высоких энергий (рис. 1).

Отметим, что обе стали при комнатной температуре имеют очень низкие значения ударной вязкости около 25-30 Дж см<sup>-2</sup>, что не отвечает требованиям, предъявляемым к материалам для лопаток паровых турбин.

Кривые «Нагрузка - перемещение» при температурах испытания -20°C, 10°C, 25°C, 40°C, 70°C и 100°C, представленные на рис. 2, демонстрируют схожее поведение обеих 12% Cr сталей с низким содержанием азота при ударных испытаниях.

Для обеих сталей при температурах, соответствующих нижнему шельфу энергии, включая комнатную температуру, кривые зависимостей «Нагрузка-перемещение» представляют собой крутой пик, где после достижения максимальной нагрузки сразу наступает стадия нестабильного распространения трещины, что соответствует хрупкому типу разрушения. При температурах выше комнатной температуры кривые зависимостей «Нагрузка-перемещение» содержат все стадии распространения трещины, включая зону зарождения трещины, зону стабильного распространения трещины, зону нестабильного распространения трещины и зону сдерживания нестабильного распространения трещины.

Преимущественным отличием кривых для изучаемых 12% Cr сталей при температурах выше комнатной является большее количество поглощенной энергии, оцененной как площадь под кривой, образцами 12CrNb стали.

В таблице 2 приведены данные энергии зарождения трещины, оцененные как площадь под кривой «Нагрузка – перемещение» от начала до величины максимального пика, и энергии распространения трещины, оцененные как площадь под кривой «Нагрузка – перемещение» от максимального пика до разрушения образца.

Таблица 2. Величины энергии зарождения трещины  $E_i$  и энергии распространения трещины  $E_p$  для исследуемых 12% Cr сталей

Table 2. The values of the energy of crack initiation  $E_i$  and the energy of crack propagation  $E_p$  for the 12% Cr steels studied

Температура, °C	12CrTaNb			12CrNb		
	$E_i$ , Дж	$E_p$ , Дж	Общая, Дж	$E_i$ , Дж	$E_p$ , Дж	Общая, Дж
-20	6.3	5.3	11.6	15.7	3.9	19.6
0	6.2	5.5	11.7	16.0	7.1	23.1
10	7.7	5.6	13.3	16.1	6.4	22.5
25	8.9	11.5	20.4	16.2	6.5	22.7
40	40.1	14.1	54.2	49.2	35.5	84.7
60	36.4	22.4	58.8	48.6	29.2	77.8
80	42.6	76.3	118.9	47.1	87.0	134.1
100	44.6	107.9	152.5	45.5	153.0	198.5
120	45.0	122.1	167.1	47.1	161.4	208.5

Из табл. 2 видно, что для температур, соответствующих нижнему шельфу энергии, включая комнатную температуру, значения энергии зарождения трещины низкие для обеих сталей. При этом энергии зарождения трещины для 12CrNb стали в 2.5 раза выше, чем для 12CrTaNb стали. С увеличением температуры испытания энергия зарождения трещинкратно возрастает для обеих сталей и достигает близких значений 40-50 Дж см<sup>-2</sup> для обеих сталей (табл. 2). Энергия распространения трещины также имеет низкие значения для обеих сталей вплоть до температуры хрупко-вязкого перехода. Выше температуры хрупко-вязкого перехода величины энергии распространения трещиныкратно увеличиваются в обеих сталях. Величина энергии распространения трещины в 12CrNb стали на 20-25% выше, чем для 12CrTaNb стали.

**3.2 Структура 12% Cr сталей с низким содержанием азота.** На рисунке 3 представлены изображения структур 12% Cr сталей с низким содержанием азота, полученные с помощью оптической металлографии и растровой электронной микроскопии. В таблицах 3 и 4 приведены данные по структурным параметрам 12% Cr сталей с низким содержанием азота.

