



Оригинальная статья

УДК 669.018.8:539.2

DOI 10.17073/0368-0797-2022-3-190-199



ХЛАДОСТОЙКОСТЬ НОВОЙ ЛИТЕЙНОЙ Cr – Mn – Ni – Mo – N СТАЛИ. ЧАСТЬ 2. ИССЛЕДОВАНИЕ ФАКТОРА ЧАСТИЦ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ ПРИ ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

М. В. Костина^{1,2}, А. Э. Кудряшов¹, Л. Г. Ригина^{1,3}, С. О. Мурадян¹,
О. С. Антонова¹, В. С. Костина¹

¹ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (Россия, 119991, Москва, Ленинский пр., 49)

² Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет) (Россия, 125993, Москва, Волоколамское шоссе, 4)

³ Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения, ОАО НПО «ЦНИИТМАШ» (Россия, 115088, Москва, Шарикоподшипниковская ул., 4)

Аннотация. Новая литейная аустенитная Cr–Ni–Mn сталь с 0,5 % N (марка 05X21AG15H8MФЛ) во всем интервале климатических температур превосходит по ударной вязкости литую сталь сравнения типа 18Cr – 10 Ni. В статье уделено внимание частицам неметаллических включений (НВ) в литом металле азотистой стали как фактору, способному влиять на механические свойства при статическом и ударном нагружении при пониженных температурах. Неметаллические включения в лабораторном металле представляют собой глобулярные оксисульфиды с оксидами SiO₂ в центральной части и наружным слоем, сформированным сульфидом марганца MnS, со средним размером ~75 % частиц до 4 мкм. Установлено, что при испытаниях литой стали на ударный изгиб при –160 °С эти НВ не служат источником зарождения трещин и не способствуют их распространению, находясь в изломе в изолированных ямках. В условиях растяжения при –110 °С предел текучести азотистой стали возрастает более, чем в 1,7 раза по сравнению со свойствами при +20 °С, пластичность при охлаждении до –110 °С не снижается. При этом частицы НВ сильно деформируются за счет развития в их оксидной части трещин и даже при выходе на поверхность образца в рабочей части в зоне шейки они не служат источником зарождения трещин. Трещины на границе НВ – деформирующийся металл не образуются. Даже при случайном расположении частиц в виде цепочек вдоль оси приложения растягивающей нагрузки на расстоянии 5 – 20 мкм друг от друга не происходит формирования пор вокруг частиц и их слияния в зародыш трещины. Полученные результаты коррелируют с литературными данными о том, что в пластичных сталях НВ могут действовать как релаксаторы напряжений.

Ключевые слова: литая аустенитная сталь, хладостойкость, азот, неметаллические включения, излом, трещины, деформация

Для цитирования: Костина М.В., Кудряшов А.Э., Ригина Л.Г., Мурадян С.О., Антонова О.С., Костина В.С. Хладостойкость новой литейной Cr – Mn – Ni – Mo – N стали. Часть 2. Исследование фактора частиц неметаллических включений при статическом и ударном нагружении при пониженных температурах // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 3. С. 190–199.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-3-191-199>

Original article

COLD RESISTANCE OF NEW CAST Cr – Mn – Ni – Mo – N STEEL. PART 2. STUDYING NON-METALLIC INCLUSION PARTICLES UNDER STATIC AND IMPACT LOADING AT LOW TEMPERATURES

M. V. Kostina^{1,2}, A. E. Kudryashov¹, L. G. Rigina^{1,3}, S. O. Muradyan¹,
O. S. Antonova¹, V. S. Kostina¹

¹ Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences (49 Leninskii Ave., Moscow 119991, Russian Federation)

² Moscow Aviation Institute (National Research University) (4 Volokolamskoe Route, Moscow 125993, Russian Federation)

³ JSC Russian State Research Center “CNITMASH” (4 Sharikopodshipnikovskaya Str., Moscow 115088, Russian Federation)

Abstract. New cast austenitic Cr–Ni–Mn steel with 0.5 % N (grade 05Kh21AG15N8MF) surpasses cast steel of 18 Cr – 10 Ni type used for comparison in terms of the impact strength in the entire range of climatic temperatures. This part of the paper will pay attention to particles of non-metallic inclusions (NMI) in cast nitrogen-containing steel as a factor which affects mechanical properties under static and impact loading at low temperatures. NMI in laboratory metal consist of globular oxysulfides, with SiO₂ oxides in the central part and an outer layer formed by manganese sulfide MnS, with an average particle size of ~75 % up to 4 µm. During the steel impact bend test at –160 °C, these NMI do not initiate cracking and do not contribute to crack propagation as a fracture in isolated pits. Under tensile conditions at –110 °C, the yield strength of nitrogen-containing steel increases by more than 1.7 times in comparison with the properties at +20 °C. Ductility does not decrease when cooled to –110 °C. In this case, NMI particles are strongly deformed due to the development of cracks in their oxide part. Even when NMI reach the surface of a sample in the working part in the neck zone, they do not initiate cracking. Cracks at the “NMI/deforming metal” interface are not formed. Even with a random arrangement of particles in the form of chains along the axis of application of the tensile load, at a distance of 5 – 20 µm from each other, pores do not form around the particles or merge into a crack nucleus. The results obtained correlate with the literature data that NMI can act as stress relaxers in ductile steels.

Keywords: cast austenitic steel, cold resistance, nitrogen, non-metallic inclusions, fracture, cracks, deformation

For citation: Kostina M.V., Kudryashov A.E., Rigina L.G., Muradyan S.O., Antonova O.S., Kostina V.S. Cold resistance of new cast Cr–Mn–Ni–Mo–N steel. Part 2. Studying non-metallic inclusion particles under static and impact loading at low temperatures. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 3, pp. 191–199. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-3-191-199>

ВВЕДЕНИЕ

В первой части данной статьи было показано [1], что новая литейная аустенитная Cr–Ni–Mn сталь с 0,5 % N (марка 05X21AG15N8MФЛ) превосходит по ударной вязкости литейную сталь сравнения типа 18Cr – 10Ni во всем интервале климатических температур и перспективна как коррозионноустойчивый литейный материал для конструкций, работающих в условиях Арктики и Сибири. Там же было продемонстрировано, что наличие дендритных кристаллов δ-феррита в стали 05X21AG15N8MФЛ негативно сказывается на ее ударной вязкости при –160 °C. В данной части статьи рассматривается такой фактор, способный влиять на механические свойства сталей при пониженных температурах, как частицы неметаллических включений (НВ) в литом металле.

Теоретическим и экспериментальным исследованиям влияния НВ на разрушение при ударном изгибе и других видах испытаний уделено внимание, в том числе, в монографиях [2 – 4], обзорах [5 – 8], работах [9 – 12]. Отмечалось, что во время ударного нагружения при низких температурах частицы НВ могут инициировать трещины скола либо из-за своего разрушения, либо из-за декогезии границы раздела частиц с матрицей. Влияние НВ на механические свойства стали зависит от их состава, морфологии, размера, количества и распределения в металле, а также физико-механических свойств материала металлической матрицы. Зачастую более важную роль играет тип НВ, чем их общее количество [13]. Например, ударная энергия развития трещин в металле низколегированной закаленной стали для винтов 35B2+Cr не зависит от общего содержания НВ. При этом оксиды на нее не влияют, сульфиды в волокнистой форме с осью, перпендикулярной надрезу, а также нитриды увеличивают ее, а крупные экзогенные НВ¹ снижают [14].

¹ К ним относят частицы шихты, экзотермических смесей, шлаков, поврежденной футеровки агрегатов для выплавки и разливки стали.

С учетом изложенного, в данной работе представляло интерес идентифицировать частицы НВ в новой литейной азотосодержащей стали и проанализировать их возможное влияние на зарождение, либо распространение трещин при испытаниях при пониженных температурах на ударный изгиб и при растяжении. Ранее [15] методом просвечивающей электронной микроскопии было показано, что в аустените стали 05X21AG15N8MФЛ присутствуют наноразмерные (~4 нм) частицы нитридов CrN, образованных легирующими элементами. Они не рассматриваются в качестве НВ, в данной работе речь идет именно о выявляемых на шлифах и в изломах частицах, обусловленных наличием примесей и характеризующих металлургическое качество сталей.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследования стали 05X21AG15N8MФЛ проводили на металле лабораторной отливки, отожженном при 1100 °C и затем охлажденном в воде. Сталь выплавливали в открытой индукционной печи на чистых шихтовых материалах и заливали в форму из холоднотвердеющей смеси. Масса плиты с литниковой системой составляла ~70 кг. Химический состав стали представлен в табл. 1.

Испытания на растяжение проводили по ГОСТ 1497-84 и ГОСТ 11150-84 на 10-т установке Instron 3382. Скорость растяжения во всех случаях составляла 1 мм/мин.

Испытания на ударный изгиб проводились по ГОСТ 9454-78 и ГОСТ 22848-77 на установке Amsler RKP 450 Zwick/Roell с энергией удара копра 450 Дж.

Микроструктуру выявляли с использованием травителя: 3 части HCl + 1 часть HNO₃ + 1 часть глицерина. Исследование микроструктуры шлифов осуществляли на световом микроскопе Olympus GX51 и сканирующем электронном микроскопе Tescan Vega II SBU с приставкой для энергодисперсионного микроанализа INCA Energy 300. Этот же микроскоп использовали для фрактографического анализа.

Таблица 1

Химический состав сталей 05X21AG15N8MФЛ, % (по массе), Fe – основа

Table 1. Chemical composition of 05Kh21AG15N8MFL steels (mass. %), Fe – base

Сталь	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Ti	V	S	P	N
05X21AG15N8MФЛ	0,04	14,40	0,24	22,00	7,60	1,12	–	0,22	0,010	0,011	0,47

Для оценки количества, размера, морфологии НВ и их распределения в литой стали был проведен анализ нетравленных шлифов (60 панорамных изображений размером 700×530 мкм, с общей площадью 22,26 мм²).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Исследования панорамных изображений нетравленных шлифов показали, что НВ в литом металле распределены неравномерно. Имеются достаточно обширные участки, практически свободные от выделений (рис. 1, а), и участки значительно загрязненного металла (рис. 1, б). Основная часть металла содержит НВ в умеренном количестве (рис. 1, б). Количество участков типа а, б, в на рис. 1 можно описать нормальным распределением по Гауссу, где участки типа а и в – в ниспадающих частях этой кривой. Распределение включений по размерам: минимальный размер ~0,8 мкм, максимальный (у отдельных редких включений) 20 – 40 мкм. Для уточнения доминирующего размера частиц НВ использовались изображения изломов, полученные методом сканирующей электронной микроскопии.

На рис. 2 представлены результаты анализа распределения частиц по размерам на специально выбранном участке излома ударного образца, полученного в ре-

зультате испытаний при –70 °С, в котором присутствует много частиц НВ (рис. 3). Для каждой группы указан средний размер частиц, стрелками отмечена доля частиц малого размера от общего количества частиц в изломе. Как видно из рис. 2, доля частиц со средним размером до 2 мкм включительно составляет 50 %; до 4 мкм – 75 %.

Ранее фрактографический анализ образцов стали 05X21AG15N8MФЛ, испытанных на ударный изгиб при температуре –70 °С, близкой к температуре вязкохрупкого перехода ($T_{\text{вхп}} = T_{\text{ДВТ}} = -75^\circ\text{C}$), показал, что изломы этой стали сохраняют вязкий характер, наблюдается их значительная утягивающая деформация по сравнению с изломом Cr–Ni стали [1]. Как видно из рис. 3, а, НВ в таком изломе имеют овальную, либо глобулярную форму и находятся в изолированных ямках, разделенных гребнями отрыва, не сливающихся при ударном разрушении в единые поры. Все не глобулярные включения раскололись под воздействием ударной разрушающей нагрузки, что должно было способствовать релаксации напряжений. По данным микрорентгеноспектрального анализа состава частиц в изломе (рис. 3, а) и на нетравленном шлифе (рис. 3, б), в их состав входят марганец, сера, кремний, небольшое количество алюминия и кислород (табл. 2). Аналогичные данные о химическом составе частиц получены и при

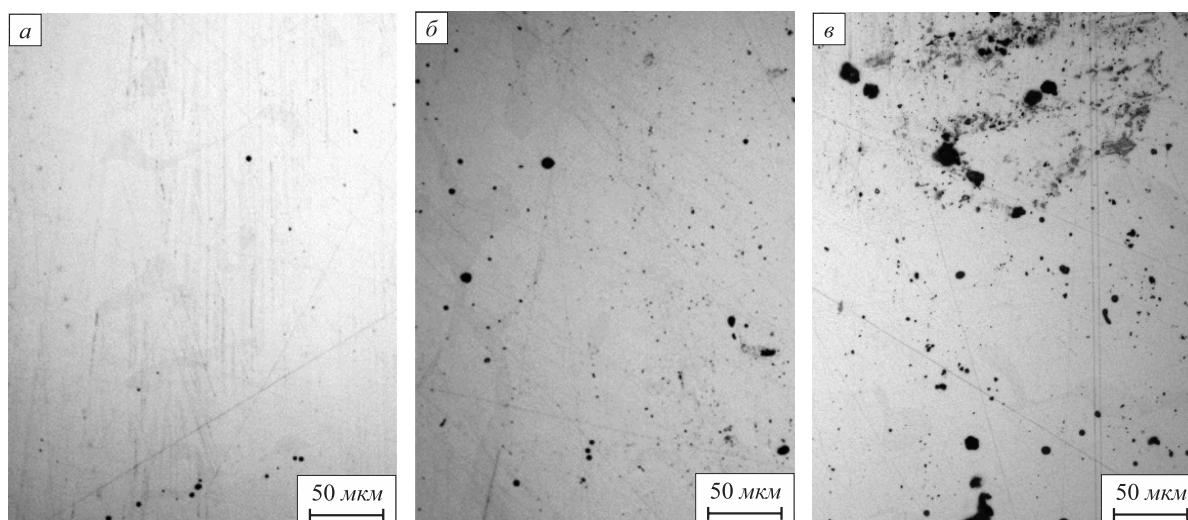


Рис. 1. Характерные для литой стали 05X21AG15N8MФЛ участки с разным типом загрязненности неметаллическими включениями: а – чистый металл; б и в – умеренная и высокая степень загрязненности НВ соответственно