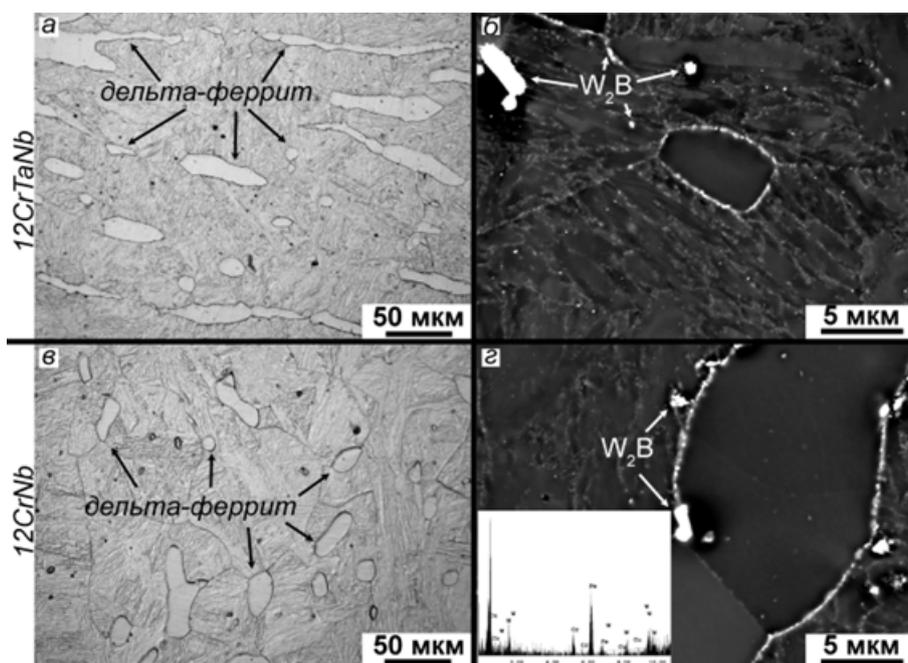


Рис. 3. Изображения структуры, полученные методами оптической металлографии (а,в) и сканирующей электронной микроскопии (б,г) для 12CrTaNb (а,б) и 12CrNb (в,г) сталей  
 Fig. 3. The structure images obtained by optical metallography (a, c) and scanning electron microscopy (b, d) for the 12CrTaNb (a, b) and 12CrNb (c, d) steels

Таблица 3. Структурные параметры исследуемых 12% Cr сталей

Table 3. Structural parameters of the 12% Cr steels studied

Стали	Размер ИАЗ*, мкм	Доля дельта-феррита, %	Размер дельта-феррита, мкм	Размер частиц, обог. W, мкм	Размер реек, мкм	Плотность дислокаций, E14, $m^{-2}$
12CrTaNb	$48 \pm 4$	$10 \pm 0,2$	$21 \pm 2$	$1 \pm 0,05$	$0,3 \pm 0,05$	$2 \pm 0,5$
12CrNb	$51 \pm 4$	$6 \pm 0,2$	$15 \pm 2$	$1 \pm 0,05$	$0,3 \pm 0,05$	$2 \pm 0,5$

\* ИАЗ означает исходное аустенитное зерно

Таблица 4. Характеристики частиц вторичных фаз в исследуемых 12% Cr сталях

Table 4. Characteristics of the secondary phase particles in the 12% Cr steels studied

Стали	Размер $M_{23}C_6$ , нм	Численная плотность $M_{23}C_6$ , $mkm^{-1}$	Объемная доля**, $M_{23}C_6$ , %	Размер (Ta,Nb)X или NbX, нм	Объемная доля** (Ta,Nb)X или NbX, %
12CrTaNb	$50 \pm 5$	$2,5 \pm 0,2$	2,25	$50 \pm 5$	0,08
12CrNb	$51 \pm 5$	$2,3 \pm 0,2$	2,25	$29 \pm 5$	0,08

\*\*оценено с использованием Thermo-Calc (TCFE7)

Из рис. 3а, в видно, что в обеих сталях структура представляет собой пакетный мартенсит и дельта-феррит. Размер исходных аустенитных зерен составляет около 50 мкм для обеих сталей (табл. 3). Доля дельта-феррита в обеих сталях очень высокая, и средний размер дельта-феррита составляет 15 и 20 мкм для 12CrNb и 12CrTaNb стали соответственно (табл. 3). В работах [3, 4, 6, 7, 18]-[20] сообщалось, что присутствие дельта-феррита в сталях приводит к их сильному охрупчиванию. Однако сам по себе дельта-феррит – фаза пластичная и не должна оказывать столь негативного эффекта на сопротивление ударным нагрузкам [3, 6, 19, 20]. Отметим, что изображения, полученные с помощью сканирующей электронной микроскопии, демонстрируют образование плотных цепочек из частиц вторичных фаз,