Fig. 1. Typical for casting steel 05Kh21AG15N8MFL areas with different types of contamination with NMI: а – pure metal; б and в – moderate and high degree of NMI contamination, respectively

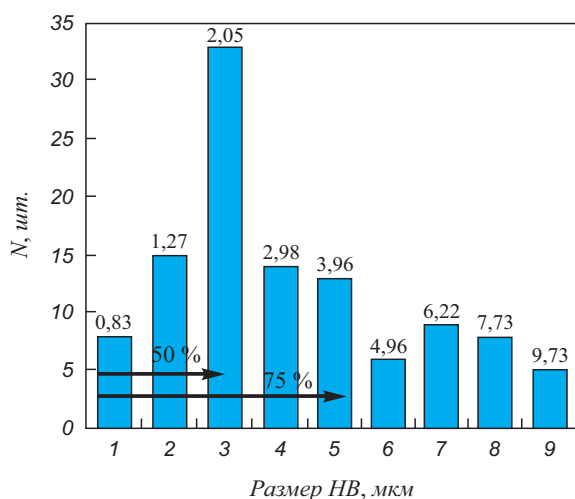


Рис. 2. Распределение частиц, видимых в изломе на рис. 3, а, по размерам, мкм:

1 – <1; 2 – 1,0 – 1,5; 3 – 1,5 – 2,5; 4 – 2,5 – 3,5; 5 – 3,5 – 4,5; 6 – 4,5 – 5,5; 7 – 5,5 – 6,5; 8 – 6,5 – 8,5; 9 – 8,5 – 12,0; N – количество частиц в каждой из девяти групп размеров

Fig. 2. Distribution of particles visible in the fracture in Fig. 3, a, by size:

1 – <1; 2 – 1.0 – 1.5; 3 – 1.5 – 2.5; 4 – 2.5 – 3.5; 5 – 3.5 – 4.5; 6 – 4.5 – 5.5; 7 – 5.5 – 6.5; 8 – 6.5 – 8.5; 9 – 8.5 – 12.0; N – number of particles in each of the nine size groups

анализе НВ в других полях зрения на шлифах и изломах. Методом световой микроскопии нетравленного шлифа было подтверждено предположение о многофазном составе частиц НВ (рис. 3, в, на котором собраны наиболее крупные частицы с нескольких изображений микроструктуры).

Строение частиц и их химический состав позволяют заключить, используя известные данные о видах и типах НВ [4], что это оксисульфиды с оксидами SiO_2 в центральной части и наружным слоем, сформированным сульфидом марганца MnS (рис. 3, в).

Ранее было установлено [1], что критериальные значения KCV для стали 05X21AG15H8МФЛ, содержащей до ~8 % δ -феррита, составляют 39 – 49 Дж/см². Определенная критериальным методом для этой стали критическая температура хрупкости, ниже которой данный материал не рекомендуется к использованию, T_k составила –110 °С. При этой температуре сталь имеет уровень KCV = 68 – 83 Дж/см², а при –160 °С образцы стали характеризовались ударной вязкостью не выше 0,39 Дж/см² (рис. 4). В значительной мере охрупчиванию металла способствовали столбчатые кристаллы δ -феррита, находящегося при –160 °С за порогом хладноломкости [1].

Следует также учитывать вывод, сделанный в работе [16] на основе исследований стали Fe – 18Cr – 15Mn – 2Mo – 66 % N методом просвечивающей электронной микроскопии. Согласно [16], уменьшение энергии дефекта упаковки высокоазотистой аустенитной нержавеющей стали с понижением температуры может способствовать двойникованию и плоскостному проскальзыванию и, таким образом, привести к хрупкому разрушению при криогенных температурах. Исследование излома после испытаний при –160 °С (ниже критической температуры хрупкости) показало, что и при более хрупком состоянии аустенитной матрицы оксисульфидные частицы не служат источником зарождения трещин.

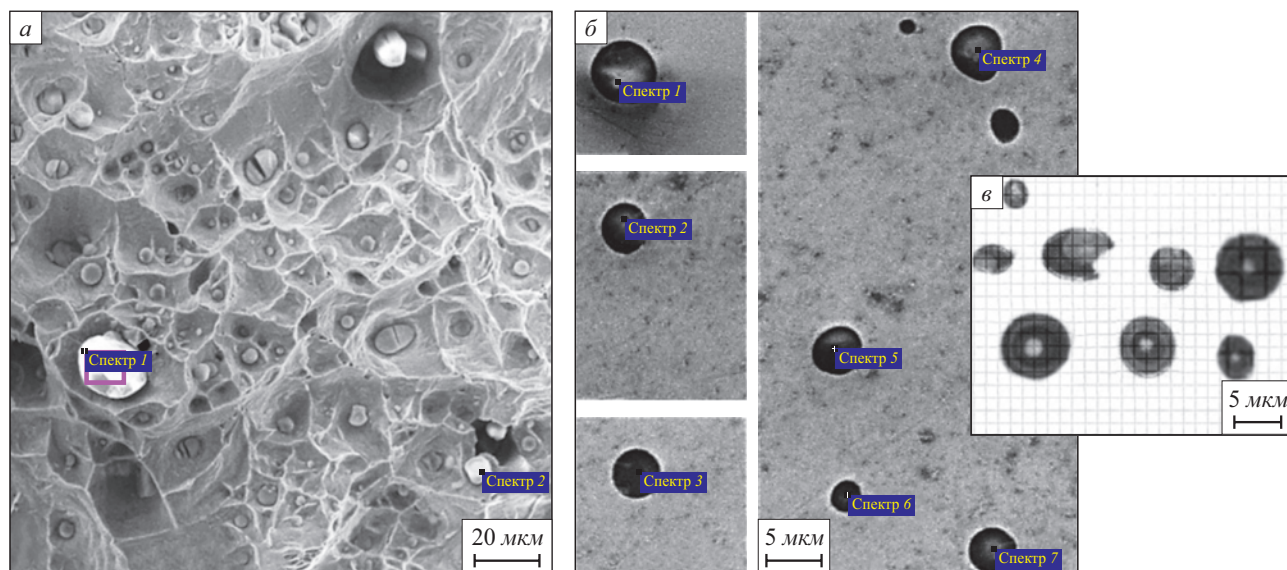


Рис. 3. Включения в стали 05X21AG15H8МФЛ:

а – участок излома с большим количеством НВ после испытаний при –70 °С; б – частицы НВ на нетравленном шлифе этой же стали; в – строение частиц НВ (нетравленный шлиф, ×1000, подборка крупных частиц)

Fig. 3. Inclusions in steel 05Kh21AG15N8MFL:

а – fracture site with large amount of NMI after testing at –70 °С; б – NMI particles on non-etched section of the same steel; в – structure of NMI particles (non-etched section, ×1000, selection of large particles)

Концентрация элементов, % (ат.) в составе частиц в изломе и на шлифе литой стали 05X21AG15N8MFL