расположенных на границах раздела дельта-феррит/мартенсит (рис. 3б, г). Энергодисперсионный анализ химических составов этих частиц показал высокое содержание хрома и вольфрама (рис. 3г). Образование вторичных фаз, обогащенных хромом и вольфрамом, на границах дельта-феррит/мартенсит возможно из-за различной растворимости этих элементов в дельта-феррите и мартенсите [8]. Именно формирование таких непрерывных цепочек частиц затрудняет деформацию дельта-феррита и делает его хрупким элементом структуры [3, 4, 6]-[9, 16, 18]-[20]. Закономерно, что 12CrTaNb сталь, содержащая большую долю дельта-феррита, демонстрирует более низкое сопротивление ударным нагрузкам (рис. 1). Другим структурным элементом, который может быть причиной низкой ударной вязкости, являются крупные частицы, обогащенные вольфрамом, предположительно,  $W_2V$ , расположенные равномерно по объему матрицы в обеих сталях (рис. 3б,г). Их средний размер составляет около 1 мкм в обеих сталях (табл. 3).

Анализ изображений, полученных методом просвечивающей электронной микроскопии, выявил, что в обеих сталях формируется троостит отпуска со средним размером мартенситных реек около 300 нм (рис. 4). Плотность дислокаций составляет  $(2 \pm 0,5)E + 14 \text{ м}^{-2}$  (табл. 3).

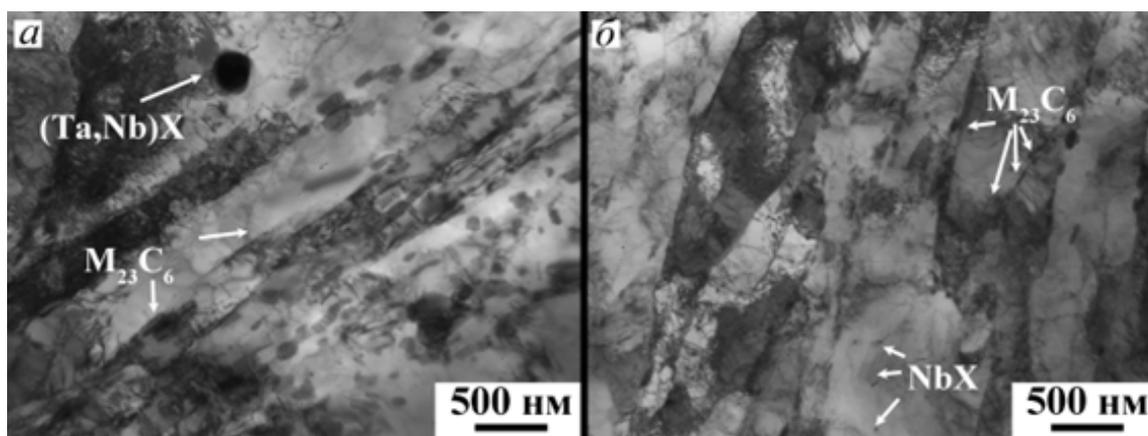


Рис. 4. Изображения структуры 12CrTaNb (а) и 12CrNb (б) сталей, полученные методом просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг

Fig. 4. Images of the structures of the 12CrTaNb (a) and 12CrNb (b) steels obtained by transmission electron microscopy of thin foils

Внутри мартенситных реек располагаются карбонитриды  $(Ta,Nb)X$  с химическим составом 80% Ta, 7% Nb, 13%  $(Cr+Fe)$  в 12CrTaNb стали и  $NbX$  с химическим составом 66% Nb, 8% Nb, 25%  $(Cr+Fe)$  в 12CrNb стали. Размеры этих частиц составляют  $50 \pm 5$  и  $29 \pm 5$  нм в 12CrTaNb и 12CrNb стали соответственно. В ряде работ [10,11] отмечалось благоприятное воздействие мелких частиц, равномерно расположенных по объему матрицы, на сопротивление ударным нагрузкам, что связано с торможением трещин об эти частицы в процессе их распространения. Более мелкие частицы  $NbX$  в 12CrNb стали могут вызывать более высокие величины энергий, требуемые для распространения трещины, при повышенных температурах испытания (табл. 2, 4).

Границы структуры троостита отпуска декорированы частицами карбидов  $M_{23}C_6$ , которые плотно располагаются друг к другу, фактически образуя непрерывные тонкие прослойки вдоль границ мартенситных реек (рис. 4). Размер частиц в обеих сталях одинаковый и составляет около  $50 \pm 5$  нм (табл. 4). Была определена численная плотность частиц, располагающихся по границам мартенситных реек как отношение количества частиц на единицу длины границы мартенситной рейки. Для обеих сталей величины численной плотности частиц вдоль границ мартенситных реек очень высокие и достигают  $2,5 \text{ мкм}^{-1}$  (табл. 3). Такие значения характерны для сталей с высоким содержанием бора [15]. Очевидно, что такие тонкие прослойки вдоль границ будут действовать как хрупкие элементы, препятствуя передаче деформации от одной мартенситной рейке к другой.

Таким образом, источниками хрупкой природы 12% Cr сталей с низким содержанием азота могут выступать крупные зерна дельта-феррита, окруженные крупными частицами, содержащими вольфрам и хром, крупные частицы типа  $W_2V$ , равномерно распределенные по объему матрицы, а также непрерывные цепочки частиц карбидов  $M_{23}C_6$  по границам мартенситных реек.

**4. Заключение.** Природа низкого сопротивления ударным нагрузкам 12% Cr сталей с низким содержанием азота была установлена на примере двух плавок, отличающихся друг от друга содержанием ниобия и тантала. Обе плавки демонстрировали низкие значения ударной вязкости при комнатной температуре, что не отвечало требованиям, предъявляемым к материалам изготовления лопаток паровых турбин. Температура хрупко-вязкого перехода была высокой, 65-70°C. Источниками охрупчивания обеих 12% Cr сталей с низким содержанием азота выступают зерна дельта-феррита, декорированные

крупными частицами, крупные частицы типа  $W_2B$ , равномерно распределенные по объему матрицы, и непрерывные цепочки карбидов  $M_{23}C_6$ , расположенные по границам мартенситных реек. Комбинация этих факторов препятствует распространению пластической деформации при ударных испытаниях, вызывая хрупкое разрушение даже при комнатной температуре.