Table 2. Concentration of elements (at. %) in composition of particles in the fracture and on the thin section of casting steel 05Kh21AG15N8MFL

Рисунок	Спектр	S	O	Si	Mn	Fe	Cr	Другие элементы
3, а (излом)	1	–	61,28	13,82	24,90	–	–	–
	2	2,27	59,53	14,2	23,98	–	–	–
3, б (шлиф)	1	1,44	63,54	9,98	23,24	–	–	0,77 (Ce); 1,04 (Mo)
	2	2,93	56,86	8,96	24,97	3,30	2,14	0,84 (Ce)
	3	3,52	58,17	7,80	23,93	3,37	1,73	1,48 (Al)
	4	2,81	64,10	8,63	24,46	–	–	–
	5	3,88	50,49	12,64	32,03	–	–	0,96 (Ce)
	6	2,41	41,37	5,85	24,77	12,77	11,02	1,81 (Al)
	7	2,60	51,03	6,44	20,81	12,82	6,30	–

ния трещин и не способствуют их распространению (рис. 5). Участок излома с микротрещиной на рис. 5, в (обведен рамкой) – единственный выявленный для этой стали пример микротрещины, связанной с частицей.

Проведенные испытания стали 05X21AG15N8MFL на растяжение при пониженных температурах позволили оценить возможное влияние частиц НВ, идентифицированных как оксисульфиды, на поведение литого металла в условиях статической одноосной деформации. Как видно из табл. 3, сталь при температуре испытания $-110\text{ }^{\circ}\text{C}$ заметно упрочняется по сравнению с свойствами при $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$: предел текучести возрастает более, чем в 1,7 раза; предел прочности – более, чем в 1,6 раза; пластичность при охлаждении до $-110\text{ }^{\circ}\text{C}$ не снижается.

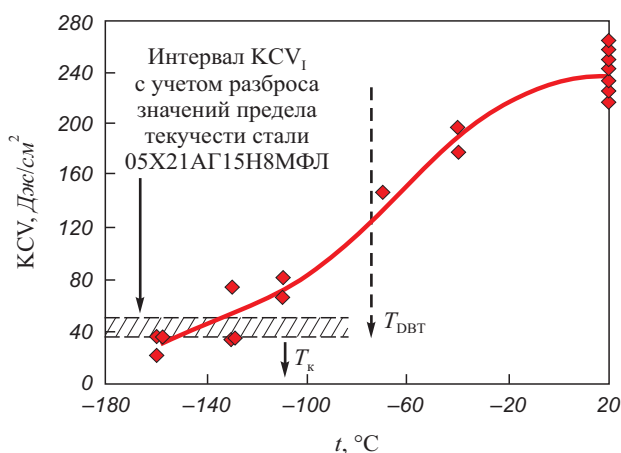


Рис. 4. Температура вязко-хрупкого перехода (T_{DBT}) и критическая температура хрупкости (T_K) стали 05X21AG15N8MFL, содержащей до ~8 % δ -феррита

Fig. 4. Ductile-brittle transition temperature (T_{DBT}) and critical brittleness temperature (T_K) of steel 05Kh21AG15N8MFL containing up to ~8% of δ -ferrite

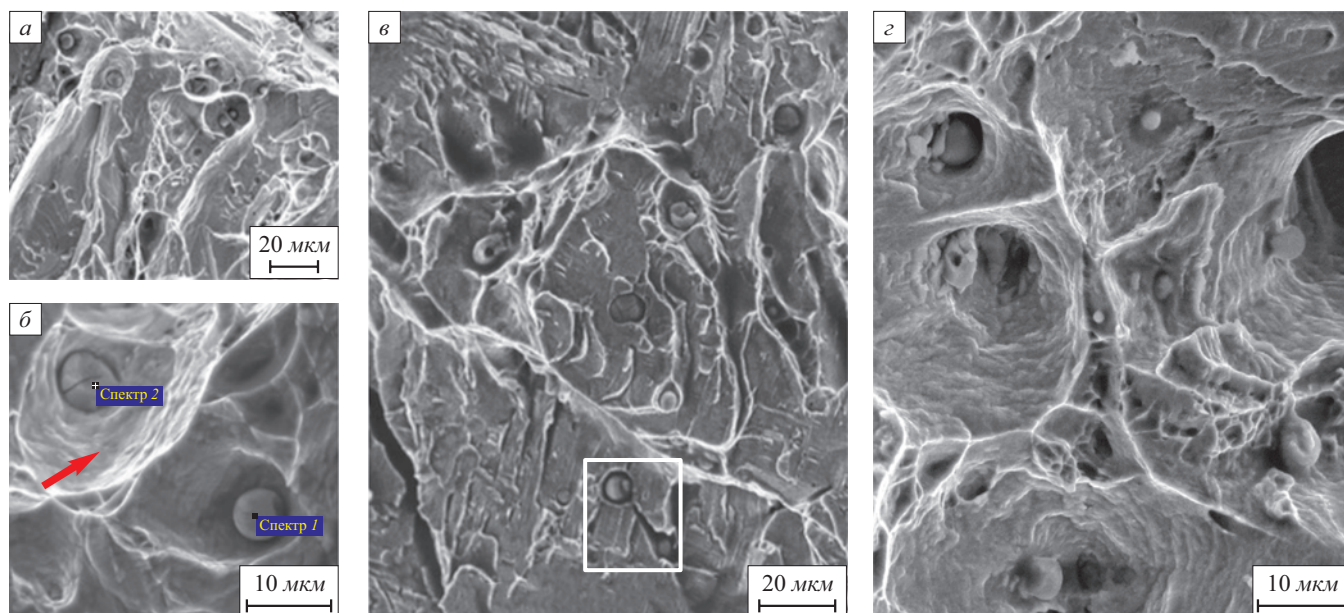
Исследования микроструктуры продольного шлифа рабочей части разрывного образца, испытанного при $T_K = -110\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 6), выявили следующие особенности.

- Включения, выходящие на поверхность образца в рабочей части рядом с зоной шейки, а также в зоне шейки, не служат источником зарождения трещин (см. участки поверхности рабочей части разрывного образца, обведенные кружком на рис. 6, а, б).

- Частицы НВ в зоне локализации напряжений (шейке) сильно деформируются. Если в отсутствие растягивающих напряжений частицы, видимые на дне ямок в изломах и на шлифе, имели в основном форму, близкую к сфероидальной (рис. 3, а, 5), то в зоне шейки разрывного образца отношение ширины частиц к их длине составляло ~1:2 (рис. 6, а – д).

- Вытягивание оксисульфидных частиц происходит за счет того, что в оксидной части относительно крупных НВ при максимальных напряжениях развиваются трещины (рис. 6, г с изображениями частиц из разных участков зоны шейки), а окружающая оксид оболочка сульфида MnS деформируется. При этом трещины на границе НВ – деформирующийся металл не образуются, что, очевидно, связано как с высокой пластичностью матричного аустенита, так и с наличием вокруг оксида пластичной сульфидной оболочки.