#### Список литературы

1. Кайбышев Р.О., Скоробогатых В. Н., Щенкова И. А. 2010. Новые стали мартенситного класса для тепловой энергетики. *Физика металлов и металловедение*, 109(2): 200–215.
2. Федосеева А., Никитин И., Дудова Н., Кайбышев Р. 2020. Анализ механических свойств жаропрочных Со-модифицированных 12%Cr и 9%Cr сталей. *Физика металлов и металловедение*, 121(12): 1338-1344.
3. Alkan G., Chae D., Kim S.-J. 2013. Effect of delta-ferrite on impact property of hot-rolled 12Cr–Ni steel. *Sci. Technol. Weld. Join.* 9: 377-389.
4. Anderko K., Schafer L., Materna-Morris E. 1991. Effect of the delta-ferrite phase on the impact properties of martensitic chromium steels. *J. Nucl. Mater.*, 179-181: 492-495.
5. Bladeshia H.K.D.H. 2001. Design of ferritic creep-resistant steels. *ISIJ Int.*, 41: 626-640.
6. Carrouge D., Bhadeshia H.K.D.H., Woollin P. 2004. Effect of delta-ferrite on impact properties of supermartensitic stainless steel heat affected, *Sci. Technol. Weld. Join.*, 9: 377-389.
7. Chatterjee A., Chakrabarti D., Moitra A., Mitra R., Bhaduri A. 2014. Effect of normalization temperatures on ductile–brittle transition temperature of a modified 9Cr–1Mo steel. *Mater. Sci. Eng. A.*, 618: 219–231.
8. Cui Ch., Gao X., Su G., Gao C., Liu Zh., Misra R.D.K. 2018. Effect of thermal treatment on the evolution of delta ferrite in 11Cr–3Co–2.3W steel. *Mater. Sci. Technol.*, 34: 2087-2096.
9. Hald J. 2008. Microstructure and long-term creep properties of 9–12%Cr steels. *Int. J. Press. Vessels Pip.*, 85: 30–37.
10. Harrelson K.J., Rou S.H., Wilcox R.C. 1986. Impurity element effects on the toughness of 9Cr-1Mo steel. *J. Nucl. Mater.* 141–143: 508–512.
11. Hu J., Liu K., Ma L., Misra R.D.K., Zhang W., Du H., Xu W. 2021. Significant improvement in strength and toughness of nanoscale precipitate–strengthened steel by direct quenching and tempering process. *Steel Res. Int.* 92: 2000331.
12. Kern T. U., Staubli M., Scarlin B. 2002. The European efforts in material development for 650C USC power plants – COST522. *ISIJ Int.*, 242: 1515-1519.
13. Knezevic V., Balun J., Sauthoff G., Inden G., Schneider A. 2008. Design of martensitic/ferritic heat-resistant steels for application at 923 K with supporting thermodynamic modeling. *Mater. Sci. Eng. A*, 477: 334–343.
14. Maruyama K., Sawada K., Koike J. 2001. Strengthening mechanisms of creep resistant tempered martensitic steel. *ISIJ Int.*, 41: 641-653.
15. Mishnev R., Dudova N., Fedoseeva A., Kaibyshev R. 2016. Microstructural aspects of superior creep resistance of a 10%Cr martensitic steel. *Mater.Sci. Eng. A*, 678: 178–189.
16. Niessen F., Tiedje N., Hald J. 2017. Kinetics modeling of delta-ferrite formation and retainment during casting of supermartensitic stainless steel. *Mater. Des.*, 118: 138-145.
17. Nikitin I., Fedoseeva A., Kaibyshev, R., 2020. Strengthening mechanisms of creep-resistant 12%Cr–3%Co steel with low N and high B contents. *J. Mater. Sci.*, 55(17): 7530-7545.
18. Pandey Ch., Mahapatra M., Kumar P., Saini N., Thakare J., Vidyathy R.S., Narang H.K. 2018. A brief study on delta-ferrite evolution in dissimilar P91 and P92 steel weld joint and their effect on mechanical properties. *Arch. Civ. Mech. Eng.*, 18: 713-722.
19. Schafer L. 1998. Influence of delta ferrite and dendritic carbides on the impact and tensile properties of a martensitic chromium steel. *J. Nucl. Mater.*, 262: 1336-1339.
20. Wang P., Lu S.P., Xiao N.M., Li D.Z., Li Y.Y. 2010. Effect of delta ferrite on impact properties of low carbon 13Cr–4Ni martensitic stainless steel. *Mater. Sci. Eng. A.*, 527: 3210-3216.