- Даже в том случае, если группа близкорасположенных НВ образует внутри металла цепочку вдоль оси растягивающих напряжений, они не служат источником зарождения трещины по известному механизму, описанному, в том числе, в работе [4]: «происходят локализация деформации во включениях и в матрице вблизи включений, зарождение полостей (пор) вокруг частиц → полости (поры) вытягиваются до определенного критического размера → поры объединяются в одну длинную полость – зародыш трещины, происходит распространение трещины от включения в матри-

Рис. 5. Оксисульфидные частицы в изломе стали 05X21AG15N8MFL после испытаний на ударный изгиб при -160°C Fig. 5. Oxysulfide particles in the fracture of steel 05Kh21AG15N8MFL after impact bending tests at -160°C

цу с образованием магистральной трещины» (рис. 6, в, увеличенное изображение выделенного прямоугольной рамкой участка на рис. 6, б).

- На стадии долома образца отрыв может происходить и через треснувшие частицы (рис. 6, д), и по границам НВ – металл (рис. 6, е).

Из рис. 6, а также видно, что границы зерен аустенита часто проходят по межфазным границам аустенит – феррит и что частицы НВ играют определенную роль в сдерживании этих границ.

ОБСУЖДЕНИЕ ПОЛУЧЕННЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ ПО ВЛИЯНИЮ НВ НА ХЛАДОСТОЙКОСТЬ В СРАВНЕНИИ С ЛИТЕРАТУРНЫМИ ДАННЫМИ ДЛЯ ДРУГИХ МАТЕРИАЛОВ

В феррито-перлитных трубных сталях повышенной прочности (материале другого структурного класса) НВ оказывают существенное влияние на хладостойкость. Испытания этих сталей при пониженных клима-

тических температурах показывают, что НВ в них могут служить очагами зарождения хрупких трещин, как показано на рис. 5, а, где источником скола послужило включение TiN [17].

Имеющиеся в аустенитной матрице литой стали 05X21AG15N8MFL оксисульфидные включения не вызывают подобных последствий при испытаниях вплоть до -160°C . В том числе не наблюдаются очаги скола, инициированные частицами НВ, подобные представленному на рис. 5, а. Ни одно из испытаний на ударный изгиб в интервале от $+20$ до -160°C (рис. 4) не показало отклонений более, чем на 30 Дж/см^2 в значениях ударной вязкости от среднего значения (описываемого кривой ударной вязкости на данном рисунке), которые объяснялись бы негативным влиянием частиц НВ.

К обсуждению полученных результатов можно привлечь данные, полученные для литейной аустенитной стали 07X13Г28НЗЛ с высокой ударной вязкостью при низких температурах [12]. Исследуя эту сталь, авторы заключили, что мелкие ямки в изломах снижают вязкость и пластичность, крупные ямки ответственны за повышение пластических свойств. Высокую ударную вязкость стали демонстрируют в том случае, если при наличии большого числа ямок небольшого размера наибольшую площадь в изломе занимают ямки размером не менее $10 - 15 \text{ мкм}$ с глобулярными включениями не более 8 мкм . Отмечалось также, что помимо наличия подобного ямочного рельефа в изломе ударных образцов признаком высокой вязкости металла является пластичность самих ямок (серпантинный характер скольжения на их стенках, достаточная глубина ямок и отсутствие их трещиноватости) [18]. Указанные при-

Таблица 3

Механические свойства литейной стали 05X21AG15N8MFL при растяжении при $+20 \dots -110^{\circ}\text{C}$

Table 3. Mechanical properties of casting steel 05Kh21AG15N8MFL under tension at $+20 \dots -110^{\circ}\text{C}$

Механические свойства	Температура испытаний, $^{\circ}\text{C}$				
	-110	-90	-70	-40	$+20$
$\sigma_{0.2}$, МПа	716	—	558	533	402
σ_b , МПа	1011	—	871	862	684
δ , %	46	—	—	53	41

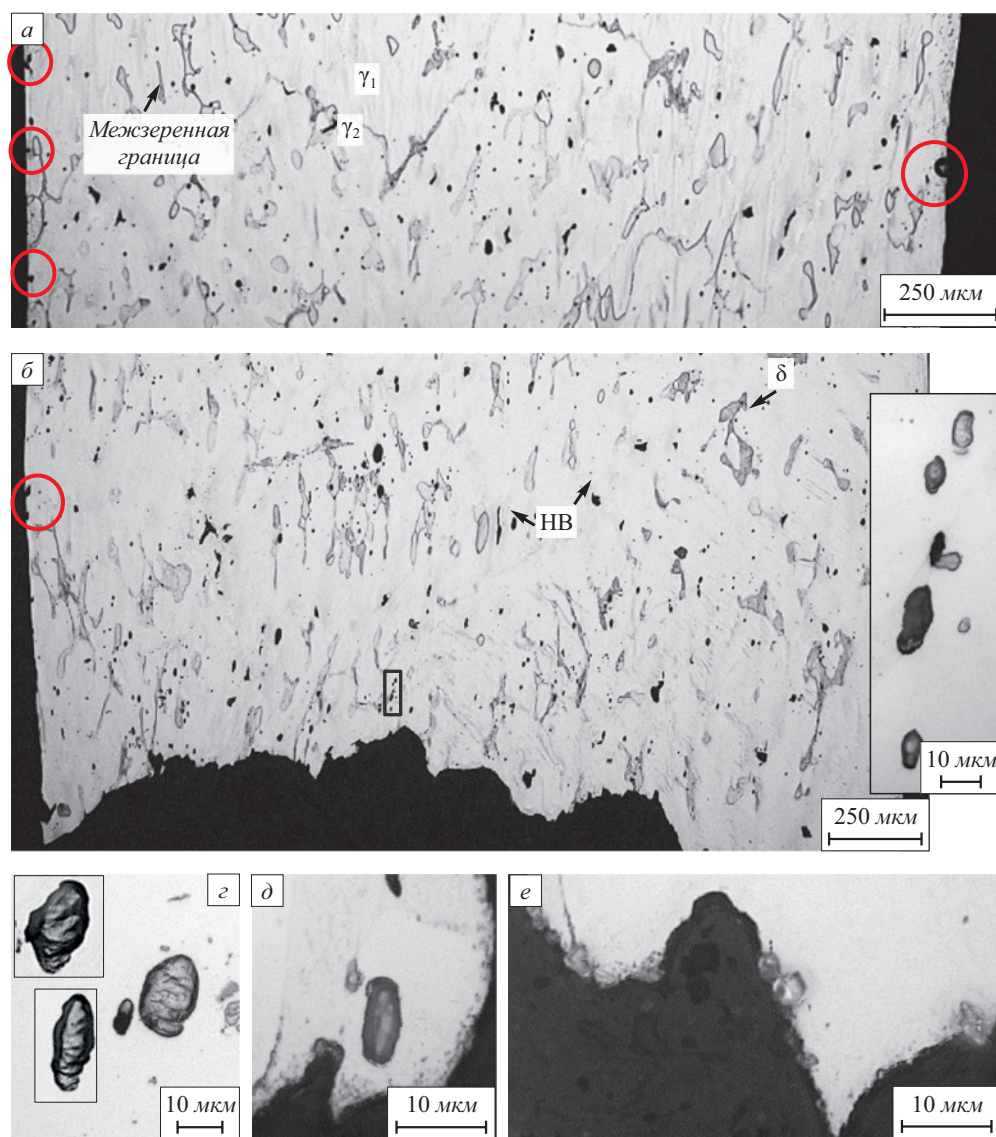


Рис. 6. Неметаллические включения в рабочей части разрывного образца (испытания при -110°C) рядом с зоной шейки (а) и в зоне шейки (б – е), в том числе выходящие на поверхность зоны долома (д, е)

Fig. 6. NMI in working part of the tensile samples (tests at -110°C) near the neck area (a) and in the neck area (б – е), incl. near failure zones coming to the surface (д, е)

знаки вязкого разрушения присущи изученной литой стали 05X21AG15N8MФЛ, в том числе глубокие ямки со следами серпантинного скольжения и частицами $<8\text{ мкм}$ (см. характерные изображения ямок, отмеченные стрелкой на рис. 5, б). Кроме того, полученные результаты подтверждают заключения [18] на основе анализа изломов:

– не выявлено «практически ни одного случая, когда бы хрупкая трещина начиналась исключительно от включений или распространялась от включения и далее бы переходила в вязкое течение»;

– «... в пластичных сталях, в отличие от высокопрочных, НВ способны быть релаксаторами напряжений за счет реализации пластической деформации задолго до подхода трещины. Таким образом, НВ не способствуют образованию хрупкого излома».

Второе заключение коррелирует с представлениями, изложенными в работе [4] о том, что разрушение матрицы вблизи включения есть результат двух конкурирующих процессов: накопления в ходе пластического деформирования внутренних напряжений из-за торможения движения дефектов кристаллического строения и их пластической релаксации.

В монографии [4] изложены различные варианты разрушения межфазных границ включение – матрица при деформации сталей, разрушения НВ при пластической деформации стали и его возможного влияния на переход трещины в матрицу для разных типов сложных гетерофазных НВ. Для включений, состоящих из тугоплавкой фазы «ф2», окруженной сульфидной оболочкой «ф-о1», как в представленной авторами работе, в качестве характерной особенности отмечалось образование трещин по

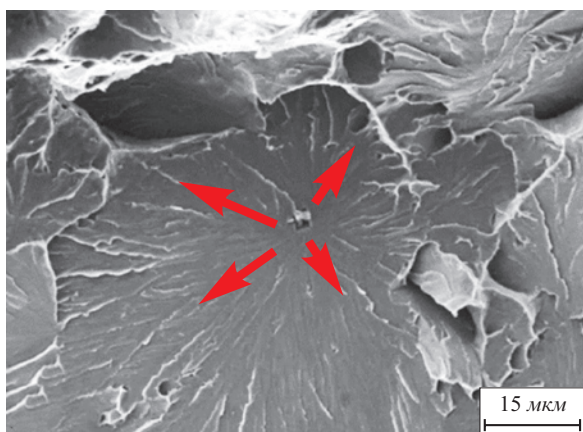


Рис. 7. Влияние неметаллических включений на хладостойкость трубных сталей при испытаниях на ударный изгиб. Стрелки указывают на излом образцов трубной стали К60-А после испытания при $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ с очагом скола, содержащим НВ [17]

Fig. 7. Effect of NMI on cold resistance of pipe steels during impact bending tests. Arrows indicate fracture fracture of K60-A pipe steel samples after testing at $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, with a cleavage center containing NMI [17]

межфазным границам $\phi\text{-}01 - \phi\text{-}2$, поскольку эти границы способствуют локализации деформации во включениях.

Обсуждая вклад НВ в механическое поведение изученной стали, следует учитывать, что границы НВ – матрица, также, как и границы зерен [19, 20], представляют собой источники решеточных дислокаций.

Принципиальным положительным отличием металла изученной литейной стали от подобного ей по составу, но горячедеформированного, являются форма большинства НВ, близкая к глобулярной, и отсутствие строчечных скоплений НВ, поскольку вблизи глобулярных включений концентрация деформации ниже, чем у пластинчатых, и определяется размером включения [4]. В работе [21] отмечалось, что для горячекатаного металла близкой к изученной по составу стали 04X20H6Г11М2АФБ с 0,47 и 0,50 % N относительно низкая (по сравнению с другими сталями аустенитного класса) пластичность в Z-направлении проката:

- может быть обусловлена высокой прочностью матрицы в сочетании с наличием скоплений НВ неблагоприятной формы;

- зависит как от общей загрязненности частицами НВ, так и от строчечной морфологии их скоплений.

При этом из трех видов выявленных НВ (сложные нитриды, содержащие Nb; оксиды алюминия; сульфиды) наиболее заметно ухудшали свойства металла плоские скопления оксидов алюминия и указанных нитридов.

Выводы

В лабораторном металле литейной высокопрочной аустенитной стали 05X21AG15H8MФЛ, содержащей до ~8 % феррита, упрочненной за счет легирования азотом, неметаллические включения представляют собой оксисульфиды с оксидами SiO_2 в центральной части и наружным слоем, сформированным сульфидом марганца MnS . Частиц нитридов, видимых в изломе или на шлифе, субмикронного, либо микронного размера, не выявлено.

Форма оксисульфидных НВ глобулярная или овальная. Доля частиц со средним размером до 2 мкм включительно ~50 %; до 4 мкм ~75 %. Отдельные частицы могут достигать размеров до ~20 мкм. Частицы НВ в литом металле распределены неравномерно, имеются достаточно обширные участки, практически свободные от выделений, и участки значительно загрязненного металла. Основная часть металла содержит НВ в умеренном количестве.

При испытаниях литой стали на ударный изгиб при $-160\text{ }^{\circ}\text{C}$ оксисульфидные частицы:

- не служат источником зарождения трещин и не способствуют их распространению;

- находятся в изломе в изолированных ямках, разделенных гребнями отрыва, не сливающихся при ударном разрушении в единые поры.

Все не глобулярные включения раскалываются под воздействием ударной разрушающей нагрузки.

В условиях статической одноосной деформации при температуре $-110\text{ }^{\circ}\text{C}$ предел текучести возрастает более, чем в 1,7 раза по сравнению со свойствами при $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$, пластичность при охлаждении до $-110\text{ }^{\circ}\text{C}$ не снижается. При этом частицы НВ:

- выходящие на поверхность образца в рабочей части в зоне шейки не служат источником зарождения трещин;

- находящиеся в шейке сильно деформируются с отношением ширины частиц к их длине ~1:2 за счет развития в их оксидной части трещин, не находящихся продолжения в металле аустенитной матрицы.

Трещины на границе НВ – деформирующийся металл не образуются. Даже при случайном расположении частиц в виде цепочек вдоль оси приложения растягивающей нагрузки, на расстоянии 5 – 20 мкм друг от друга, не происходит формирования пор вокруг частиц и их слияния в зародыш трещины.