### References

1. Kaybyshev R.O., Skorobogatykh V.N., Shchenkova I.A. 2010. New martensitic steels for fossil power plant: creep resistance, *The Physics of Metals and Metallography*, 109(2): 186-200 (in Russian).
2. Fedoseeva A.E., Nikitin, I.S. Dudova N.R., Kaibyshev R.O. 2020. Analysis of mechanical properties of heat resistant Co-modified 12%Cr and 9%Cr steels, *The Physics of Metals and Metallography*, 121(12): 1233-1239 (in Russian).
3. Alkan G., Chae D., Kim S.-J. 2013. Effect of delta-ferrite on impact property of hot-rolled 12Cr–Ni steel. *Sci. Technol. Weld. Join.*, 9: 377-389.
4. Anderko K., Schafer L., Materna-Morris E. 1991. Effect of the delta-ferrite phase on the impact properties of martensitic chromium steels. *J. Nucl. Mater.*, 179-181: 492-495.
5. Bladeshia H.K.D.H. 2001. Design of ferritic creep-resistant steels. *ISIJ Int.*, 41: 626-640.
6. Carrouge D., Bhadeshia H.K.D.H., Woollin P. 2004. Effect of delta-ferrite on impact properties of supermartensitic stainless steel heat affected, *Sci. Technol. Weld. Join.*, 9: 377-389.
7. Chatterjee A., Chakrabarti D., Moitra A., Mitra R., Bhaduri A. 2014. Effect of normalization temperatures on ductile–brittle transition temperature of a modified 9Cr–1Mo steel. *Mater. Sci. Eng. A.*, 618: 219–231.
8. Cui Ch., Gao X., Su G., Gao C., Liu Zh., Misra R.D.K. 2018. Effect of thermal treatment on the evolution of delta ferrite in 11Cr–3Co–2.3W steel. *Mater. Sci. Technol.*, 34: 2087-2096.
9. Hald J. 2008. Microstructure and long-term creep properties of 9–12% Cr steels. *Int. J. Press. Vessels Pip.*, 85: 30–37.
10. Harrelson K.J., Rou S.H., Wilcox R.C. 1986. Impurity element effects on the toughness of 9Cr-1Mo steel. *J. Nucl. Mater.* 141–143: 508–512.
11. Hu J., Liu K., Ma L., Misra R.D.K., Zhang W., Du H., Xu W. 2021. Significant improvement in strength and toughness of nanoscale precipitate–strengthened steel by direct quenching and tempering process. *Steel Res. Int.*, 92: 2000331.
12. Kern T. U., Staubli M., Scarlin B. 2002. The European efforts in material development for 650C USC power plants – COST522. *ISIJ Int*, 242: 1515-1519.
13. Knezevic V., Balun J., Sauthoff G., Inden G., Schneider A. 2008. Design of martensitic/ferritic heat-resistant steels for application at 923 K with supporting thermodynamic modeling. *Mater. Sci. Eng. A*, 477: 334–343.
14. Maruyama K., Sawada K., Koike J. 2001. Strengthening mechanisms of creep resistant tempered martensitic steel. *ISIJ Int.*, 41: 641-653.
15. Mishnev R., Dudova N., Fedoseeva A., Kaibyshev R. 2016. Microstructural aspects of superior creep resistance of a 10%Cr martensitic steel. *Mater.Sci. Eng. A*, 678: 178–189.
16. Niessen F., Tiedje N., Hald J. 2017. Kinetics modeling of delta-ferrite formation and retainment during casting of supermartensitic stainless steel. *Mater. Des.*, 118: 138-145.
17. Nikitin I., Fedoseeva A., Kaibyshev, R., 2020. Strengthening mechanisms of creep-resistant 12%Cr–3%Co steel with low N and high B contents. *J. Mater. Sci.*, 55(17): 7530-7545.
18. Pandey Ch., Mahapatra M., Kumar P., Saini N., Thakare J., Vidyathy R.S., Narang H.K. 2018. A brief study on delta-ferrite evolution in dissimilar P91 and P92 steel weld joint and their effect on mechanical properties. *Arch. Civ. Mech. Eng.*, 18: 713-722.
19. Schafer L. 1998. Influence of delta ferrite and dendritic carbides on the impact and tensile properties of a martensitic chromium steel. *J. Nucl. Mater.*, 262: 1336-1339.
20. Wang P., Lu S.P., Xiao N.M., Li D.Z., Li Y.Y. 2010. Effect of delta ferrite on impact properties of low carbon 13Cr–4Ni martensitic stainless steel. *Mater. Sci. Eng. A.*, 527: 3210-3216.

**Конфликт интересов:** о потенциальном конфликте интересов не сообщалось.

**Conflict of interest:** no potential conflict of interest related to this article was reported.

Поступила в редакцию 13.10.2022

Поступила после рецензирования 24.11.2022

Принята к публикации 28.11.2022

---

#### СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

**Ткачев Евгений Сергеевич** – старший научный сотрудник лаборатории Перспективных сталей для сельскохозяйственной техники, Российский государственный аграрный университет – МСХА имени К. А. Тимирязева

ул. Тимирязевская, 49, Москва, 127434, Россия

**Долженко Анастасия Сергеевна** – младший научный сотрудник лаборатории механических свойств жаропрочных и наноструктурных материалов, Белгородский государственный национальный исследовательский университет

ул. Победы, 85, Белгород, 308015, Россия

**Федосеева Александра Эдуардовна** – кандидат технических наук, старший научный сотрудник лаборатории механических свойств жаропрочных и наноструктурных материалов, Белгородский государственный национальный исследовательский университет

ул. Победы, 85, Белгород, 308015, Россия

#### INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

**Evgenii Tkachev** – Senior Researcher, Russian State Agrarian University - Moscow Timiryazev Agricultural Academy, Moscow, Russia

**Anastasiia Dolzhenko** – Unior Researcher, Belgorod National Research University, Belgorod, Russia

**Alexandra Fedoseeva** – Dr., PhD, Senior Researcher, Belgorod National Research University, Belgorod, Russia