Полученные результаты коррелируют с литературными данными о том, что в пластичных сталях НВ могут действовать как релаксаторы напряжений.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Костина М.В., Поломошнов П.Ю., Блинов В.М., Мурадян С.О., Костина В.С. Хладостойкость новой литейной Cr–Mn–Ni–Mo–N стали с 0,5 % N. Часть 1 // Известия вузов. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 11. С. 894–906. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-11-894-906>
1. Kostina M.V., Polomoshnov P.Yu., Blinov V.M., Muradyan S.O., Kostina V.S. Cold resistance of new casting Cr – Mn – Ni – Mo – N steel with 0.5 % of N. Part. 1. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 11, pp. 894–906. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-11-894-906>

2. Gladman T., Holmes B., Pickering F.B. Work hardening of low-carbon steels // *The Journal of the Iron and Steel Institute*. 1970. Vol. 208. No. 2. P. 172–183.
3. Pickering F.B. *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. London: Applied Science Publisher Ltd, 1978. 104 p.
4. Губенко С. Неметаллические включения и прочность сталей. Физические основы прочности сталей. Saarbrücken: OmniScriptum Marketing DEU GmbH, 2015. 274 с.
5. Knott J.F. *Fundamentals of Fracture Mechanics*. London: Butterworth, 1973. 273 p.
6. Da Costa e Silva A.L.V. The effects of non-metallic inclusions on properties relevant to the performance of steel in structural and mechanical applications // *Journal of Materials Research and Technology*. 2019. Vol. 8. No. 2. P. 2408–2422. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.01.009>
7. You D., Michelic S.K., Presoly P., Liu J., Bernhard C. Modeling inclusion formation during solidification of steel: A review // *Metals*. 2017. Vol. 7. No. 11. Article 460. <https://doi.org/10.3390/met7110460>
8. Park J.H., Kang Y. Inclusions in stainless steels – A review // *Steel Research International*. 2017. Vol. 88. No. 12. P. 1700–2130. <https://doi.org/10.1002/srin.201700130>
9. Speich G.R., Spitzig W.A. Effect of volume fraction and shape of sulfide inclusions on through-thickness ductility and impact energy of high-strength 4340 plate steels // *Metallurgical Transactions A*. 1982. Vol. 13. No. 12. P. 2239–2258. <https://doi.org/10.1007/BF02648395>
10. Singh V. *Inclusion Modification in Steel Castings Using Automated Inclusion Analysis: Masters Theses*. Missouri University of Science and Technology, 2009. 80 p.
11. Srivastava A., Ponson L., Osovski S., Bouchaud E., Tvergaard V., Needleman A. Effect of inclusion density on ductile fracture toughness and roughness // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2014. Vol. 63. P. 62–79. <https://doi.org/10.1016/j.jmps.2013.10.003>
12. Tervo H., Kajjalainen A., Pikkarainen T., Mehtonen S., Porter D. Effect of impurity level and inclusions on the ductility and toughness of an ultra-high-strength steel // *Materials Science and Engineering: A*. 2017. Vol. 697. P. 184–193. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.05.013>
13. Thornton P.A. The influence of nonmetallic inclusions on the mechanical properties of steel: A review // *Journal of Materials Science*. 1971. Vol. 6. P. 347–356. <https://doi.org/10.1007/PL00020378>
14. Krawczyk J., Pawlowski B. The effect of non-metallic inclusions on the crack propagation impact energy of toughened 35B2+Cr steel // *Metallurgy and Foundry Engineering*. 2008. Vol. 34. No. 2. P. 115–124. <https://doi.org/10.7494/mafe.2008.34.1.115>
15. Костина М.В., Мурадян С.О., Хадыев М.С., Корнеев А.А. Исследование влияния термической обработки на структуру, фазовый состав и механические свойства новой литейной высококозотистой коррозионностойкой Cr–Mn–Ni–Mo–N стали // *Металлы*. 2011. № 5. С. 33–48.
16. Wang W., Yan W., Yang K., Shan Y., Jiang Z. Temperature dependence of tensile behaviors of nitrogen-alloyed austenitic stainless steel // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2010. Vol. 19. P. 1214–1219. <https://doi.org/10.1007/s11665-010-9603-7>
17. Судьин В.В. Исследование особенностей разрушения низколегированных сталей и их сварных соединений в интервале вязкохрупкого перехода: Дис... канд. физ.-мат. наук. Москва: ИМЕТ РАН, 2021. 189 с.
18. Горобченко С.Л., Кривцов Ю.С., Андреев А.К., Солнцев Ю.П. Конкурентоспособность арматурного литья за пределами ударной вязкости или применение нового комплексного метода для подтверждения надежности аустенитных сталей для криогенной арматуры // ТПА. Трубопроводная арматура и оборудование [Электронный ресурс]. URL: <http://www.valverus.info/popular/3219-konkurentosposobnost-armaturnogo-litya.html> (дата обращения 20.12.2021)
19. Кайбышев О.А., Валиев Р.З. Границы зерен и свойства металлов. Москва: Металлургия, 1987. 214 с.
2. Gladman T., Holmes B., Pickering F.B. Work hardening of low-carbon steels. *The Journal of the Iron and Steel Institute*. 1970, vol. 208, no. 2, pp. 172–183.
3. Pickering F.B. *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. London: Applied Science Publisher Ltd, 1978, 104 p.
4. Gubenko S. *Non-Metallic Inclusions and Strength of Steels. Physical Bases of Strength of Steels*. Saarbrücken: OmniScriptum Marketing DEU GmbH, 2015, 274 p. (In Russ.).
5. Knott J.F. *Fundamentals of Fracture Mechanics*. London: Butterworth, 1973, 273 p.
6. Da Costa e Silva A.L.V. The effects of non-metallic inclusions on properties relevant to the performance of steel in structural and mechanical applications. *Journal of Materials Research and Technology*. 2019, vol. 8, no. 2, pp. 2408–2422. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.01.009>
7. You D., Michelic S.K., Presoly P., Liu J., Bernhard C. Modeling inclusion formation during solidification of steel: A review. *Metals*. 2017, vol. 7, no. 11, article 460. <https://doi.org/10.3390/met7110460>
8. Park J.H., Kang Y. Inclusions in stainless steels – A review. *Steel Research International*. 2017, vol. 88, no. 12, pp. 1700–2130. <https://doi.org/10.1002/srin.201700130>
9. Speich G.R., Spitzig W.A. Effect of volume fraction and shape of sulfide inclusions on through-thickness ductility and impact energy of high-strength 4340 plate steels. *Metallurgical Transactions A*. 1982, vol. 13, no. 12, pp. 2239–2258. <https://doi.org/10.1007/BF02648395>
10. Singh V. *Inclusion Modification in Steel Castings Using Automated Inclusion Analysis: Masters Theses*. Missouri University of Science and Technology, 2009, 80 p.
11. Srivastava A., Ponson L., Osovski S., Bouchaud E., Tvergaard V., Needleman A. Effect of inclusion density on ductile fracture toughness and roughness. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2014, vol. 63, pp. 62–79. <https://doi.org/10.1016/j.jmps.2013.10.003>
12. Tervo H., Kajjalainen A., Pikkarainen T., Mehtonen S., Porter D. Effect of impurity level and inclusions on the ductility and toughness of an ultra-high-strength steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2017, vol. 697, pp. 184–193. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.05.013>
13. Thornton P.A. The influence of nonmetallic inclusions on the mechanical properties of steel: A review. *Journal of Materials Science*. 1971, vol. 6, pp. 347–356. <https://doi.org/10.1007/PL00020378>
14. Krawczyk J., Pawlowski B. The effect of non-metallic inclusions on the crack propagation impact energy of toughened 35B2+Cr steel. *Metallurgy and Foundry Engineering*. 2008, vol. 34, no. 2, pp. 115–124. <https://doi.org/10.7494/mafe.2008.34.1.115>
15. Kostina M.V., Muradyan S.O., Khadyev M.S., Korneev A.A. Effect of heat treatment on structure, phase composition and mechanical properties of a new cast high-nitrogen corrosion-resistant Cr–Mn–Ni–Mo–N steel. *Metally*. 2011, no. 5, pp. 33–48. (In Russ.).
16. Wang W., Yan W., Yang K., Shan Y., Jiang Z. Temperature dependence of tensile behaviors of nitrogen-alloyed austenitic stainless steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2010, vol. 19, pp. 1214–1219. <https://doi.org/10.1007/s11665-010-9603-7>
17. Sud'in V.V. *Investigation of the features of destruction of low-alloy steels and their welded joints in the interval of ductile-brittle transition: Cand. Tech. Sci. Diss.* Moscow: IMET RAS, 2021, 189 p. (In Russ.).
18. Gorobchenko S.L., Krivtsov Yu.S., Andreev A.K., Solntsev Yu.P. Competitiveness of rebar casting beyond impact strength or the use of a new integrated method to confirm the reliability of austenitic steels for cryogenic rebar. *TPA. Truboprovodnaya armatura i oborudovanie* [Electronic resource]. Available at URL: <http://www.valverus.info/popular/3219-konkurentosposobnost-armaturnogo-litya.html> (Accessed 20.12.2021). (In Russ.).
19. Kaibyshev O.A., Valiev R.Z. *Grain Boundaries and Properties of Metals*. Moscow: Metallurgiya, 1987, 214 p. (In Russ.).

20. Орлов А.Н., Переверзентцев В.Н., Рыбин В.В. Границы зерен в металлах. Москва: Металлургия, 1980, 156 с.
21. Смирнов Л.А., Бурмасов С.П., Беликов С.В., Жилияков А.Ю., Орыщенко А.С., Калинин Г.Ю., Соловьев И.В., Житлухина М.Е. Влияние морфологии неметаллических включений на разрушение перспективной высокопрочной коррозионностойкой стали 04X20N6G11M2AFB // Черная металлургия. Бюллетень научнотехнической и экономической информации. 2020. Т. 76. № 4. С. 372–381. <https://doi.org/10.32339/0135-5910-2020-4-372-381>
20. Orlov A.N., Pereverzentsev V.N., Rybin V.V. Grain Boundaries in Metals. Moscow: Metallurgiya, 1980, 156 p. (In Russ.).
21. Smirnov L.A., Burmasov S.P., Belikov S.V., Zhilyakov A.Yu., Oryshchenko A.S., Kalinin G.Yu., Solov'ev I.V., Zhitlukhina M.E. Effect of nonmetallic inclusions morphology on destruction of a perspective high strength corrosion-resistant steel 04KH20N6G11M2AFB. Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information. 2020, vol. 76, no. 4, pp. 372–381. (In Russ.). <https://doi.org/10.32339/0135-5910-2020-4-372-381>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Мария Владимировна Костина, д.т.н., доцент, ведущий научный сотрудник, заведующий лабораторией физикохимии и механики металлических материалов, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН; профессор, Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)
ORCID: 0000-0002-2136-5792
E-mail: mvk@imet.ac.ru

Александр Эдуардович Кудряшов, инженер-исследователь, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
E-mail: al.kudriashov@mail.ru

Людмила Георгиевна Ригина, к.т.н., ведущий научный сотрудник, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН; Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения, ОАО НПО «ЦНИИТМАШ»
E-mail: LGRigina@cniitmash.com

Саркис Ованесович Мурадян, к.т.н., научный сотрудник лаборатории физикохимии и механики металлических материалов, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
E-mail: muradianso@gmail.com

Ольга Станиславовна Антонова, младший научный сотрудник, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

Валентина Сергеевна Костина, к.т.н., младший научный сотрудник лаборатории физикохимии и механики металлических материалов, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
ORCID: 0000-0001-7956-499X
E-mail: vskostina@yandex.ru

Mariya V. Kostina, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Senior Researcher, Head of the Laboratory "Physicochemistry and Mechanics of Metallic Materials", Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences; Prof., Moscow Aviation Institute (National Research University)
ORCID: 0000-0002-2136-5792
E-mail: mvk@imet.ac.ru

Aleksandr E. Kudryashov, Research Engineer, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences
E-mail: al.kudriashov@mail.ru

Lyudmila G. Rigina, Cand. Sci. (Eng.), Leading Researcher, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences; JSC Russian State Research Center "CNIITMASH"
E-mail: LGRigina@cniitmash.com

Sarkis O. Muradyan, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory "Physicochemistry and Mechanics of Metallic Materials", Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences
E-mail: muradianso@gmail.com

Ol'ga S. Antonova, Junior Researcher, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences

Valentina S. Kostina, Cand. Sci. (Eng.), Junior Researcher of the Laboratory "Physicochemistry and Mechanics of Metallic Materials", Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0001-7956-499X
E-mail: vskostina@yandex.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

М. В. Костина – научное руководство и формирование основной концепции, цели и задачи исследования, подготовка и доработка текста, формирование выводов.

А. Э. Кудряшов – выполнение исследований микроструктуры методом оптической микроскопии, в том числе разработка состава травителя, обработка и анализ результатов микроструктурных исследований, оформление статьи по правилам редакции.

Л. Г. Ригина – выплавка стали, анализ результатов по включениям.

С. О. Мурадян – проведение механических испытаний на растяжение и ударный изгиб, в том числе при пониженных температурах, анализ результатов механических испытаний.

О. С. Антонова – проведение исследований методом сканирующей электронной микроскопии, в том числе фрактографический и микрорентгеноспектральный анализ.

В. С. Костина – подбор литературы для вводной части и обсуждения результатов, работа с рисунками.

M. V. Kostina – scientific guidance and formation of the main concept, goals and objectives of the study, preparation and revision of the text, formation of conclusions.

A. E. Kudryashov – microstructure studies by optical microscopy, incl. development of the etchant composition; processing and analysis of the results of microstructural studies, preparation of the article.

L. G. Rigina – steel smelting, analysis of the results by inclusions.

S. O. Muradyan – mechanical tests for tension and impact bending (incl. at long temperatures) and their analysis.

O. S. Antonova – studies by scanning electron microscopy, incl. fractographic analysis and X-ray microspectral analysis.

V. S. Kostina – selection of literature data for the introduction and the results discussion, preparation of the figures.

Поступила в редакцию 01.03.2022
 После доработки 11.03.2022
 Принята к публикации 13.03.2022

Received 01.03.2022
 Revised 11.03.2022
 Accepted 13.03.2022